

SILESIAIAN UNIVERSITY OF TECHNOLOGY

Faculty of Mechanical Engineering



**Silesian
University
of Technology**

MSc. Eng. Adam SKOWRONEK

DOCTORAL DISSERTATION

**Improvement of the ductility of high-strength medium-Mn steels
through intercritical annealing**

**Supervisor
Professor Adam Grajcar**

GLIWICE, POLAND, 2023

Streszczenie poszerzone

Poprawa plastyczności wysokowytrzymałych stali średniomanganowych przez wyżarzanie międzykrytyczne

1. Wstęp

Przemysł motoryzacyjny jest dynamicznie rozwijającym się sektorem światowej gospodarki. Intensywna konkurencja i wprowadzenie nowych materiałów o niskiej gęstości, takich jak stopy aluminium, magnezu, materiały polimerowe oraz kompozytowe, stawiało nowe wyzwania dla producentów stali w ciągu ostatnich dwóch dekad. Ponowne skupienie uwagi na roli poszczególnych pierwiastków stopowych powszechnie stosowanych w stalach oraz rozwój nowoczesnych technologii metalurgicznych, obróbki plastycznej i opracowanie zaawansowanych metod obróbki cieplnej doprowadziło do powstania różnego rodzaju nowych stali o szerokim zakresie właściwości mechanicznych i odkształcalności.

Ograniczeniem stali konwencjonalnych jest tendencja do zmniejszania się plastyczności wraz ze wzrostem ich wytrzymałości. Od początku lat 90-tych XX w. przemysł motoryzacyjny poszukiwał stali, które połączą w sobie wysokie własności wytrzymałościowe i plastyczne. Przełomowym krokiem w rozwoju stali było wprowadzenie metastabilnego austenitu szczątkowego do mikrostruktury. Dzięki jego indukowanej odkształceniem przemianie martenzytycznej (SIMT) możliwe było uzyskanie niespotykanego dotąd umocnienia odkształceniowego wyrobów stalowych. Pozwoliło to skutecznie opóźnić formowanie się szyjki podczas rozciągania, a tym samym zwiększyć ciągliwość stali, przy jednoczesnym zachowaniu wysokiej wytrzymałości lub nawet jej podwyższeniu. Otworzyło to drogę do produkcji materiałów o niespotykanych dotąd właściwościach mechanicznych. Nowe podejście do projektowania składu chemicznego i obróbki cieplnej zaowocowało szybkim rozwojem nowoczesnych, wysokowytrzymałych stali dla motoryzacji (AHSS).

Nowe rodzaje stali, takie jak stale średniomanganowe, oraz nowoczesna obróbka cieplna, taka jak wyżarzanie międzykrytyczne, są obecnie intensywnie rozwijane. Utworzenie struktury wielofazowej o odpowiednich proporcjach, rozmieszczeniu, morfologii i stabilności wymaga zarówno precyzyjnego projektowania składu chemicznego, jak i właściwej kontroli parametrów obróbki cieplnej, takich jak szybkość nagrzewania i chłodzenia, temperatura oraz czas. Wysiłek ten jest jednak umotywowany możliwością produkcji nowych gatunków stali o

podwyższonych własnościach plastycznych oraz wytrzymałościowych przy kosztach produkcji zbliżonych w stosunku do obecnie stosowanych materiałów konstrukcyjnych w motoryzacji.

Jedną z metod wytwarzania stali średniomanganowych jest obróbka termomechaniczna zaadaptowana ze stali bainitycznych z efektem TRIP. Po zakończeniu obróbki na gorąco stal chłodzi się do temperatury przemiany bainitycznej. W tej temperaturze następuje wytrzymanie izotermiczne, w którego trakcie tworzy się osnowa bainityczna, a nieprzemieniony austenit ulega stabilizacji poprzez wzbogacenie w węgiel.

Pomimo wysokich wskaźników ekonomicznych i relatywnie prostego procesu produkcyjnego stale średniomanganowe wytwarzane metodą obróbki termomechanicznej wykazują ograniczoną przydatność przemysłową. Wydzielenia węglików oraz bimodalna morfologia drobno- i gruboziarnistego austenitu w tak wytworzonych stalach wpływają na ich podatność na pękanie oraz ograniczoną plastyczność. Stale średniomanganowe na osnowie bainitu wykazują zazwyczaj bardzo wysoką wytrzymałość, ale zwykle odbywa się to kosztem ograniczonej odkształcalności blach. Zahamowana redystrybucja Mn podczas niskotemperaturowego wytrzymania izotermicznego zmniejsza potencjał składu chemicznego tych stali.

Analiza literaturowa dotycząca zaawansowanych stali wielofazowych o wysokiej wytrzymałości pozwoliła stwierdzić, że ich plastyczność jest ściśle związana z frakcją i stabilnością austenitu szczątkowego w mikrostrukturze. Obecnie obróbką cieplną zapewniającą najwyższy stosunek fazowy austenitu szczątkowego do osnowy (faza α) jest wyżarzanie międzykrytyczne. Dotychczasowe badania dowodzą skuteczności tego podejścia w kontekście uzyskiwania wysokiej plastyczności i odkształcalności stali średniomanganowych.

2. Materiał do badań

Obiektem badań była gorącowalcowana stal średniomanganowa o grubości 4,5 mm i składzie chemicznym przedstawionym w Tabeli 1. Zawartość poszczególnych pierwiastków stopowych dobrano tak, aby zapewnić wysokie właściwości mechaniczne, technologiczne i wskaźniki ekonomiczne. Stale średniomanganowe zawierają zwykle od 3 do 12 % Mn. Badana stal zawiera 4,7 % tego pierwiastka, aby umożliwić stabilizację austenitu i jednocześnie ograniczyć koszt materiału. Stosunkowo niską zawartość węgla dobrano tak, aby ograniczyć jego szkodliwy wpływ na spawalność stali. Wprowadzono również dodatki krzemu i aluminium, aby zapobiec wydzieleniu się węglików. Ze względu na dużą hartowność,

wyjściowa mikrostruktura stali po walcowaniu na gorąco składała się z martenzytu ze śladowymi ilościami austenitu szczątkowego.

Pierwszym podejściem do obróbki tej stali była obróbka termomechaniczna. W efekcie otrzymana została mikrostruktura złożona z ferrytu bainitycznego, martenzytu i austenitu szczątkowego (~9 %). Taka mikrostruktura zaowocowała bardzo wysoką wytrzymałością materiału ($R_{p0,2}$ ~950 MPa i R_m ~1400 MPa), jednak jego wydłużenie całkowite było ograniczone do 8,5 %. Z tego względu konieczne było zastosowanie innego podejścia do obróbki cieplnej materiału w celu poprawy jego plastyczności. Bazując na przeglądzie literatury wybrano wyżarzanie międzykrytyczne.

Tabela 1 Skład chemiczny badanej stali.

Pierwiastek, % wag.							
C	Mn	Al	Si	Mo	S	P	Fe
0.16	4.7	1.6	0.20	0.20	0.005	0.008	93.12

3. Cel i zakres pracy

Pomimo trwających badań nad wyżarzaniem międzykrytycznym stali średniomanganowych, złożona natura metastabilnego austenitu stanowi nadal przeszkodę na drodze do optymalizacji ich własności mechanicznych. Frakcja i stabilność austenitu szczątkowego, które w głównej mierze wpływają na plastyczność stali, są kontrolowane przez wiele czynników, począwszy od składu chemicznego austenitu, a kończąc na jego orientacji krystalograficznej. Czynniki te z kolei są zależne od parametrów obróbki plastycznej oraz cieplnej. Zidentyfikowano następujące luki badawcze w zakresie wyżarzania międzykrytycznego stali średniomanganowych:

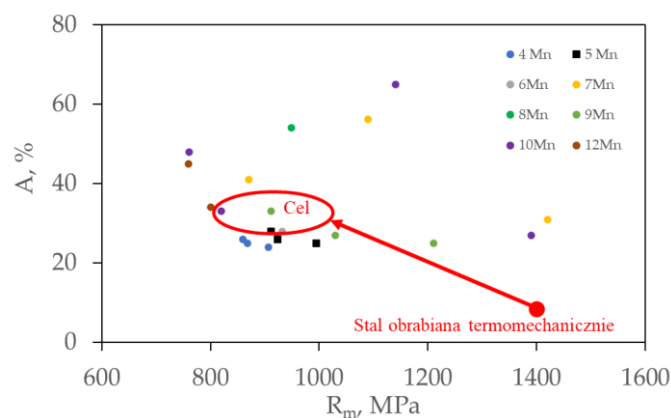
- Badania stali średniomanganowych koncentrują się głównie na stalach walcowanych na zimno, podczas gdy stale walcowane na gorąco charakteryzuje inna wyjściowa morfologia i stopień umocnienia. Stale średniomanganowe walcowane na gorąco wymagają dokładnych, systematycznych badań, ponieważ mogą znaleźć zastosowanie w szerokim obszarze transportu pasażerskiego oraz towarowego, jak również innych gałęziach przemysłu wykorzystującego grubsze blachy.
- Początkowo stale średniomanganowe zawierały głównie Si, co pogarszało ich podatność na cynkowanie. Z tego powodu Si należy zastąpić przez Al. Należy opisać wpływ Al na temperatury krytyczne i kinetykę przemian fazowych.

- Wpływ C i Mn na stabilizację austenitu szczątkowego został już szczegółowo zbadany. Wyjaśnić należy jednak wpływ wielkości ziarna i jego dystrybucji w mikrostrukturze na stabilność mechaniczną austenitu szczątkowego i wynikające z niej właściwości mechaniczne stopu.
- Obecne stale średniomanganowe są często produkowane w procesach wielogodzinnych w relatywnie niskich temperaturach. Należy zweryfikować możliwość skrócenia wyżarzania międzykrytycznego poprzez podwyższenie temperatury wyżarzania.

Biorąc pod uwagę powyższe aspekty, **celem pracy jest wyjaśnienie zjawisk strukturalnych zachodzących podczas wyżarzania międzykrytycznego walcowanej na gorąco stali średniomanganowej z dodatkiem Al w zależności od zastosowanych parametrów temperaturowo-czasowych obróbki cieplnej oraz optymalizacja tych parametrów, skutkująca poprawą plastyczności stali.**

Przeprowadzone studia literaturowe oraz współzależność mikrostruktury oraz przebiegu odkształcenia na zimno uzasadniają przyjęcie następującej tezy badawczej:

Właściwe dobranie udziału i stabilności austenitu szczątkowego poprzez optymalizację temperatury i czasu wyżarzania międzykrytycznego pozwala na uzyskanie stopniowej, indukowanej odkształceniem przemiany martenzytycznej kontrolowanej wielkością ziarna, a tym samym poprawę plastyczności stali, szczególnie w porównaniu ze stałą obrabianą termomechanicznie.



Rysunek 1 Cel badań w odniesieniu do obecnie badanych stali średniomanganowych wyżarzanych międzykrytycznie oraz stali obrabianej termomechanicznie.

Celem badań jest uzyskanie stali wielofazowej o końcowej mikrostrukturze zawierającej ponad 30 % austenitu szczątkowego i osnowę ferrytyczną. Minimalny poziom docelowych

właściwości mechanicznych to: $A_r = 15\%$, $A = 25\%$ i $R_m = 900$ MPa (Rysunek 1). Taki poziom właściwości wyrażony jako $R_m \times A > 23$ GPa% wykazują dotychczas stale średniomanganowe z większą zawartością manganu; dlatego wskazana poprawa właściwości mechanicznych badanej stali 5Mn-1,6Al jest wyzwaniem badawczym.

4. Metodologia

Aby osiągnąć cel i udowodnić tezę rozprawy przeprowadzono szereg badań. Pierwszym krokiem były symulacje termodynamiczne, których celem było wyznaczenie ewolucji mikrostrukturalnej wraz ze wzrostem temperatury i wpływ tej temperatury na skład chemiczny poszczególnych faz. Wyznaczono również temperatury krytyczne stali, tj. A_{c1} , A_{c3} , M_s . Scharakteryzowano również wpływ szybkości chłodzenia na przemiany fazowe. Następnie wykorzystano dylatometrię do weryfikacji wyników symulacji. Ten krok pozwolił na dobranie początkowych parametrów procesu wyżarzania międzykrytycznego, takich jak szybkość nagrzewania i chłodzenia oraz zakres obszaru międzykrytycznego.

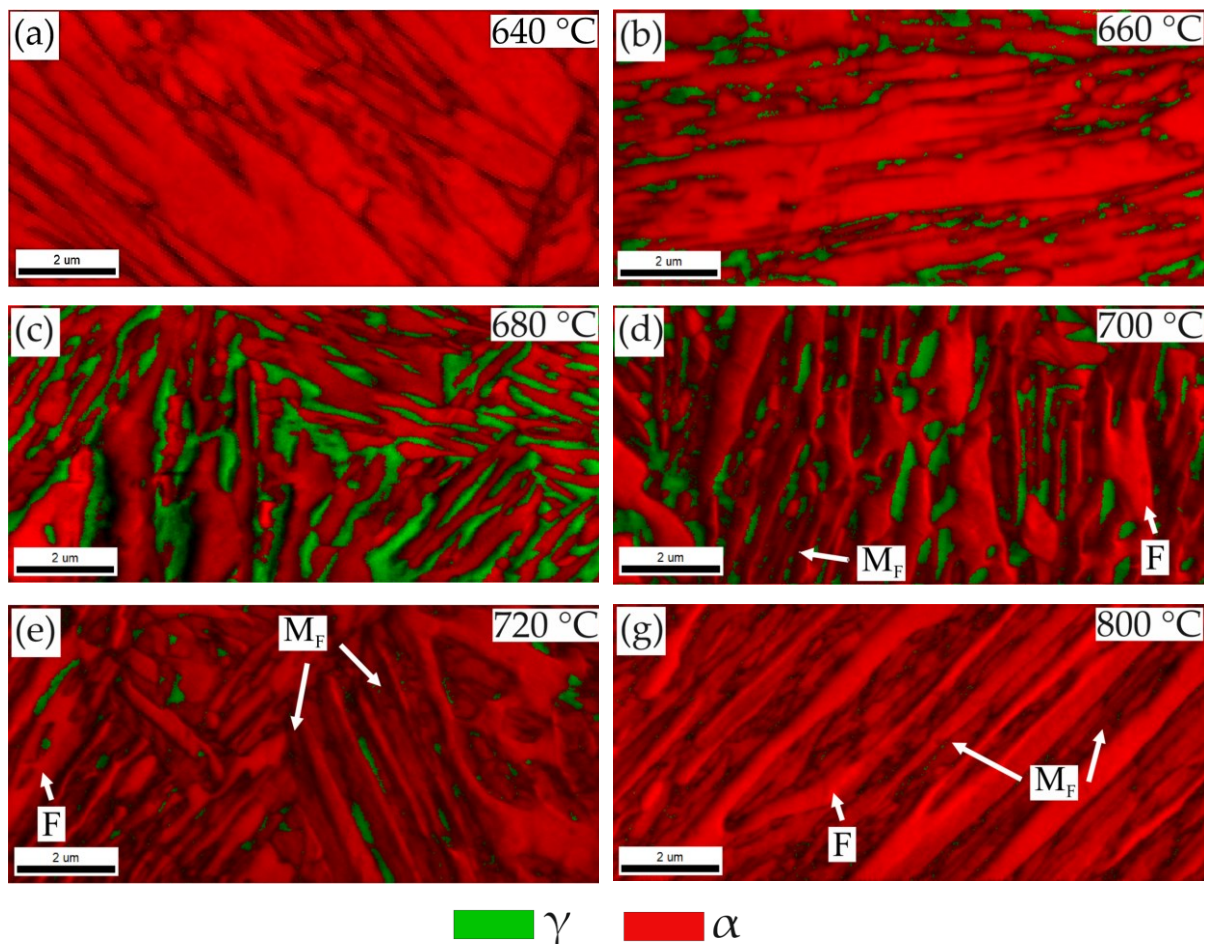
Drugi etap pracy polegał na badaniach wpływu temperatury wyżarzania na mikrostrukturę oraz własności mechaniczne stali. Przy wyborze wariantów obróbki cieplnej wzięto pod uwagę szeroki zakres temperatur, obejmujący cały obszar międzykrytyczny ($640\text{ }^\circ\text{C} - 1000\text{ }^\circ\text{C}$ przez 1 h). Symulacje obróbki cieplnej przeprowadzono za pomocą dylatometu, dostosowując parametry wyjściowe określone w pierwszym etapie badań. Próbki poddane obróbce cieplnej poddano serii badań jakościowych i ilościowych w celu określenia zmian składu fazowego, wielkości i morfologii ziaren (SEM, EBSD) wraz ze wzrostem temperatury. Określono również udział i skład chemiczny austenitu szczątkowego (od których zależy jego stabilność). Następnie przeprowadzono badania twardości i statyczną próbę rozciągania, aby zbadać właściwości mechaniczne stali po różnych wariantach obróbki cieplnej i skorelować je z cechami mikrostrukturalnymi. Krok ten pozwolił na dobranie optymalnej temperatury po obróbce, w której stal charakteryzuje się najwyższą plastycznością oraz korzystną frakcją i stabilnością austenitu szczątkowego.

Ostatnim etapem badań było określenie wpływu czasu wyżarzania na mikrostrukturę i właściwości mechaniczne stali. Do scharakteryzowania procesu zastosowano szeroki zakres czasu wyżarzania od 1 min do 300 min w temperaturze wybranej w drugim etapie badań ($680\text{ }^\circ\text{C}$). Ten krok obejmował metodologię opisaną w poprzednim akapicie. Jednak większy nacisk położono na charakterystykę ogólnej stabilności mechanicznej austenitu szczątkowego i jej zakresu. W tym celu zastosowano obliczenia termodynamiczne oraz przerywaną statyczną

próbę rozciągania. Zdeformowaną mikrostrukturę zbadano również pod kątem składu fazowego, frakcji austenitu szczątkowego oraz zmian twardości. Umożliwiło to precyzyjne określenie wpływu poszczególnych faz na właściwości mechaniczne stali oraz wyjaśnienie procesów zachodzących podczas odkształcania.

5. Wyniki badań

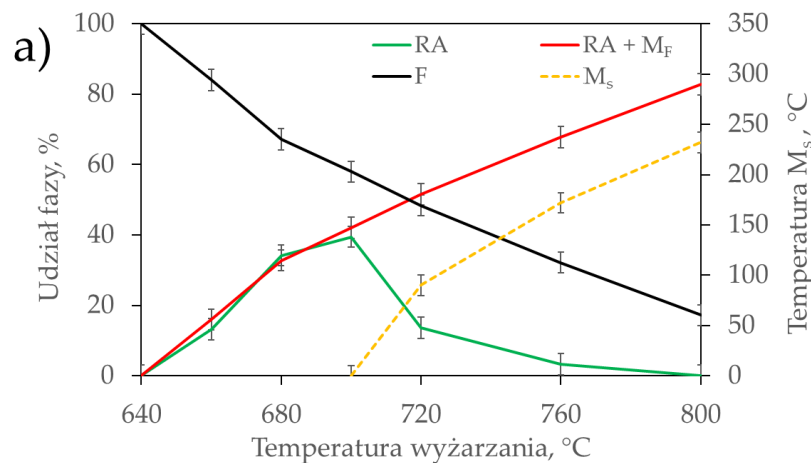
Rysunek 2 przedstawia mapy EBSD mikrostruktur otrzymanych podczas wyżarzania stali w różnych temperaturach. Wraz ze wzrostem temperatury wyżarzania pierwotna mikrostruktura martenzytyczna ulega odpuszczeniu. Wraz z przekroczeniem temperatury A_{c1} w końcowej strukturze zaczyna pojawiać się listwowy austenit szczątkowy, osiągając największy udział (powyżej 35 %) dla próbek wyżarzanych w 680 oraz 700 °C. Po obróbce w 700 °C stabilność austenitu jest jednak bardzo niska, co powoduje jego częściową przemianę nawet podczas preparatyki próbek, co widoczne jest poprzez obszary o niższej wartości IQ.



Rysunek 2 Mapy EBSD IQ+P dla próbek wyżarzanych w różnych temperaturach; M_F – martenzyt, F – ferryt.

Wraz z dalszym wzrostem temperatury wyżarzania udział austenitu szczątkowego szybko maleje ze względu na spadającą stabilność, a co za tym idzie, jego przemianę podczas chłodzenia stali. Jest to wynikiem coraz mniejszego wzbogacenia austenitu w pierwiastki stopowe takie jak C oraz Mn oraz rozrostu jego ziarna.

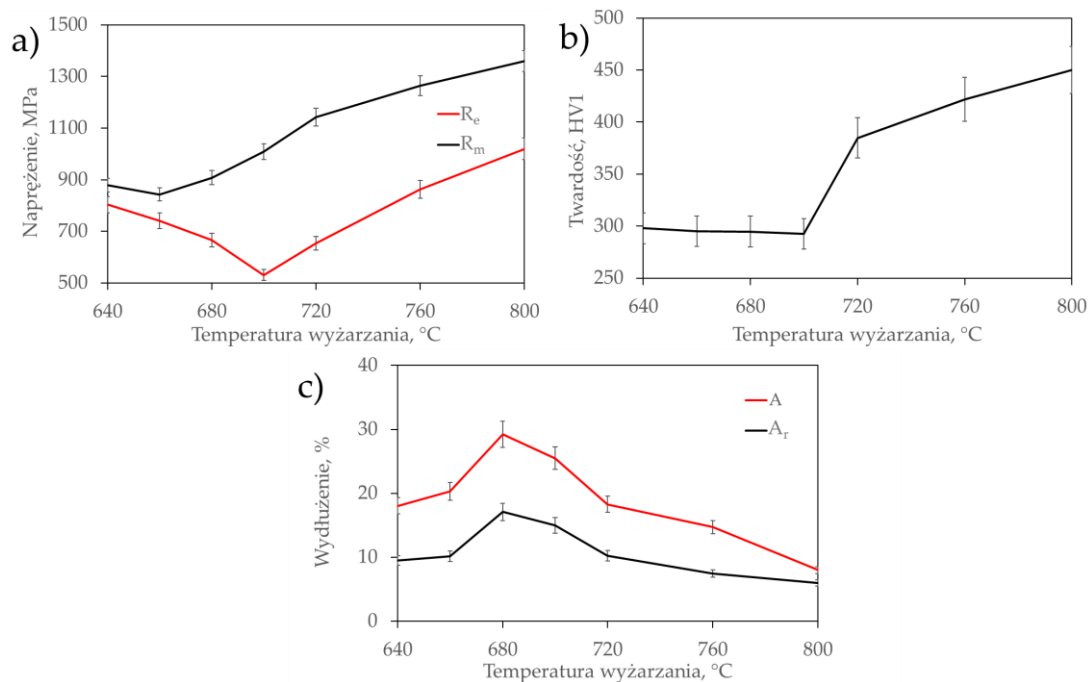
Ewolucja mikrostruktury towarzysząca podwyższaniu temperatury wyżarzania międzykrytycznego ma znaczący wpływ na właściwości mechaniczne badanej stali. Analiza i porównanie ewolucji mikrostruktury (Rysunek 3) oraz wynikających z niej właściwości mechanicznych (Rysunek 4) pozwalają przypisać rolę każdej fazie. Wartości R_e i twardości są bezpośrednio związane z początkową mikrostrukturą stali. Obydwa parametry zmniejszają swoją wartość wraz ze wzrostem temperatury wyżarzania, a co za tym idzie, postępowaniem odpuszczania martenzytu i tworzeniem się austenitu, do odpowiednio 531 MPa oraz 290 HV1 po wyżarzaniu w 700 °C. Następnie, zarówno R_e jak i twardość rosną, ponieważ zwiększa się udział twardego i wysokowytrzymałego martenzytu w strukturze. Wartość R_m rośnie w sposób ciągły wraz ze wzrostem temperatury wyżarzania (od 880 MPa po obróbce w 640 °C do 1360 MPa po obróbce w 800 °C), niezależnie od stosunku austenitu szczątkowego oraz martenzytu. R_m jest zależne głównie od końcowej frakcji „świeżego” martenzytu w zakresie wydłużenia jednorodnego.



Rysunek 3 Zmiany składu fazowego i temperatury M_s w zależności od temperatury wyżarzania międzykrytycznego; RA – austenit szczątkowy, F – ferryt, M_F – martenzyt, M_s – temperatura rozpoczęcia przemiany martenzytowej.

Odmianą tendencję obserwuje się w przypadku właściwości plastycznych badanej stali. Wydłużenie rośnie wraz ze wzrostem frakcji austenitu szczątkowego (do 31 % dla próbek wyżarzanej w 680 °C), ale jego wartość znacznie spada, gdy w mikrostrukturze obecny jest

martenzyt. Co ważne, plastyczność jest już ograniczona w próbce wyżarzanej w 700 °C, zawierającej początkowo najwyższą frakcję austenitu szczątkowego spośród wszystkich wariantów temperaturowych. Powodem tego jest niska stabilność austenitu szczątkowego. Próbka wyżarzana w 680 °C (zawierająca o ponad 5% mniej austenitu szczątkowego niż próbka wyżarzana w 700 °C) osiąga ponad 30 % wydłużenia dzięki stopniowemu efektowi SIMT. Z drugiej strony stabilność termiczna austenitu szczątkowego dla próbki wyżarzanej w 700 °C jest bardzo niska. Występuje w niej intensywna przemiana martenzytyczna przy niskim poziomie odkształcenia, co odbywa się kosztem ograniczonej plastyczności ($A = 25,5\%$).

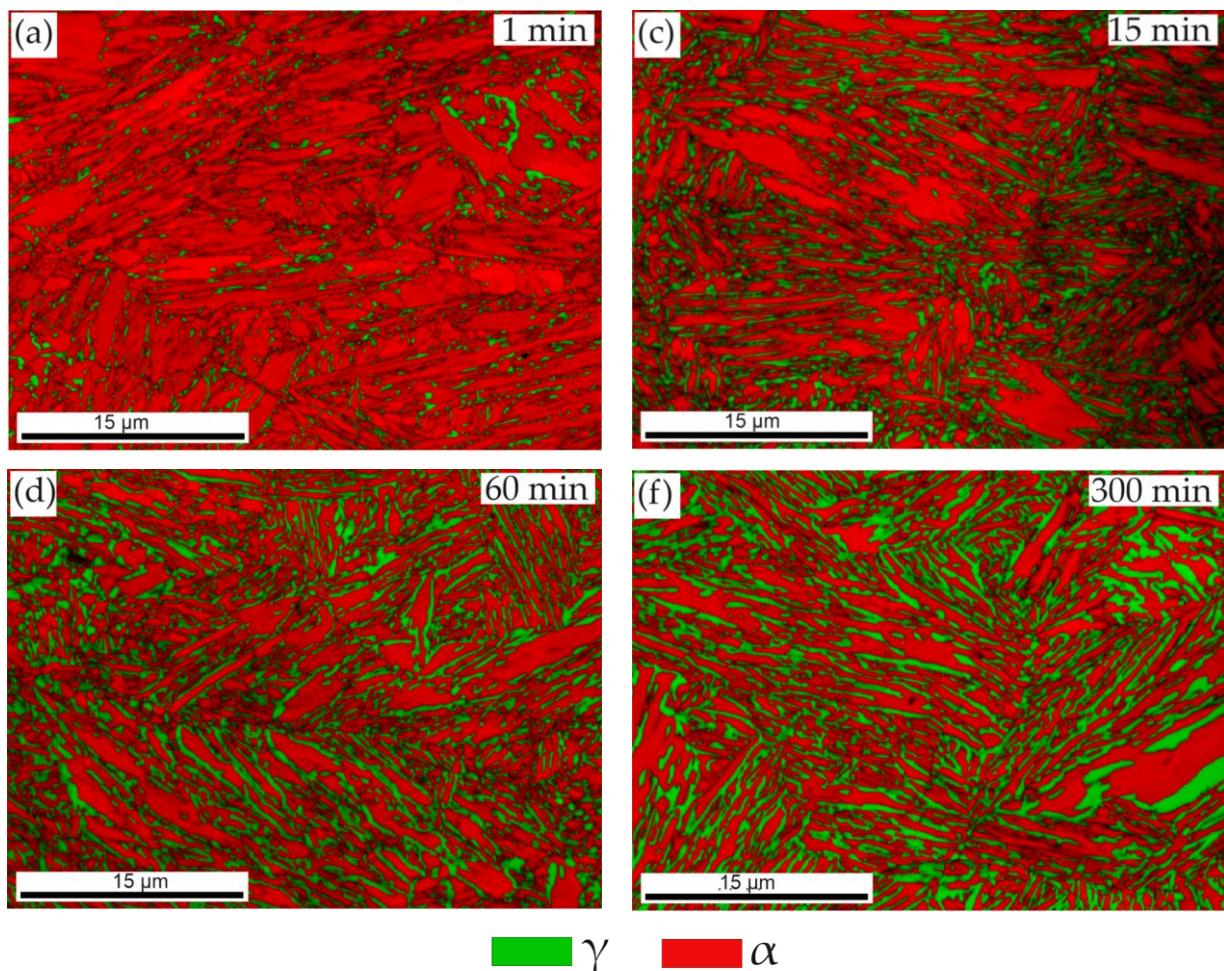


Rysunek 4 Zestawienie właściwości mechanicznych analizowanej stali wraz ze wzrostem temperatury wyżarzania: (a) właściwości wytrzymałościowe, (b) twardość, (c) plastyczność.

W przypadku próbek wyżarzanych przez różny czas w 680 °C udział austenitu w ich mikrostrukturze stale rośnie (Rysunek 5). Ziarna tej fazy rosną wzdłuż granic pierwotnych listew martenzytycznych, otaczając stopniowo martenzyt odpuszczony. Udział austenitu szczątkowego w próbce wyżarzanej przez 1 min wynosi 16 %, a dla próbki wyżarzanej przez 300 min osiąga ponad 40 %. Zwiększający się udział austenitu szczątkowego skutkuje szybkim obniżeniem stabilności tej fazy (Rysunek 6) ze względu na rosnącą wielkość ziarna oraz ograniczone stężenia C oraz Mn w roztworze stałym.

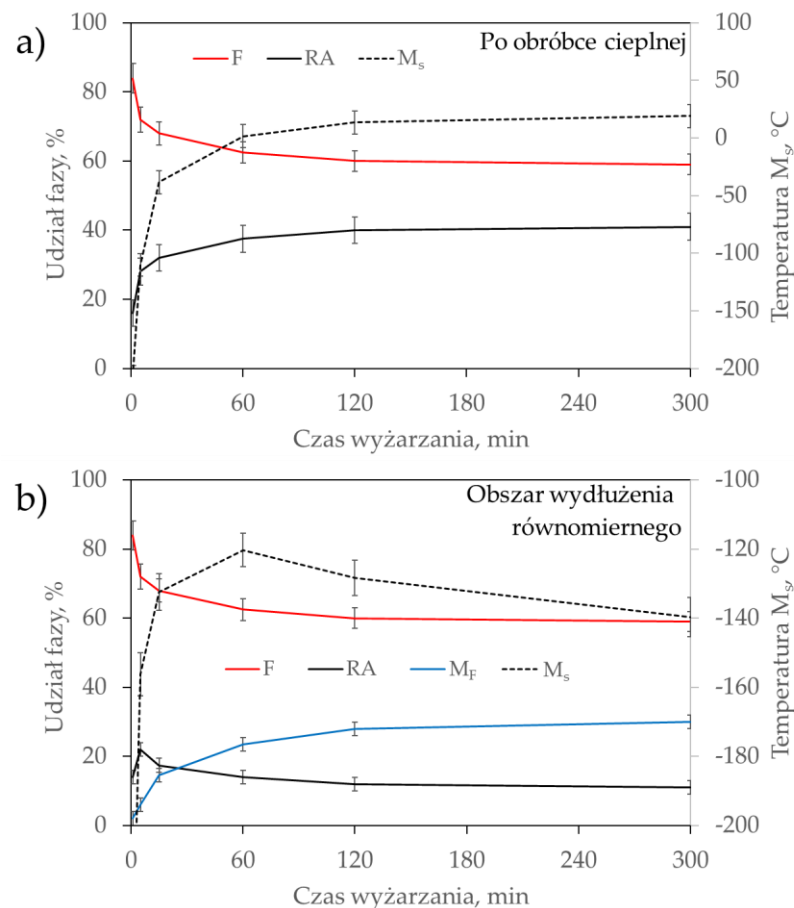
Mikrostruktura uzyskana po różnych czasach wygrzewania ma wyraźne odzwierciedlenie w granicy plastyczności i twardości (Rysunek 7). Pierwotny martenzyt ulega odpuszczaniu

podczas nagrzewania oraz wyżarzania, w związku z tym maleje twardość (z 317 HV1 po 1 min do 280 HV1 po 300 min) oraz R_e (z 860 MPa po 1 min do 590 MPa po 300 min) badanego stopu. Powstawanie dużej frakcji austenitu szczątkowego również wpływa na spadek twardości. Wartości R_m , pomimo stale rosnącego udziału austenitu szczątkowego, nieznacznie spadają (z 940 MPa po 1 min do 890 MPa po 300 min). W próbkach wygrzewanych w różnych temperaturach osnowę tworzy miękki ferryt powstały w wyniku 60 min wyżarzania. Faza ta nie przyczynia się znacząco do ogólnego umocnienia stopu. W badaniach dotyczących czasu wyżarzania osnowa próbek wyżarzanych krócej niż 60 min składa się z odpuszczonego martenzytu, co skutkuje wyższymi wartościami R_m . Wraz z postępowaniem wyżarzania odpuszczany martenzyt staje się stopniowo ferrytem, zmniejszając wytrzymałość stopu. Dlatego pomimo rosnącego udziału austenitu szczątkowego, który następnie podczas odkształcenia przemienia się w martenzyt, wartość R_m stopu spada.



Rysunek 5 Mapy EBSD IQ+P dla próbek wyżarzanych przez różny czas w 680 °C.

Plastyczność stopu zależy ponownie głównie od stabilności austenitu szczytkowego, a w drugiej kolejności od jego udziału. Jeśli stabilność jest zbyt wysoka, jak w próbkach wyżarzanych przez 1 min oraz 5 min, efekt SIMT nie jest wyzwalany i wydłużenie jest niskie (~18 %). W przypadku próbek o bardzo niskiej stabilności austenitu szczytkowego (wyżarzanych przez 120 min oraz 300 min) masywny efekt SIMT występuje na wczesnym etapie odkształcenia, a wysokie umocnienie odkształceniowe i wynikająca z tego wysoka wytrzymałość stali ponownie ograniczają wydłużenie do ok. 26 %. Dopiero kompromis pomiędzy frakcją a stabilnością austenitu szczytkowego zapewnia optymalne właściwości mechaniczne i plastyczne, jak w próbce wyżarzanej przez 60 min, gdzie wydłużenie wynosi 31 %.

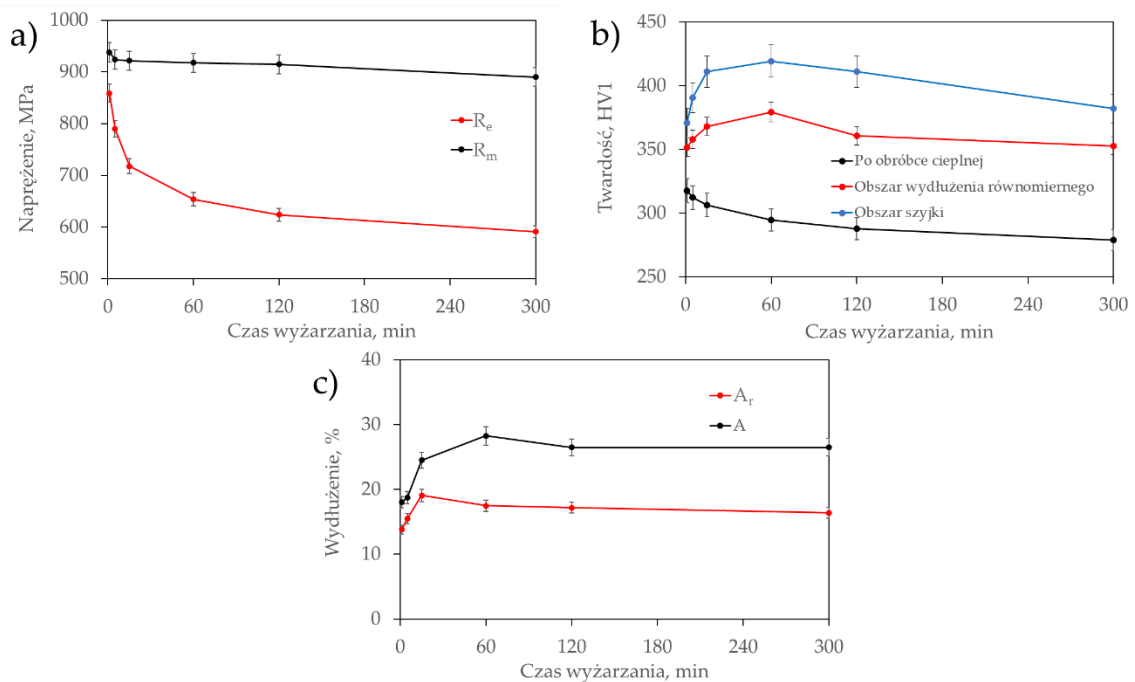


Rysunek 6 Zestawione zmiany składu fazowego i temperatury M_s austenitu wraz z postępem wygrzewania na różnych etapach: (a) po wyżarzeniu międzykrytycznym, (b) w obszarze wydłużenia równomiernego.

Ogólnie rzecz biorąc, drobne ziarna austenitu otrzymane podczas wyżarzania międzykrytycznego znacznie zwiększają stabilność tej fazy. Jeśli jednak średnia objętość ziarna jest mniejsza niż $1 \mu\text{m}^3$, jego wpływ jest porównywalny lub nawet wyższy niż efekt stabilizacji

chemicznej. Rysunek 8 pokazuje zakresy temperatury M_s dla wielkości ziarna austenitu występujących w różnych próbkach. Taka reprezentacja pokazuje zarówno średni poziom i zakres stabilności austenitu dla każdej próbki, co ma bezpośrednie odzwierciedlenie we własnościach mechanicznych.

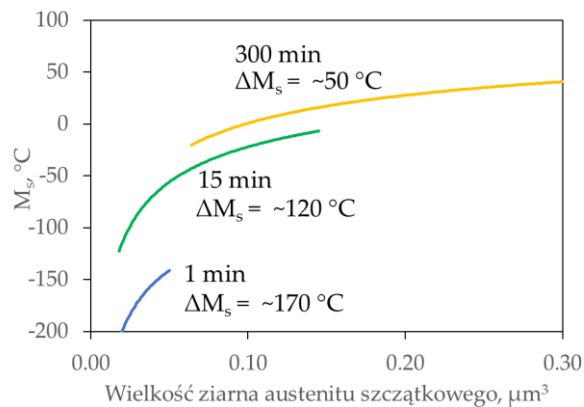
Ogólna stabilność próbki wyżarzanej przez 1 min jest niezwykle wysoka (niska temperatura M_s), niezależnie od wielkości ziarna austenitu szczątkowego obecnego w strukturze. Dlatego efekt SIMT jest aktywowany w bardzo niewielkim stopniu. Skutkuje to niskimi właściwościami plastycznymi i wytrzymałościowymi.



Rysunek 7 Zestawione właściwości mechaniczne analizowanej stali wraz ze wzrostem czasu wygrzewania: (a) właściwości wytrzymałościowe, (b) twardość, (c) właściwości plastyczne.

W próbce wyżarzanej przez 15 min ogólna stabilność austenitu szczątkowego jest znacznie niższa (wyższa temperatura M_s). Co więcej, zakres wielkości ziarna austenitu szczątkowego w tej próbce znajduje się w najbardziej zakrzywionej części wykresu, co powoduje „uchwycenie” bardzo szerokiego i korzystnego ΔM_s , wynoszącego około 120 °C. Ta optymalna (w kontekście wartości wydłużenia równomiernego) stabilność ogólna i jej szeroki zakres, spowodowane różną wielkością ziarna, skutkują stopniowym efektem SIMT w całym zakresie rozciągania, a tym samym wysoką plastycznością. Próbka wyżarzana przez 300 min pomimo szerokiego zakresu wielkości ziarna łączy w sobie zarówno najniższą średnią stabilność austenitu szczątkowego, jak i jego bardzo wąski zakres. Niska ogólna stabilność jest spowodowana najniższym wzbogaceniem chemicznym i największą średnią wielkością ziarna austenitu

szcątkowego spośród wszystkich próbek. Zakres stabilności jest wąski (ΔM_s wynosi około 50 °C), ponieważ większość ziaren austenitu szcątkowego obecnego w próbkach jest zlokalizowana w najbardziej płaskiej części krzywej temperatury M_s . Dlatego pomimo szerokiego zakresu wielkości ziarna, jego wpływ na stabilność austenitu szcątkowego nie jest różnicowany. Powoduje to masową przemianę austenitu szcątkowego w początkowej fazie deformacji, ponieważ duża frakcja ziaren austenitu szcątkowego wykazuje podobną stabilność mechaniczną. Przedstawiona na Rysunku 8 zależność stabilności średniej i lokalnej austenitu wyjaśnia, dlaczego wydłużenie równomierne próbki wyżarzanej przez 300 min jest gorsze w porównaniu z próbką wyżarzaną przez 15 min, mimo że dla tej pierwszej udział austenitu szcątkowego jest wyższy o 8 %.

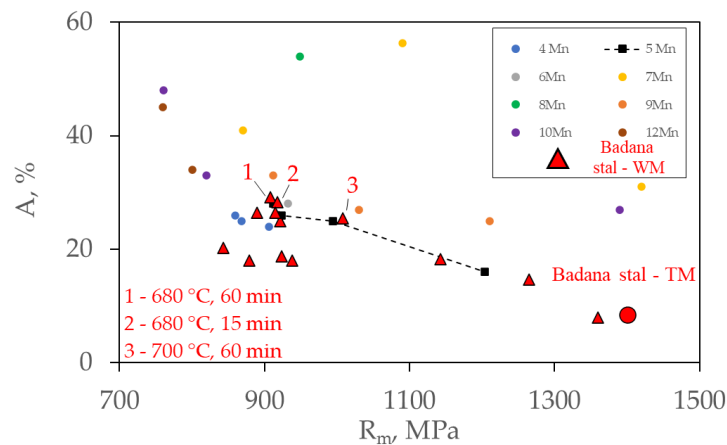


Rysunek 8 Wpływ wielkości ziarna austenitu szcątkowego na temperaturę M_s próbek wyżarzanych przez 1 min, 5 min i 300 min w 680 °C.

6. Wnioski

Na rysunku 9 przedstawiono wyniki badań nad parametrami wyżarzania międzykrytycznego przeprowadzonych w niniejszej pracy. Są one porównane z właściwościami stali obrabianej termomechanicznie oraz z doniesieniami literaturowymi dla różnych stali średniomanganowych wyżarzanych międzykrytycznie. Wszystkie badane warianty wyżarzania międzykrytycznego, poza wyżarzaniem w 800 °C, skutkują znacznie lepszą plastycznością w porównaniu ze stalą obrabianą termomechanicznie. Próbki o najlepszych własnościach mechanicznych zostały zestawione w Tabeli 2. Wszystkie wykazują właściwości wyższe niż założone w pracy ($> 30\%$ austenitu szcątkowego, $A_r \geq 15\%$, $A \geq 25\%$ i $R_m \geq 900$ MPa). Próbki te wykazują właściwości mechaniczne nieco lepsze niż tendencja obserwowana w literaturze dla podobnych składów chemicznych. Odpowiadają one bardziej wynikom uzyskanym dla stali średniomanganowych o wyższej zawartości tego pierwiastka. Poprawa

plastyczności jest ważnym krokiem rozwoju stali średniomanganowych, ponieważ pozwala na uzyskanie porównywalnych właściwości mechanicznych w stalach o niższej zawartości manganu. Nie tylko pozwala to na obniżenie kosztu stopu, ale także może wpłynąć na zmniejszenie problemów technologicznych związanych z tym pierwiastkiem, takich jak możliwa mikrosegregacja, kruchość wodorowa czy zwiększone opory podczas obróbki plastycznej na gorąco. Uzyskane wyniki potwierdzają tezę pracy, że właściwe dobranie udziału i stabilności austenitu szczątkowego poprzez optymalizację temperatury czasu wyżarzania międzykrytycznego pozwala na uzyskanie stopniowej, indukowanej odkształceniem przemiany martenzytycznej sterowanej wielkością ziarna, a tym samym poprawę plastyczności stali, szczególnie w porównaniu ze stalą obrabianą termomechanicznie.



Rysunek 9 Porównanie właściwości mechanicznych uzyskanych podczas badań nad wyżarzaniem międzykrytycznym (WM) w porównaniu ze stalą obrabianą termomechanicznie (TM) i stalami średniomanganowymi o innych zawartościach Mn.

Tabela 2 Parametry obróbki cieplnej, udział austenitu szczątkowego i właściwości mechaniczne próbek o najwyższej plastyczności, RA - austenit szczątkowy.

Temp., °C	Czas, min	RA, %	Re, MPa	Rm, MPa	Ar, %	A, %
680	60	36	670	910	17.5	31
680	15	32	720	920	19	26
700	60	41	530	1010	15	25.5

Wyjaśnienie zjawisk strukturalnych zachodzących podczas wyżarzania międzykrytycznego walcowanej na gorąco stali średniomanganowej z dodatkiem Al w zależności od zastosowanych parametrów temperaturowo-czasowych obróbki cieplnej oraz optymalizacja

tych parametrów skutkująca poprawą plastyczności stali pozwoliła na osiągnięcie założonego celu pracy.

Główne wnioski z pracy to:

1. Czas procesu potrzebny do uzyskania międzykrytycznej równowagi fazowej skraca się wraz ze wzrostem temperatury wyżarzania. W temperaturze 680 °C wszystkie zjawiska/procesy zachodzące podczas wygrzewania (zmiany udziału i wielkości ziarna austenitu szczątkowego, redystrybucja pierwiastków), a tym samym ewolucja stabilności austenitu są najbardziej dynamiczne w pierwszych 15 minutach wyżarzania.
2. Zarówno wzrost temperatury jak i czasu wyżarzania powodują zwiększenie udziału austenitu w mikrostrukturze. Powstawaniu austenitu towarzyszy jednak zubożenie tej fazy w C i Mn oraz wzrost wielkości ziarna. Czynniki te powodują spadek jej stabilności. Najwyższy możliwy do utrzymania udział austenitu szczątkowego w analizowanej stali wynosi około 41 % podczas 60 min wyżarzania w temperaturze 700°C lub co najmniej 120 min wyżarzania w temperaturze 680 °C.
3. Plastyczność analizowanej stali rośnie wraz ze wzrostem udziału austenitu szczątkowego. Jednak próbka wyżarzana w 700 °C pomimo najwyższej frakcji austenitu szczątkowego (>40 %) wykazuje ograniczoną plastyczność (~26 %) ze względu na niską stabilność tej fazy, co skutkuje nasilonym efektem SIMT na wczesnym etapie deformacji.
4. Lokalna stabilność austenitu szczątkowego jest kontrolowana przez zakres wielkości jego ziarna w mikrostrukturze. Szeroki zakres wielkości ziaren powinien skutkować stopniową przemianą martenzytyczną indukowaną odkształceniem. Jednak zasada ta nie obowiązuje zawsze, ponieważ funkcja przedstawiająca wpływ wielkości ziarna austenitu szczątkowego na jego stabilność jest paraboliczna. Zatem podobny zakres wielkości ziarna, ale o innej wartości średniej, powoduje różny przebieg SIMT.
5. Zastosowanie stosunkowo prostego procesu wyżarzania międzykrytycznego analizowanej, gorącowałcowanej stali średniomanganowej powoduje uzyskanie wysokiego udziału austenitu szczątkowego (do 40 %) oraz wysokich właściwości mechanicznych ($R_m > 900$ MPa, $A > 25$ %). Świadczy to o bardzo dużym potencjale analizowanej stali do jej zastosowania w przemyśle motoryzacyjnym i innych.