



**POLITECHNIKA WARSZAWSKA**

**WYDZIAŁ  
INŻYNIERII MATERIAŁOWEJ**

---

**PRACA DYPLOMOWA**

**MAGISTERSKA**

**Michał Sut**

**Kształtowanie mikrostruktury i właściwości stali 65S2WA w  
procesach hartowania izotermicznego**

**Formation of the microstructure and properties of the steel  
65S2WA by isothermal quenching processes**

Nr albumu: 204588

**Promotor:** prof. nzw. dr hab. inż. Jerzy Szawlowski

**Warszawa, grudzień 2012**



INNOWACYJNA GOSPODARKA  
NARODOWA STRATEGIA SPÓŁNOŚCI

UNIA EUROPEJSKA  
EUROPEJSKI FUNDUSZ  
ROZWOJU REGIONALNEGO



Praca zrealizowana została w ramach projektu “Wytwarzanie stali o strukturze nanokrystalicznej przy wykorzystaniu przemian fazowych” – NANOSTAL (POIG 01.01.02-14-100/09).

Projekt współfinansowany jest ze środków Europejskiego Funduszu Rozwoju Regionalnego w ramach Programu Operacyjnego Innowacyjna Gospodarka



POLITECHNIKA  
WARSZAWSKA



Składam wyrazy podziękowania  
Panu prof. Jerzemu Szawłowskiemu,  
prof. Wiesławowi Świątnickiemu,  
mgr inż. Aleksandrowi Skoczylasowi  
za pomoc i cenne wskazówki oraz wszystkim,  
którzy przyczynili się do powstania niniejszej pracy.

**Streszczenie:** Głównym celem pracy było wytworzenie różnych struktur bainitycznych w stali 65S2WA oraz zbadanie ich właściwości mechanicznych. Wyniki te zostały porównane z właściwościami jakie uzyskuje ta stal po konwencjonalnej obróbce ulepszania cieplnego. W niniejszej pracy wykorzystano takie metody badawcze jak: badania dylatometryczne, pomiary twardości, badania metalograficzne przy wykorzystaniu mikroskopii świetlnej i skaningowej SEM, badania TEM, badania udarności oraz statyczna próba rozciągania.

**Abstract:** The main purpose of this study was to obtain variety of bainitic microstructure in 65S2WA steel and to investigate their mechanical properties. These results were compared with the properties of this steel which are obtained after conventional quenching and tempering treatment. The investigation methods used were as follows: dilatometric tests, hardness test, light and SEM microscopy, transmission electron microscopy (TEM) observation, impact strength test, tensile tests.

## **Spis treści**

1. Wprowadzenie.....	7
2. Obróbka cieplna stali.....	9
2.1. Wybrane przemiany fazowe w stalach .....	11
2.1.1. Przemiana perlityczna.....	11
2.1.2. Przemiana martenzaityczna .....	12
2.1.3. Przemiana bainityczna .....	14
2.2. Wykresy czas - temperatura - przemiana (CTP).....	17
3. Kierunki rozwoju obróbki cieplnej .....	19
3.1. Hartowanie izotermiczne .....	19
3.2. Realizacja zabiegów chłodzenia i wygrzewania izotermicznego.....	20
4. Cel pracy .....	22
5. Materiały do badań .....	23
5.1. Charakterystyka stali 65S2WA .....	23
5.2. Zestawienie wykonanych obróbek cieplnych.....	24
6. Metodyka badań .....	25
6.1. Badania dylatometryczne .....	25
6.2. Badania mikrostruktury .....	25
6.2.1. Mikroskopia świetlna.....	25
6.2.2. Skaningowa mikroskopia elektronowy .....	26
6.2.3. Transmisyjna mikroskopia elektronowa .....	26
6.3. Badania właściwości mechanicznych.....	27
6.3.1. Badanie twardości .....	27
6.3.2 Badanie udarności metodą Charpy'ego .....	28
6.3.3 Statyczna próba rozciągania .....	29
7. Wyniki badań wraz z omówieniem .....	31
7.1. Wyniki badań dylatometrycznych .....	31
7.1.1 Analiza wykresów czas - temperatura - przemiana .....	31
7.1.2. Określenie temperatur krytycznych .....	33

7.1. 3 Hartowanie izotermiczne z wykorzystaniem dylatometru.....	35
7.2. Badania mikrostruktury .....	39
7.3. Twardość stali 65S2WA.....	55
7.4. Udarność stali 65S2WA .....	57
7.5. Właściwości wytrzymałościowe.....	58
8. Podsumowanie .....	64
9. Wnioski .....	66
10. Literatura .....	67

## **1. Wprowadzenie**

Zabiegi mające na celu poprawę właściwości mechanicznych stali stosowane są przez człowieka od stuleci. XXI wiek stawia nowe wyzwania w tym zakresie. Niezbędne jest nie tylko otrzymywanie stali o wysokich właściwościach wytrzymałościowych, ale też odpowiedniej ciągliwości przy redukcji kosztów wytwarzania stali.

Podstawowe zabiegi obróbki cieplnej stali zmieniające jej strukturę, a co za tym idzie i właściwości, coraz częściej nie spełniają wymagań stawianym elementom maszyn czy konstrukcji. W takich wypadkach sięga się głównie po drogie stale o dużej zawartości pierwiastków stopowych mających na celu poprawę hartowności stali, jej struktury po obróbkach cieplnych oraz właściwości mechanicznych. Jednak ten kierunek prowadzi do znacznego podwyższenia kosztów produkcji poprzez dodatek pierwiastków, takich jak: Co, Mo, Ni, V, W, powodując wzrost ceny stali. Takie dodatki stopowe do stali wymuszają również stosowania bardziej skomplikowanych metod odlewania oraz obróbek cieplnych, cieplno - plastycznych w celu uzyskania półfabrykatu.

Występuje więc tendencja do przeprowadzenia odpowiednich obróbek cieplnych na stalach niskostopowych o stosunkowo niewielkiej zawartości tanich dodatków stopowych, np. krzemu, w celu poprawy parametrów wytrzymałościowych oraz plastyczności stali. Do tych obróbek zaliczane jest hartowanie izotermiczne prowadzące dotworzenia struktur nanobainitycznych, mieszaniny bainitu dolnego z ustabilizowanym austenitem, bądź bainityczno - martencytycznych - austenitycznych czy też austenityczno - martencytycznych. Stale takie przez dodatek pierwiastków takich jak Si, Al czy Mn w swojej strukturze nie zawierają zazwyczaj wydzielin węglików, a w szczególności cementytu. Mogą natomiast występować w ich strukturze bardzo drobnodispersywne, nanometryczne wydzielenia węglika  $\Sigma$ . Ważny jest też udział fazy bainitycznej, martencytycznej oraz austenitycznej, decydujący o właściwościach wytrzymałościowych (martenzyt, bainit) oraz ciągliwości (ustabilizowany austenit).

Główną wadą otrzymywania stali o tak złożonej mikrostrukturze jest wysoki koszt procesu hartowania izotermicznego, związany ze znacznym czasem potrzebnym do tworzenia struktur bainitycznych czy stabilizacji austenitu. Prowadzone są więc szerokie badania nad zastosowaniem nowych metod oraz środków chłodzących zapewniających odpowiednie szybkości chłodzenia w celu uniknięcia innych przemian fazowych (np. przemiany perlitycznej) przy jednoczesnym odchodzeniu od kąpieli solnych.

Obecnie prowadzone są prace nad zastosowaniem specjalnych olejów syntetycznych, jednak głównym ograniczeniem tych środków jest temperatura zapłonu w granicach maks. do ok.  $250^{\circ}\text{C}$  i konieczność stosowania specjalnych atmosfer ochronnych. Wpływa to na znaczny wzrost kosztów takiej metody hartowania.

Istnieje również możliwość wykorzystania pieców ze złożem fluidalnym. W tym wypadku głównym ograniczeniem do zastosowań jest kształt i wielkość obrabianych elementów. Jest to związane ze specyfiką złożu fluidalnego. Duże elementy mogą powodować jego zapadanie i w konsekwencji niestabilność temperaturową i spadek szybkości chłodzenia.

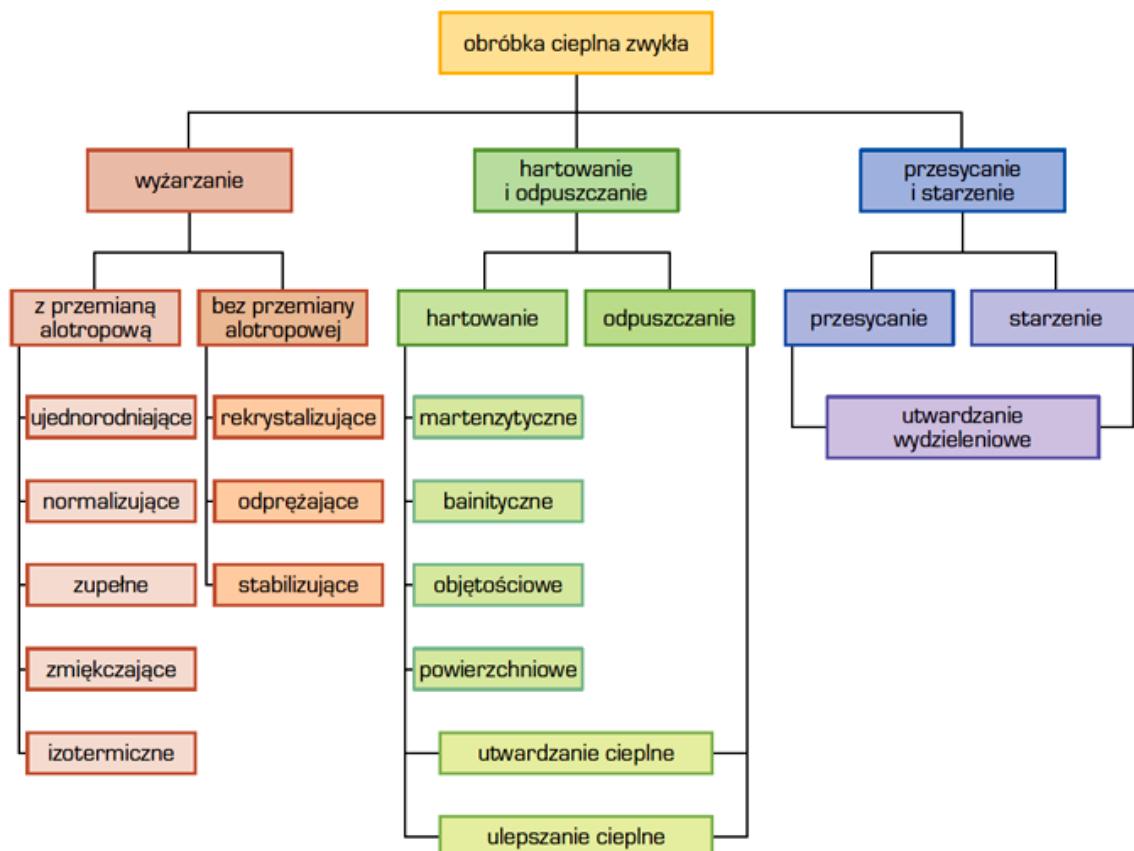
Również modyfikacji ulega skład chemiczny, w takim stopniu aby zapewnić odpowiednie przesunięcie w kierunku dłuższych czasów początku przemiany perlitycznej, jednocześnie nie wpływając na wzrost kosztów wytwarzania stali czy wydłużenia czasu potrzebnego do zakończenia przemian bainitycznych.

## 2. Obróbka cieplna stali

Obróbka cieplna stali jest zabiegiem, bądź połączeniem kilku zabiegów cieplnych, składających się z nagrzewania do określonej temperatury przedmiotu wykonanego ze stopu, będącego w stanie stałym, wygrzewania go w tej temperaturze przez pewien określony czas i następnie chłodzenia z określoną szybkością w celu uzyskania żądanego właściwości mechanicznych, fizycznych lub chemicznych na skutek przemian fazowych oraz usunięcia naprężen własnych, jednak bez celowej zmiany składu chemicznego [1].

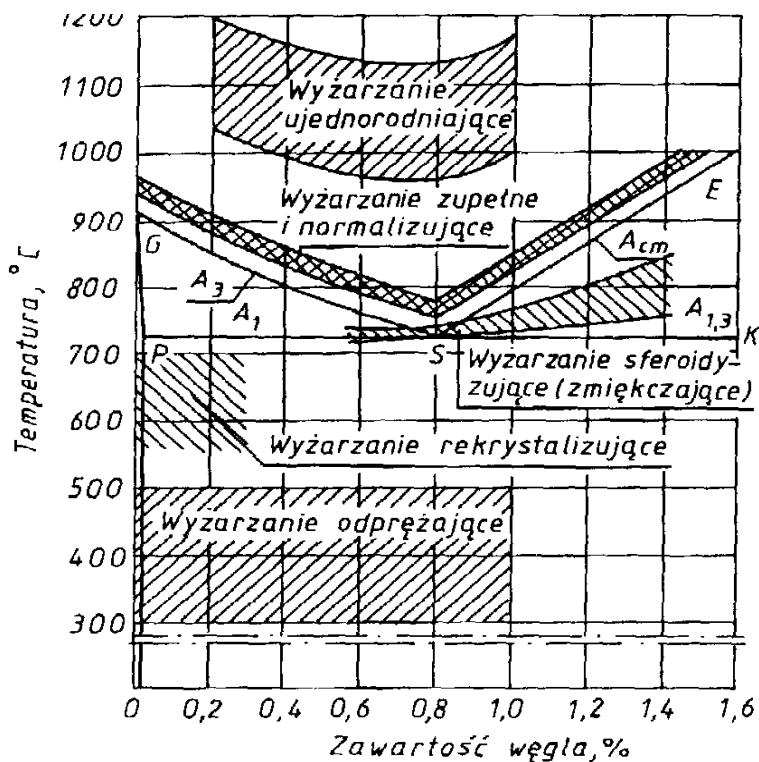
Obróbki cieplne można podzielić na trzy główne kategorie, co związane jest z ich uwarunkowaniem od szybkości grzania i chłodzenia, czasu wygrzewania oraz temperatury procesu. Podział zabiegów obróbki cieplnej podano w Tab.1.

Tab. 1. Klasyfikacja zabiegów obróbki cieplnej [2]



### a) Wyżarzanie

Przez ten typ obróbki cieplnej należy rozumieć zabiegi, dla których głównymi czynnikami kształtującymi strukturę oraz właściwości stali są czas oraz temperatura obróbki wraz z niską szybkością chłodzenia w celu uniknięcia zmian mikrostrukturalnych oraz naprężeń cieplnych po przeprowadzonej obróbce. Wyżarzanie może być prowadzone powyżej temperatur krytycznych (ujednorodnianie, normalizowanie, zmiękczanie), bądź poniżej (odpreżananie).

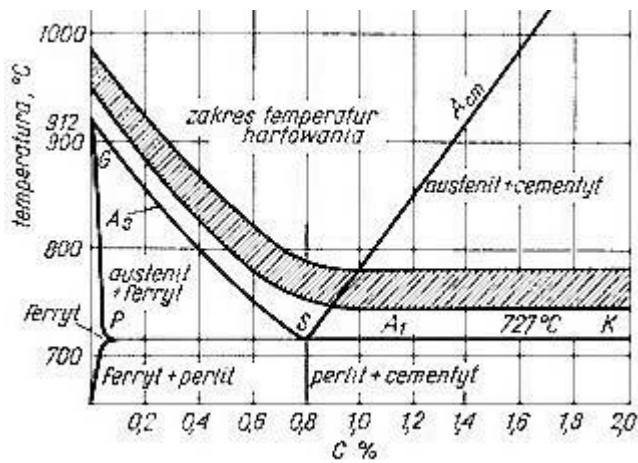


Rys. 1. Fragment układu Fe-Fe<sub>3</sub>C z naniesionymi zakresami obróbki cieplnej -wyżarzania [3]

### b) Hartowanie

Hartowanie polega na austenityzowaniu stali w temperaturze i czasie umożliwiającym maksymalne rozpuszczenie składników stopowych w austeniecie, a następnie na chłodzeniu stali z szybkością większą od krytycznej, zapewniającą przemianę martlenzytyczną. Temperatura, czas oraz szybkość chłodzenia są zależne od składu stopowego stali. Zależnie od warunków grzania przemianę martlenzytyczną można zapewnić w całym przekroju (hartowanie objętościowe), bądź tylko na powierzchni (hartowanie powierzchniowe) [3].

Dla stali węglowych temperatura hartowania zwykle przyjmowana jest z układu Fe - Fe<sub>3</sub>C jako temp.  $Ac_3 + (20 \div 30)^0\text{C}$ .



Rys. 2. Fragment układu Fe-Fe<sub>3</sub>C z zaznaczonym zakresem temp. Hartowania [3]

### c) Przesycanie i starzenie

Przesycanie polega na wygrzewaniu w temperaturze i w czasie umożliwiającym rozpuszczenie się w roztworze wydzieleń faz międzymetalicznych, a następnie na szybkim chłodzeniu. W wyniku tego zabiegu otrzymuje się strukturę metastabilną, przesyconego roztworu stałego.

Starzenie polega na wygrzewaniu przesyconego stopu, w temperaturze niższej od temperatury nasycenia roztworu, przez kilka do kilkunastu godzin, a następnie na powolnym chłodzeniu [3]. Zabieg ten prowadzi do powstania drobnodyspresyjnych wydzieleń hamujących poślizg dyslokacji, a co za tym idzie umacniających materiał.

Procesy przesycania i starzenia określa się jako utwardzanie wydzieleniowe. Utwardzaniu wydzieleniowemu poddawane są stopy charakteryzujące się zmienną rozpuszczalnością jednego ze składników w stanie stałym. Ma ono zastosowanie do umacniania metali nieżelaznych oraz stali austenitycznych i ferrytycznych, jednak jego zastosowanie dla stali jest znikome.

## 2.1. Wybrane przemiany fazowe w stalach

Przemiany fazowe w stopach żelaza stanowią podstawę teorii i technologii zabiegów obróbki cieplnej. Przez zmiany mikrostruktury stopu wpływamy bowiem na jego właściwości w bardzo szerokim zakresie. Do przemian fazowych w stalach zaliczamy m. in. przemiany: perlityczną oraz bainityczną i martenzaityczną. Ze względu na charakter pracy szerzej zostaną omówione przemiany bainityczne oraz martenzaityczne.

### 2.1.1. Przemiana perlityczna

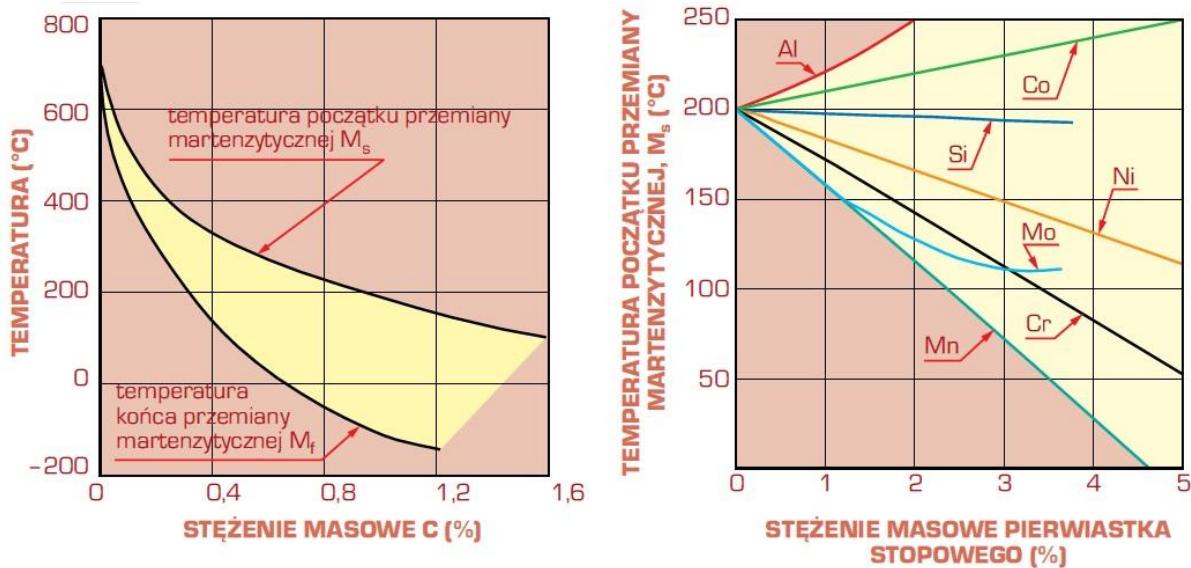
Jak wynika z wykresu układu równowagi Fe-Fe<sub>3</sub>C (rys. 2) stopy żelaza podlegają przemianie perlit  $\leftrightarrow$  austenit, której towarzyszy przemiana alotropowa  $\text{Fe}_\alpha \leftrightarrow \text{Fe}_\gamma$ . Przemiana rozpoczyna się po pewnym przegrzaniu stwarzającym siłę napędową przemiany [3]. Zwiększa

się rozpuszczalność węgla w żelazie od 0,02 do 0,8%, przy czym towarzyszy tej przemianie, głównie na granicy ferryt - cementyt, zarodkowanie ziaren austenitu oraz ich wzrost. Ziarna te początkowo ubogie w węgiel, szybko nasycają się nim poprzez rozpuszczanie sąsiednich płytka cementytu. Proces ten jest bardzo ważny ze względu na parametry austenityzacji stali, szczególnie podczas obróbki hartowania bainitycznego z wygrzewaniem izotermicznym.

Przemiana perlityczna natomiast przebiega poprzez zarodkowanie oraz wzrost nowej fazy, więc jest przemianą dyfuzyjną. Do zajścia przemiany perlitycznej niezbędne jest przechłodzenie stali stanowiące siłę napędową oraz utrzymanie stałej temperatury do rozpoczęcia przemiany (okres inkubacji), aż do momentu jej zakończenia. Przemianę rozpoczyna heterogeniczne zarodkowanie cementytu na granicach ziaren austenitu, bądź na nierozpuszczonych cząstkach innych faz. Poprzez dyfuzję węgla z austenitu do cementytu następuje wzrost płytka cementytu, a otaczający te płytki austenit, zubożony w węgiel, podlega przemianie alotropowej  $\text{Fe}\gamma \rightarrow \text{Fe}\alpha$ . W rezultacie powstaje struktura składająca się z naprzemiennie ułożonych płytka cementytu i ferrytu.

### 2.1.2. Przemiana martencytyczna

Przemiana martencytyczna jest przemianą bezdyfuzyjną, zachodzącą w wyniku dużego przechłodzenia, poniżej temperatury  $M_s$ , z szybkością większą od krytycznej. W wyniku tej przemiany powstaje martenzyt czyli przesycony roztwór węgla w żelazie  $\alpha$ . Przemiana martencytyczna zachodzi pod warunkiem ciągłego obniżania temperatury w zakresie od temperatury początku przemiany –  $M_s$ , do temperatury  $M_f$  – jej końca. Wartości temperatury  $M_s$  i  $M_f$  zależą od składu chemicznego austenitu i obniżają się ze zwiększeniem stężenia węgla oraz niemal wszystkich dodatków stopowych, z wyjątkiem Al i Co [2].



Rys. 3. Wpływ stężenia węgla na temperaturę początku i końca przemiany martencytycznej oraz wpływ pierwiastków stopowych na temperaturę początku przemiany martencytycznej [2]

W wyniku bardzo dużego przechłodzenia zanikają procesy dyfuzyjne, prowadząc do powstania nadmiaru energii swobodnej, będącej siłą napędową przemiany. Rozpoczynająca

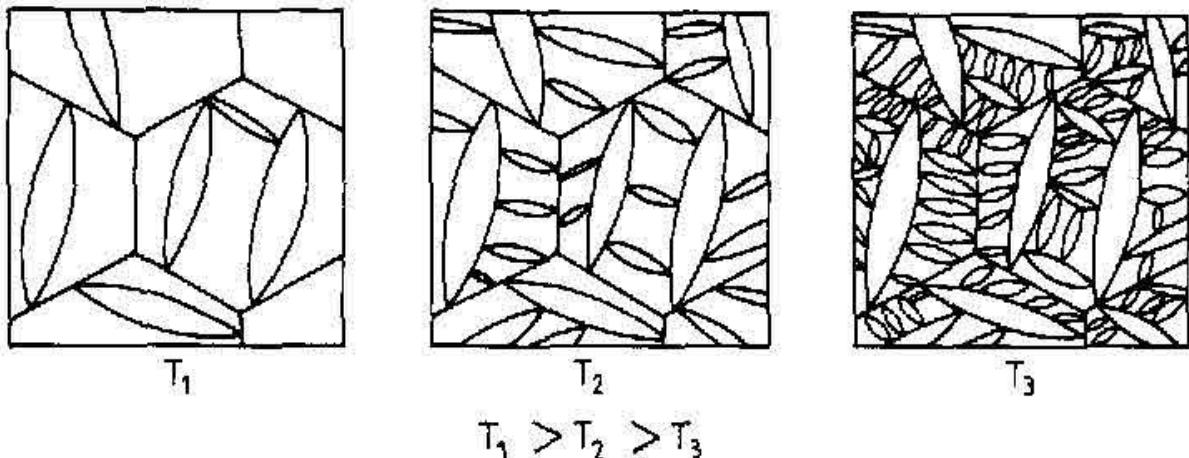
się przemiana alotropowa  $\text{Fe}\gamma \rightarrow \text{Fe}\alpha$  polega na nieznacznych, skoordynowanych przesunięciach płaszczyzn sieciowych. Powoduje to przesycenie powstającego ferrytu węglem (martenzyt). Prowadzi to do powstania dużych naprężzeń, będących efektem zmiany objętości prowadzącej do stabilizacji austenitu. Wraz ze wzrostem zawartości węgla w stali zmienia się też udział austenitu szczątkowego w strukturze po hartowaniu i obniża się poziom temperatury końca przemiany martenzytycznej  $M_f$ , co jest związane ze zwiększeniem odkształcenia sieci. Przemiana martenzytyczna zachodzi z bardzo dużą szybkością, zbliżoną do szybkości rozchodzenia się dźwięku w stali. Następuje ona poprzez tworzenie się nowych zarodków martenzytu, nie zaś przez rozrost wcześniej powstałych. "Igly" martenzytu powstają jedynie w granicach jednego ziarna. Kąty pomiędzy igłami martenzytu wynoszą  $60^\circ$  lub  $120^\circ$ . Przemiana hamowana jest przez rosnące naprężenia ściskające, spowodowane wzrostem objętości materiału (martenzyt posiada większą objętość niż austenit, z którego powstaje). Orientację krystalograficzną igieł martenzytu względem ziaren austenitu przedstawiono w tabeli 2.

Tab. 2. Orientacja krystalograficzna igieł martenzytu względem ziaren austenitu

Zależność:	Równoległość kierunków	Równoległość płaszczyzn
Baina	$<110>_\gamma \parallel <100>_\alpha$	$\{100\}_\gamma \parallel \{100\}_\alpha$
Kurdjumowa-Sachsa	$<110>_\gamma \parallel <111>_\alpha$	$\{111\}_\gamma \parallel \{110\}_\alpha$
Nishiyamy	$<211>_\gamma \parallel <110>_\alpha$	$\{111\}_\gamma \parallel \{110\}_\alpha$
Greningera-Troiano	$<110>_\gamma \sim 2^0 od <111>_\alpha$	$\{111\}_\gamma \sim 1^0 od \{110\}_\alpha$

Skoordynowane ugięcia zespołu płaszczyzn sieciowych, o charakterze odkształceń ścinania, dzięki poślizgowi dyslokacji prowadzą do utworzenia igieł (soczewek) martenzytu, równoległych do pewnej płaszczyzny sieciowej (plaszczyzny habitus) [3].

Wraz ze wzrostem przechłodzenia powstają nowe "igły" martenzytu, dlatego do zajścia przemiany niezbędne jest ciągłe chłodzenie. Rozmiary igieł martenzytycznych zależą od wielkości ziaren austenitu, z którego powstają, gdyż jedynie granice ziaren stanowią pierwotnie przeszkodę do ich powstawania. W wyniku dalszego przechłodzenia zarodkują i tworzą się nowe igły martenzytu, jednak są one blokowane przez już istniejące, proces ten pokazano na rys. 4.



Rys. 4. Proces powstawania "igieł" martenzytu wraz ze wzrostem przechłodzenia

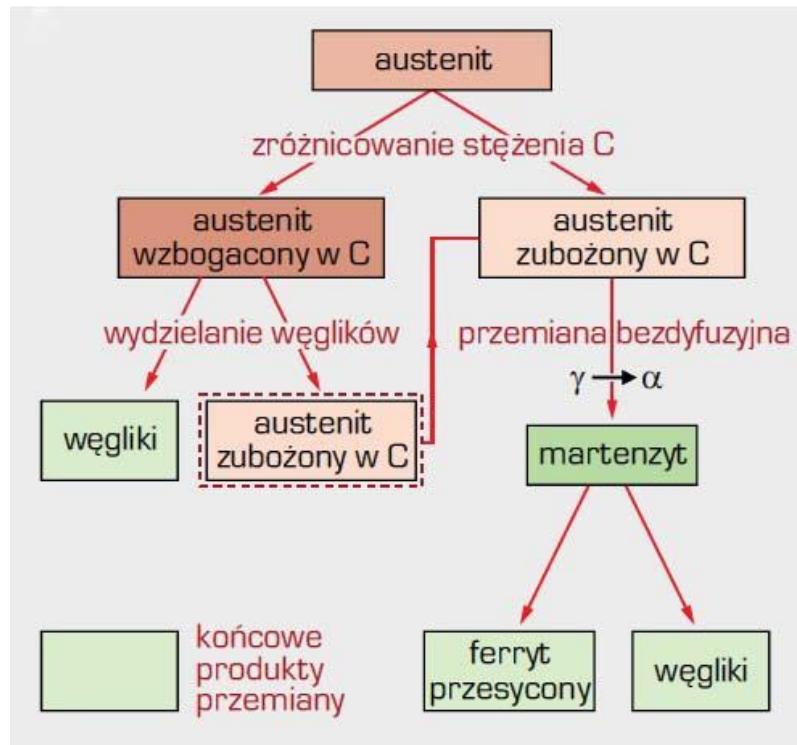
### 2.1.3. Przemiana bainityczna

Przemiana bainityczna przebiega w warunkach dużego przechłodzenia, w którym dyfuzja atomów żelaza zanika, natomiast w dalszym ciągu możliwa jest dyfuzja atomów węgla [3]. Dlatego też przemiana bainityczna ma charakter zarówno przemian dyfuzyjnych, jak i procesów ścinaniowych.

Przemiana ta budzi jednak największe kontrowersje ze wszystkich przemian przechłodzonego austenitu i jest ona bardzo szeroko badana w ostatnich dziesięcioleciach.

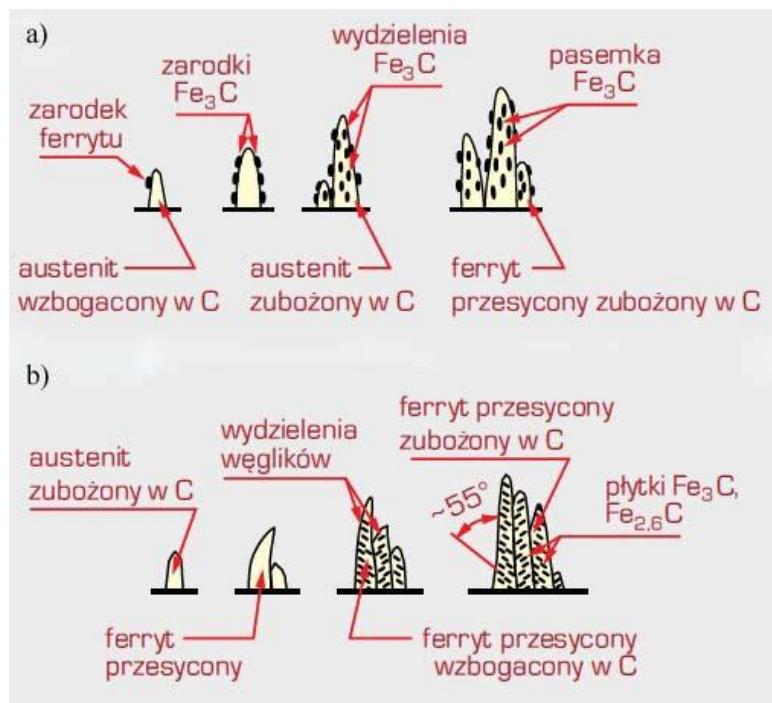
Według klasycznej teorii przemiana bainityczna rozpoczyna się segregacją węgla w przechłodzonym austeniecie. Takie fluktuacje składu prowadzą do utworzenia się obszarów o zmnieszonej zawartości węgla w obszarze austenitu i zachodzenia przemiany alotropowej  $\text{Fe}\gamma \rightarrow \text{Fe}\alpha$ . Mechanizm ten nie sprowadza się do dyfuzyjnych przemieszczeń pojedynczych atomów, lecz do bezdyfuzyjnych odkształceń sieci. Przemianie towarzyszy heterogeniczne zarodkowanie ferrytu. Uprzywilejowanym miejscem są obszary granic ziaren austenitu o niższej zawartości węgla. Ponadto zachodzi dyfuzja węgla z ziaren przesyconego ferrytu do austenitu, co prowadzi do wzrostu igieł ferrytycznych [3]. Na granicy, bądź wewnętrz ziaren ferrytycznych zachodzi, zależnie od temperatury, wydzielanie cementytu lub węglika  $\Sigma$ .

Rozpad przechłodzonego austenitu pokazano na rys. 5. Z austenitu wysokowęglowego wydzielają się węgliki, powodując obniżenie stężenia węgla w tym austeniecie. Natomiast w austeniecie niskowęglowym zachodzi przemiana  $\text{Fe}\gamma \rightarrow \text{Fe}\alpha$ , tworząc martenzyt, z którego w wyniku metastabilnej równowagi pomiędzy przesyconym ferrytem, a austenitem dochodzi do obniżenia się stężenia węgla w martenzycie i jego dyfuzji do austenitu, prowadząc do wydzielania się węglików oraz stabilizacji austenitu.



Rys. 5. Schemat rozpadu przechłodzonego austenitu [2]

Wzrost zawartości węgla w austeniecie prowadzi do jego stabilizacji, co skutkuje przerwaniem przemiany bainitycznej. Produktem przemiany jest więc mieszanina ferrytu przesyconego węglem, węglików oraz niewielkiej ilości austenitu szczątkowego. Istnieje pewien umowny podział na bainit górnny (pierzasty) oraz bainit dolny (iglasty). Na rys.4 pokazany jest schemat tworzenia się tych dwóch form bainitu.



Rys. 6. Schemat tworzenia się bainitu: a) górnego, b) dolnego [2]

Jednak taka definicja i podział bainitu nie jest dokładny, gdyż wraz ze zmianą składników stopowych stali, możliwe są do otrzymania struktury, odbiegające od tak przyjętych definicji. Od początku lat 90 XX wieku prowadzone są prace oraz badania nad nowymi modelami charakteryzującymi nie tylko samą strukturę bainityczną, ale też kinetykę procesów powstawania oraz aspekt termodynamiczny tworzenia bainitu.

Powstały skomplikowane modele tworzenia bainitu, często wykluczające się wzajemnie, a co za tym idzie sam bainit jest różnie definiowany [4][5]. Definicje te można podzielić na oparte o tworzącą się mikrostrukturę o charakterze perlitycznym (mieszanina ferrytu i węglików), opartą na kinetyce przemiany i występowaniu krzywej na wykresach CTP pomiędzy przemianą perlityczną, a początkiem przemiany martenzycznej oraz na reliefie powstającym na wypolerowanej powierzchni po przemianie bainitycznej. Dlatego też mechanizm samej przemiany nie może być dokładnie sklasyfikowany, gdyż zależy on głównie od składu stopowego stali oraz temperatury hartowania izotermicznego. W przypadku przemian w temperaturach wyższych, tj. tworzenia bainitu górnego, dominującym będzie mechanizm dyfuzyjny i okres inkubacji będzie związany z niskim przechłodzeniem austenitu, a co za tym idzie zmniejszeniem siły napędowej przemiany. Natomiast dla przemian w temperaturach bliskich temperaturze  $M_s$ , czyli początku przemiany martenzycznej okres inkubacji będzie zależał od dyfuzji węgla z ferrytu przesyconego, powstałego przy bezpośrednim schłodzeniu do temperatury wygrzewania izotermicznego.

Kolejnym bardzo ważnym aspektem całej przemiany jest odpowiedni rozkład węgla w austeniecie pierwotnym, z którego powstaje struktura bainityczna. Przeprowadzenie odpowiedniej obróbki austenityzacji może prowadzić do ujednorodnienia struktury austenitycznej i wyrównania stężenia węgla w austeniecie. Możliwe jest również uzyskanie struktury austenitu o lokalnie różnej zawartości węgla poprzez sterowanie czasem austenityzacji. Dzięki temu tworzą się obszary wzbogacone oraz zubożone w węgiel. Następują wtedy konkurencyjne procesy ścinaniowe oraz dyfuzyjne podczas przemiany bainitycznej. Takie obróbki mogą prowadzić do otrzymania struktur bardzo różniących się morfologią samego bainitu. Dokładne obserwacje możliwe są jedynie przy wykorzystaniu transmisyjnego mikroskopu elektronowego, ze względu na bardzo drobne wydzielenia zarówno ferrytu, austenitu, jak i węglików.

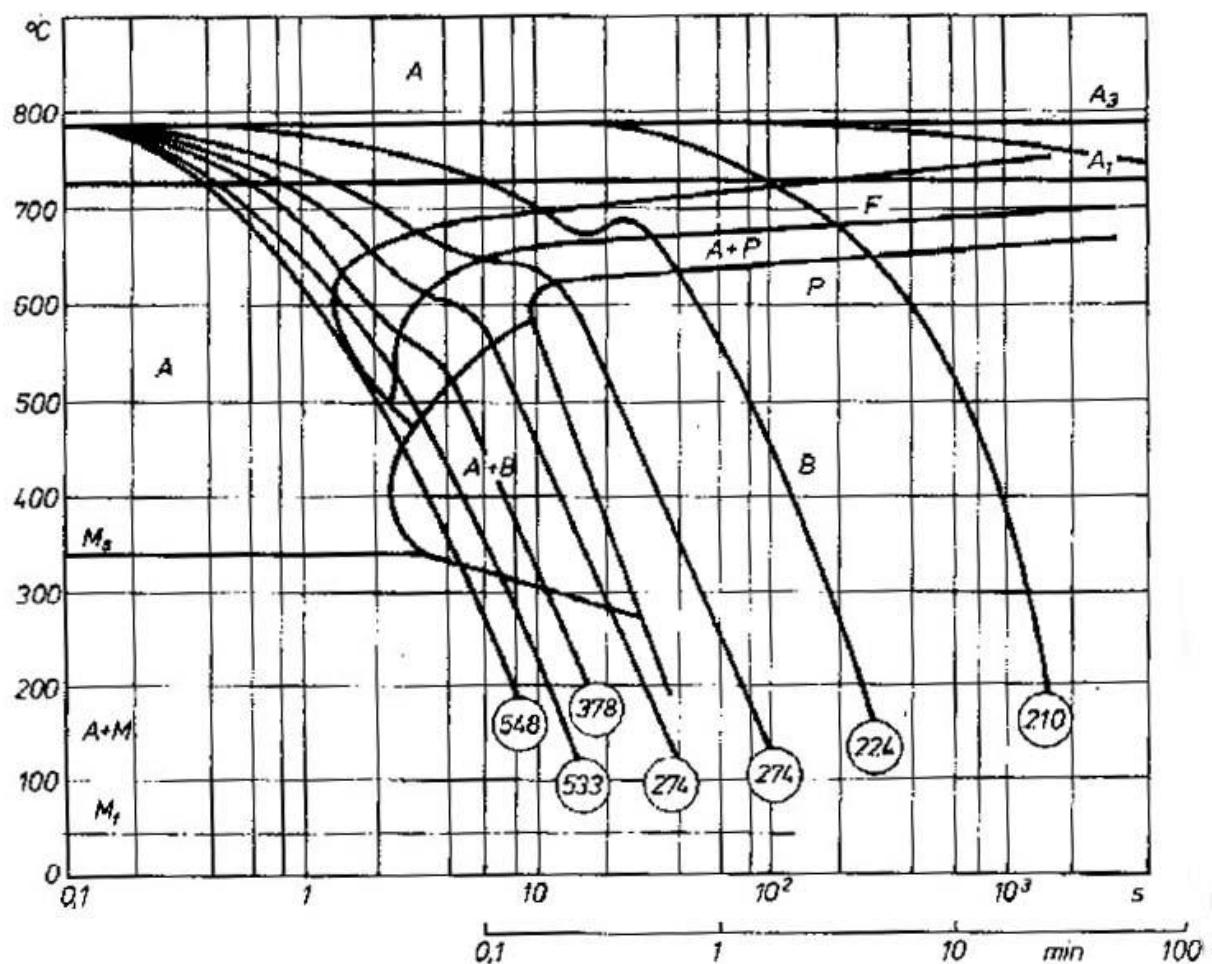
W pewnych przypadkach możliwe jest otrzymywanie struktur nanometrycznych, wolnych od wydzieleń węglikowych [5]. Takie struktury, pomimo braku charakterystycznych wydzieleń węglików, nazywane są nanobainitem, gdyż przemiany, w wyniku których są otrzymywane, mają charakter zarówno dyfuzyjny jak i ścinaniowy, podobnie do typowych przemian bainitycznych.

Właściwości mechaniczne bainitu w tym samym gatunku stali różnią się . Przy czym są one zazwyczaj wyższe, niż po konwencjonalnych obróbkach ulepszania cieplnego, w szczególności dla struktur bainitu dolnego. Ponadto możliwe jest uniknięcie zmian kształtu oraz wymiarów obrabianego cieplnie detalu w stosunku do obróbek martenzycznych.

## 2.2. Wykresy czas - temperatura - przemiana (CTP)

Wykresy czas - temperatura - przemiana (CTP) przedstawiają przemiany zachodzące w przechłodzonym austenicie. Wyróżnia się wykresy CTPi, odpowiadające warunkom chłodzenia izotermicznego oraz wykresy CTPr, obrazujące przemiany austenitu chłodzonego w sposób ciągły. Wykresy te dla danej stali nie różnią się znacząco. Dla wykresów CTPr, w związku z większym przechłodzeniem, dochodzi zazwyczaj do przesunięcia początku i końca przemiany perlitycznej w kierunku niższych temperatur i dłuższych czasów [3]. Na ich podstawie możliwe jest odpowiednie zaprojektowanie obróbki cieplnej w celu osiągnięcia pożądanej mikrostruktury, a co za tym idzie i właściwości.

Wykresy CTP sporządzane są w sposób doświadczalny w układzie współrzędnych temperatura - logarytm czasu [3]. Wykonanie wykresu polega na chłodzeniu stali z różnymi prędkościami, bądź w wypadku chłodzenia izotermicznego z różnymi temperaturami przystanku, a następnie na określeniu momentu początku i końca przemiany. Może to być realizowane metodami metalograficznymi, dylatometrycznymi, bądź magnetometrycznymi. Przykład wykresu CTPr podano na rys. 7.



Rys. 7. Wykres CTPr dla stali C45 [3]

Na wykresach CTP oprócz linii początku i końca przemian fazowych podaje się krzywe chłodzenia stali wraz z wartością twardości Brinella uzyskaną po takim zabiegu obróbki cieplnej. Dodatkowo do wykresu powinny zostać załączone parametry procesu austenityzacji oraz wielkości ziaren austenitu.

Przejście pierwiastków stopowych do roztworu (austenitu) ma bardzo duży wpływ na przemiany przechłodzonego austenitu. Pierwiastki stopowe w różnym stopniu wpływają na przesunięcia początku i końca przemian perlitycznych, bainitycznych oraz temperatury  $M_s$ . Wśród wszystkich pierwiastków stopowych jedynie kobalt obniża trwałość przechłodzonego austenitu.

Pierwiastki takie jak: Mn, Ni, Si, Al, Cu, nie tworzące w stopach żelaza węglików (lub tworzące węgliki łatwo rozpuszczalne), przesuwają krzywe początku i końca przemian austenitu w kierunku większych czasów, zapewniają jeden zakres temperaturowy jego trwałości (krzywe przemian mają kształt litery C rys.7). Natomiast pierwiastki węglikotwórcze takie jak: Cr, Mo, W, V, Ti również wpływają na powiększenie trwałości przechłodzonego austenitu, jednak rozdzielają przemiany perlityczne od bainitycznych, a to przejawia się zmianą kształtu krzywej przemiany na wykresie CTP.

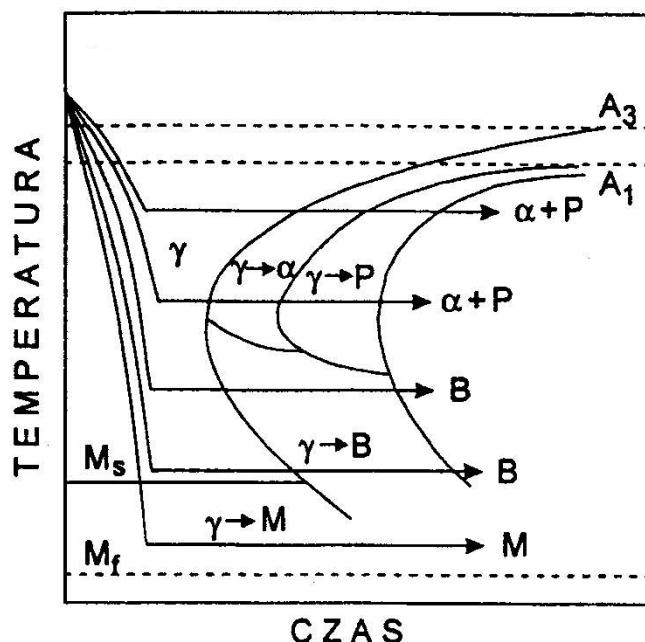
### 3. Kierunki rozwoju obróbki cieplnej

Nowoczesne procesy obróbki cieplnej coraz częściej skupiają się nie tylko na zabiegach ulepszania cieplnego, polegającego na hartowaniu oraz odpuszczaniu stali, a prowadzeniu procesów hartowania izotermicznego.

Procesy te prowadzone są w celu uzyskania struktur najczęściej bainitycznych, ale również bainityczno - martenzycycznych, czy martenzycyczno - austenitycznych i im pochodnych [6], [7], [8], [9]. W ostatnim czasie szerokim zainteresowaniem cieszą się obróbki hartowania z przystankiem izotermicznym poniżej temp.  $M_s$ . Takie stale charakteryzują się bardzo dobrymi właściwościami wytrzymałościowymi przy zachowaniu odpowiedniej ciągliwości. Zmiany właściwości możliwe są dzięki zastosowaniu odpowiednich zmian temperatur hartowania izotermicznego, np. dla hartowania poniżej temp.  $M_s$  wraz ze wzrostem przechłodzenia, możemy zmieniać zawartość martenzytu, powstały w wyniku przechłodzenia oraz austenitu. Natomiast zmieniając czas wygrzewania, sterujemy ilością ustabilizowanego austenitu czy też powstałego bainitu w tej strukturze. Przykładem takich obróbek jest proces noszący nazwę "Quenching and Partitioning", polegający na tworzeniu struktur martenzycycznych oraz stabilizacji nieprzemienionego austenitu, poprzez dyfuzję węgla z "igiel" martenzytu do austenitu.

#### 3.1. Hartowanie izotermiczne

Jak wspomniano we wstępie, hartowanie izotermiczne znajduje coraz szersze zastosowanie w obróbce cieplnej stali. Polega ono na szybkim chłodzeniu stali do określonej temperatury, odpowiednio długie wytrzymanie w tej temperaturze, a następnie jej schłodzenie do temperatury otoczenia. Różne schematy obróbek hartowania izotermicznego przedstawiona na rys.8.



Rys. 8. Wykres CTP z krzywymi chłodzenia w warunkach izotermicznych [3]

Jak widać z rys. 8 dzięki procesom hartowania z przystankiem izotermicznym, możliwe jest uzyskanie różnych mikrostruktur, wpływających na zmiany właściwości stali. Dzięki stosowaniu większych przechłodzeń możemy rozdrabniać otrzymaną mikrostrukturę poprzez wzrost dyspersji powstających składników (węglków, płytek ferrytu i cementytu). Obróbki izotermiczne służą jednak głównie do otrzymywania struktur bainitycznych.

Główną cechą struktur bainitycznych, w porównaniu do otrzymywanych po konwencjonalnej obróbce cieplnej, jest wzrost właściwości mechanicznych stali po hartowaniu izotermicznym. Ponadto proces hartowania bainitycznego umożliwia usunięcie odkształceń materiału, powstających po hartowaniu ciągłym - martenzaitycznym, co może ułatwić obrabianie cieplne elementów o skomplikowanych kształtach.

### **3.2. Realizacja zabiegów chłodzenia i wygrzewania izotermicznego**

Obróbki hartowania izotermicznego mają jednak pewne ograniczenia. Do głównych przyczyn ich wąskiego zastosowania należą długie czasy wygrzewania potrzebne do rozpadu austenitu na bainit oraz konieczność stosowania specjalnych kąpieli chłodzących. Prowadzi to do wzrostu kosztów wytwarzania detali o takiej strukturze i ogranicza znacząco stosowanie tych obróbek. Ponadto pewne trudności sprawia otrzymanie odpowiedniej struktury w całym przekroju elementu, w związku ze spadkiem szybkości chłodzenia wraz zwiększeniem przekroju obrabianego cieplnie elementu. Dlatego też obróbkom hartowania bainitycznego można poddawać jedynie stale o odsuniętej w czasie przemianie perlitycznej.

Ze względu na prędkość chłodzenia ważny jest nie tylko odpowiedni skład stali, ale też rodzaj ośrodka chłodzącego czy warunki austenityzacji próbki. Powstanie na powierzchni austenityzowanego materiału warstwy tlenków prowadzi do znacznego obniżenia wymiany ciepła pomiędzy ośrodkiem chłodzącym, a stalą. Ważne jest więc stosowanie atmosfer ochronnych zapobiegających utlenianiu oraz odwęgleniu powierzchni detalu.

Kolejnym czynnikiem utrudniającym przeprowadzenie hartowania izotermicznego są kąpiele chłodzące. Tendencja do odchodzenia od kąpieli solnych cyjanowych, ze względu na ich wysoką toksyczność, prowadzi do poszukiwania nowych kąpieli na bazie polimerów oraz olejów. Jednak zastosowanie kąpieli polimerowych może być jedynie aplikowane do obróbek hartowania izotermicznego w temp. poniżej  $200^{\circ}\text{C}$ . Dla kąpieli olejowych górną granicą jest  $250^{\circ}\text{C}$ , jednak jedynie przy stosowaniu atmosfer ochronnych, służących nie tylko zapobieganiu powstania zapłonu, ale też zwiększających trwałość tych chłodziw.

Możliwe do zastosowania są również kąpiele z ciekłych metali ze względu na ich dużą szybkość chłodzenia. Stosuje się m. in. kąpiele cynowe, a także stopów cyny ze srebrem oraz bizmutem. Mają one szczególnie zastosowanie w obróbkach chłodzenia w temp. powyżej  $220^{\circ}\text{C}$ . Jednak te kąpiele posiadają bardzo poważne wady, tj. są bardzo drogie oraz powodują osadzanie się cyny na powierzchni hartowanego elementu. Czasem w wyniku kontaktu gorącego detalu z cyną, może dojść do połączenia dyfuzyjnego i powstania trudnych do usunięcia warstw cyny. Wyklucza to w sposób definitywny zastosowanie przemysłowe tych kąpieli.

Stale konstrukcyjne są to stopy stosowane do wyrobu konstrukcji stalowych oraz części maszyn i urządzeń, pracujących w środowisku nieagresywnym, w zakresie temperatur  $-25 \div 300^{\circ}\text{C}$ . Przydatność stali konstrukcyjnej do określonego zastosowania ocenia się jej właściwościami mechanicznymi. Stale te powinno cechować połączenie dużej wytrzymałości (granicy plastyczności, granicy wytrzymałości), wytrzymałości na zmęczenie ze znaczną ciągliwością, udarnością oraz odpornością na kruche pękanie.

Takie właściwości mechaniczne osiąga się dzięki uzyskaniu struktury sorbitu w wyniku zastosowania ulepszania cieplnego, tj. połączonych zabiegów hartowania z następnym wysokim odpuszczeniem bądź średnim odpuszczaniem zależnie od gatunku stali.

#### **4. Cel pracy**

Celem pracy było określenie mikrostruktury i właściwości mechanicznych stali 65S2WA po kilku wariantach hartowania z przystankiem izotermicznym w różnych temperaturach oraz porównanie do danych literaturowych dla tego gatunku stali po obróbce konwencjonalnego ulepszania cieplnego.

Zastosowanie kilku temperatur hartowania izotermicznego miało doprowadzić do uzyskania struktur bainitycznych o znacznym rozdrobnieniu ziarna (nawet do wielkości nanometrycznych).

## 5. Materiały do badań

Badania wpływu obróbek izotermicznych zostały przeprowadzone na stali 65S2WA, której charakterystykę podano w p. 6.1. Próbki do badań udarnościowych, statycznej próby rozciągania czy badań dylatometrycznych zostały pobrane z półfabrykatu w postaci prętów o średnicy  $\phi 19\text{mm}$ . Małe próbki dylatometryczne zostały wycięte przy użyciu elektrodrążarki drutowej w celu uniknięcia wpływu ciepła na strukturę próbek. Pozostałe próbki zostały wykonane metodami obróbki mechanicznej, tj. toczenia, frezowania itp.

### 5.1. Charakterystyka stali 65S2WA

Stal 65S2WA jest stalą stopową konstrukcyjną przeznaczoną do wyrobu sprzętu szczególnie obciążonego. Po procesie hartowania ( $850^{\circ}\text{C}$ -olej), oraz odpuszczaniu (w temperaturze  $420^{\circ}\text{C}$ ) uzyskuje  $R_m$  (min) =  $1860\text{MPa}$  oraz  $Re$  (min) =  $1670\text{MPa}$ , przy stosunkowo dobrych właściwościach plastycznych  $A_5$  (min) = 5% i  $Z$  (min) = 20% [11].

Tak wysokie właściwości mechaniczne stali 65S2WA uzyskuje się dzięki stosunkowo dużej zawartości węgla, w połączeniu ze znaczną zawartością krzemiu, w ilości głównie występującej w stalach sprężynowych, a szczególnie pod wpływem dodatku wolframu, praktycznie nie spotykanego w stalach do ulepszania cieplnego. Stal 65S2WA w zakresie ogólnych charakterystyk klasyfikuje się do stali sprężynowych o dużej hartowności ze skłonnością do kruchości odpuszczania po martlenzytycznym hartowaniu w oleju.

W zakresie wytycznych powinna mieć zastosowanie na najbardziej odpowiedzialne i bardzo obciążone sprężyny w większych wymiarach oraz wałki skrętne .

Skład chemiczny zgodnie z normą PN - 72/H-84035 (1) podano w Tab.3. Dodatkowo podany jest skład chemiczny wykonany w celu dokładnego potwierdzenia składu chemicznego stali (2).

Tab. 3. Skład chemiczny stali 65S2WA

Gatunek stali	Skład chemiczny % wag.									
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu	Ti	W
<u>65S2WA</u> wg. Normy PN-72/H- 84035 (1)	0,61 – 0,69	0,70 – 1,00	1,50 – 2,00	max 0,035	max 0,030	max 0,30	max 0,40	max 0,2	max 0,030	0,80 – 1,20
<u>65S2WA</u> Zbadany skład chemiczny (2)	0,63	0,82	1,58	0,022	0,005	0,20	0,03	0,071	–	0,88

## **5.2. Zestawienie wykonanych obróbek cieplnych**

Poniższa praca oparta jest głównie na badaniach wykonanych na próbkach ze stali 65S2WA po trzech procesach hartowania izotermicznego o następujących oznaczeniach:

- 65S2WA\_H.I.860-30'\_Sn.245-5'\_P.180-6h - hartowanie izotermiczne stali 65S2WA przy austenityzacji w temp.  $860^0\text{C}$  w czasie 30 minut, a następnie szybkie chłodzenie w stopionej cynie (Sn) o temp.  $245^0\text{C}$  w czasie 5 minut (w celu szybkiego schłodzenia i uniknięcia przemiany perlitycznej, bądź utworzenia bainitu), a następnie chłodzenie do temperatury  $180^0\text{C}$  i wygrzewanie przez 6h w tej temperaturze. Obróbka ta została wykonana w ten sposób ze względu na brak odpowiednich środków chłodzących.
- 65S2WA\_H.I.860-30'\_Sn.245-6h - hartowanie izotermiczne stali 65S2WA przy austenityzacji w temp.  $860^0\text{C}$  w czasie 30 minut, a następnie szybkie chłodzenie w stopionej cynie (Sn) o temp.  $245^0\text{C}$  i wygrzewanie przez 6h.
- 65S2WA\_H.I.860-30'\_Sn.325-6h - hartowanie izotermiczne stali 65S2WA przy austenityzacji w temp.  $860^0\text{C}$  w czasie 30 minut, a następnie szybkie chłodzenie w stopionej cynie (Sn) o temp.  $325^0\text{C}$  i wygrzewanie przez 6h.

Tak dobrane parametry obróbek pozwoliły na otrzymanie różnych struktur bainitycznych oraz bainityczno – martenzaitycznych, a następnie porównanie ich właściwości mechanicznych. Dodatkowo wykonano zestaw badań mikrostruktury oraz właściwości mechanicznych stali w stanie dostawy.

Wyniki obróbek izotermicznych zostały porównane z konwencjonalną dla tej stali obróbką hartowania i odpuszczania.

## **6. Metodyka badań**

W poniższej pracy wykonano następujące typy badań:

- Badania dylatometryczne próbek w celu określenia parametrów austenityzacji, temperatury początku przemiany martenzańskiej  $M_s$  a co za tym idzie ustalenia optymalnej temp. obróbki izotermicznej.
- Badania metalograficzne mikrostruktury przy użyciu mikroskopu optycznego, skaningowego mikroskopu elektronowego oraz mikroskopu transmisyjnego.
- Badania właściwości mechanicznych oraz twardość czyli: statyczna próba rozciągania, badanie udarności metodą Charpy'go, pomiary twardości metodą Vickersa.

### **6.1. Badania dylatometryczne**

Badania dylatometryczne zostały wykonane na za pomocą dylatometru DIL805L firmy Bahr. Dylatometr ten niesie wiele możliwości badawczych m.in. badań zmian wydłużenia, przemian fazowych w stalach, zmian wydłużenia względnego próbki, przemian magnetycznych, rozszerzalności cieplnej i wielu innych.

Badania oraz wyznaczanie temperatur charakterystycznych wykonano zgodnie z polską normą PN-68/H-04500 [12] dotyczącą badań dylatometrycznych metali i ich stopów. Określa ona szczegółowo badania dotyczące pomiarów temp.  $Ac_1$  oraz  $Ac_3$  oraz badania temperatury  $Ms$ .

Do badań wykorzystano próbki walcowe o długości 10mm i średnicy 3mm. Pomiar temperatury wykonywany jest przy użyciu specjalnych termopar zgrzewanych z powierzchnią boczną próbki, nagrzewanie realizowane jest za pomocą cewki indukcyjnej, natomiast chłodzenie następuje poprzez zastosowanie nadmuchu gazem obojętnym. Szybkość chłodzenia zarejestrowana na dylatometrze dla próbek o takich wymiarach dochodzi do  $200^{\circ}\text{C/s}$  co pozwala na bardzo szybkie schłodzenie badanego materiału do dowolnie dobranej temperatury. Ponadto stosowane są próbki o średnicy 4mm z otworem, dla dodatkowego zwiększenia szybkości chłodzenia głównie w celu uniknięcia efektów braku stabilności zadanej temperatury wygrzewania izotermicznego. Związane jest to z pomiarem temp. przy użyciu termopar zgrzanych z powierzchnią próbki i pewnych różnic z temperaturą rdzenia próbki oraz jej podwyższeniem po zakończeniu operacji schładzania.

### **6.2. Badania mikrostruktury**

Badanie mikrostruktur prowadzone było za pomocą zarówno technik mikroskopii optycznej, skanowej oraz transmisyjnej. Daje to dobre porównanie struktury przy różnych powiększeniach i dokładną jej charakterystykę.

#### **6.2.1. Mikroskopia świetlna**

Mikroskopia świetlna w badaniach metalograficznych polega na obserwacji mikrostruktury metali na mikroskopach metalograficznych przy zastosowaniu powiększeń od 50 do 1000

razy. Większe powiększenia możliwe są poprzez zastosowanie specjalnych olejków immersyjnych, są one jednak coraz rzadziej stosowane ze względu na rozwój skaningowej mikroskopii elektronowej. Obserwacje prowadzone są w świetle odbitym od powierzchni próbki, niezbędne jest więc odpowiednie przygotowanie powierzchni badanego materiału.

Badania wykonane zostały przy pomocy mikroskopu świetlnego Nikon MA/200. Próbki do badań zostały przeszlifowane na papierach ściernych o gradacji od 120 do 1200 a następnie wypolerowane przy użyciu polerki z wykorzystaniem bezwodnej zawiesiny diamentowej o gradacji  $3\mu\text{m}$ . Następnie próbki wytrawiono Nitalem czyli 4% roztworem kwasu azotowego w alkoholu etylowym. Warto zauważyć, że intensywność trawienia znacząco zależy od mikrostruktury danego materiału i była inna dla próbek po różnych procesach hartowania izotermicznego.

### **6.2.2. Skaningowa mikroskopia elektronowy**

Działanie skaningowego mikroskopu elektronowego opiera się skanowaniu powierzchni próbki wiązką elektronów a następnie detekcję elektronów (najczęściej wtórnego i odbitych). Elektrony emitowane są z działa elektronowego, następnie przy użyciu soczewek magnetycznych skupiane są w wiązce, która zostaje odchylona przez cewki. Odchylenie wiązki tworzącej obraz na monitorze jest zsynchronizowane z odchyleniem wiązki skanującej próbki. Elektrony z powierzchni próbki docierają do detektora, którego istotną część stanowi scyntylator i fotopowielacz. Zjawisko scyntylacji umożliwia przekształcenie energii elektronów wtórnego w impulsy świetlne, które są wzmacniane przez fotopowielacz. Sygnał wychodzący z detektora steruje jasnością obraz wyświetlanego na monitorze. Powiększenie mikroskopu skaningowego wynika z relacji wielkości obszarów skanowanych na próbce i na monitorze [13]. Charakterystyczną cechą mikroskopii skaningowej jest duża głębia ostrości obrazów otrzymywanych tą techniką i jest ona głównie wykorzystywana do charakterystyki topografii powierzchni oraz obserwacji metalograficznych. Ponadto w nowoczesnych mikroskopach skaningowym możliwe są do uzyskania powiększenia rzędu 200 000 co w połączeniu z łatwością przygotowania materiału do obserwacji, badaniem składu chemicznego (EDS), daje bardzo szeroki zakres zastosowania tej techniki.

Zdjęcia wykorzystane w poniższej pracy zostały wykonane na mikroskopie skaningowym HITACHI S-3500 N. Próbki do obserwacji zostały przygotowane w taki sam sposób jak dla badań na mikroskopie optycznym.

### **6.2.3. Transmisyjna mikroskopia elektronowa**

Elektronowy mikroskop transmisyjny (TEM) jest urządzeniem, w którym wytwarza się i formuje wiązkę elektronów w celu prześwietlenia preparatu. Większość efektów tego prześwietlenia obserwuje się bezpośrednio na ekranie, na który padają elektrony, a do analizy pozostałych konieczne jest dodatkowe oprzyrządowanie [13].

Budowa mikroskopu transmisyjnego jest bardzo skomplikowana, składa się on głównie z kolumny zawierającej urządzenia tworzące i formujące wiązkę elektronów, preparat, ekran, urządzenie rejestrujące obraz oraz dodatkowe oprzyrządowanie. Dodatkowo w skład

mikroskopu wchodzi układ próżniowy, służący do otrzymania odpowiedniej próżni wewnętrz kolumny, układu wysokiego napięcia potrzebnego do przyspieszenia elektronów emitowanych z działa elektronowego, oraz układ sterowania odpowiedzialny za działanie całego mikroskopu [13].

Obraz w TEM powstaje poprzez oddziaływanie preparatu z wiązką elektronów, dzięki czemu tworzony jest kontrast. Obraz w jasnym polu tworzony jest przez wiązkę elektronów padających prostopadle na preparat i ulegających częściowemu rozproszeniu. Wiązka elektronów nieugiętych przechodzi przez specjalne przesłony a następnie dzięki soczewce obiektywu tworzy obraz pozorny, który następnie jest powiększany przez soczewkę pośrednią oraz projekcyjną i rzutowany na ekran. Możliwe jest też obserwowanie obrazu w ciemnym polu utworzonego przez jedną z wiązek ugiętych. Istnieją dwie metody tworzenia takiego obrazu. Pierwsza polega na takim pochyleniu preparatu aby na obrazie dyfrakcyjnym sprowadzić żądany refleks do centrum. Otrzymamy więc sytuację w której żądana wiązka będzie przechodzić przez przyslonę obiektywu i będzie w osi optycznej mikroskopu. Drugi wariant polega na takim przesunięciu przesłony aby objęła żądany refleks, nie będzie on jednak znajdował się w osi optycznej mikroskopu i utworzony obraz będzie gorszej jakości. Ta metoda jest jednak znacznie szybsza. Obraz w ciemnym polu charakteryzuje się dużym kontrastem. Dodatkowo dzięki zastosowaniu mikroskopu transmisyjnego możliwe jest tworzenie innych rodzajów obrazów, m. in. obrazu wysokorozdzielczego (HRTEM), obrazów mikro i nanodyfrakcyjnych. Ponadto istnieje możliwość wykonania mikroanalizy Składu chemicznego metodą spektrometrii charakterystycznego promieniowania rentgenowskiego (EDS) podobnie jak SEM.

Próbki do badań na transmisyjnym mikroskopie elektronowym zostały wycięte z próbek dylatometrycznych przy użyciu elektrodrążarki drutowej. Następnie plasterki o średnicy  $\phi$  3mm i grubości 200  $\mu\text{m}$  pocieniono na papierze ściernym o gradacji ziarna 1200 do grubości 100  $\mu\text{m}$  po czym podano je pocienianiu elektrolitycznemu w roztworze stężonego kwasu octowego (kwas octowy lodowaty)..

Badania wykonano z wykorzystaniem elektronowego mikroskopu transmisyjnego JEM - 1200EX II.

### **6.3. Badania właściwości mechanicznych**

W badaniach właściwości mechanicznych wykorzystano statyczną próbę rozciągania, badanie udarności metodą Charpy'ego oraz pomiary twardości próbek po hartowaniu izotermicznym.

#### **6.3.1. Badanie twardości**

Badania twardości metodą Vickersa zostały wykonane przy użyciu twardościomierza Zwick/Roell Z2.5. zgodnie z polską normą PN-EN ISO 6507-1:2007 [14].

Pomiar twardości metodą Vickersa polega na wciskaniu w powierzchnię badanego materiału diamentowego węglębnika w kształcie ostrosłupa o podstawie kwadratu i kącie

wierzchołkowym  $136^0$  pod zadanym obciążeniem  $F$ . Następnie dokonuje się pomiaru przekątnych d powstały odcisku o kształcie kwadratu.

Wartość liczbową twardości wyrażaną w skali Vickersa HV otrzymuje się dzieląc siłę  $F$  w kilogramach siły (kgf) przez pole powierzchni bocznej odcisku  $A$  w milimetrach kwadratowych:

$$HV = \frac{F}{A}$$

W praktyce należy skorzystać ze wzoru (dla układu SI):

$$HV = \frac{0,1891F}{d^2}$$

### 6.3.2 Badanie udarności metodą Charpy'ego

W celu określenia odporności na nagłe, dynamiczne zmiany obciążzeń elementów maszyn i konstrukcji stosuje się często badanie udarności metodą Charpy'ego. Badania te zostały wykonane na mlocie udarnościowym Zwick/Roell RKP450 o energii wahadła 300J zgodnie z normą PN-EN ISO 148-1:2010 [15]. Miarą udarności zgodnie z normą jest stosunek energii zużytej na złamanie próbki za pomocą jednorazowego uderzenia do pola przekroju poprzecznego próbki w miejscu karbu:

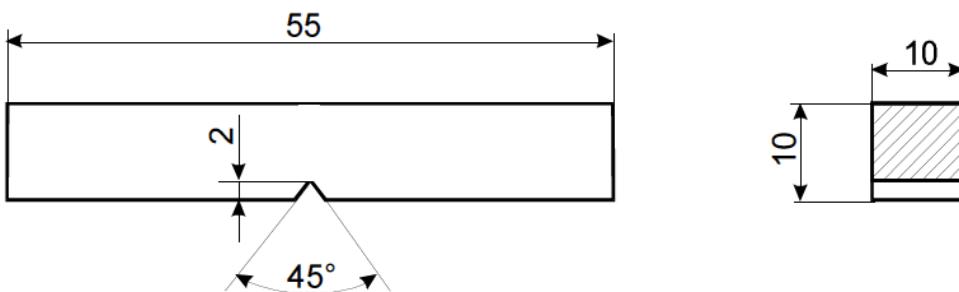
$$KC = \frac{K}{S} \left[ \frac{J}{cm^2} \right]$$

$KC$  - udarność [ $J/cm^2$ ]

$K$  - praca uderzenia [J]

$S$  - pole powierzchni początkowej przekroju poprzecznego próbki w miejscu karbu [ $cm^2$ ].

Do badań metodą Charpy'ego wykorzystuje się próbki z karbem U i V kształtnym. W przeprowadzonych badaniach wykorzystywano próbki z karbem V kształtnym. Schemat takiej próbki przedstawiono na rys. 16.



Rys. 9. Schemat próbki do badania udarności metodą Charpy'ego z karbem V kształtnym

Próbki do tego typu badań mają kształt prostopadłościanu o wymiarach podanych na powyższym rysunku. Promień zaokrąglenia karbu V kształtnego powinien wynosić 0,25mm.

### 6.3.3 Statyczna próba rozciągania

Próba rozciągania metali jest to podstawowa próba badania właściwości technologicznych i wytrzymałościowych materiałów. Wartości wyznaczane w trakcie tej próby to:

- Wytrzymałość na rozciąganie  $R_m$  – naprężenie odpowiadające największej sile rozciągającej, zarejestrowanej w trakcie próby, odniesionej do przekroju poprzecznego próbki. Wartość wytrzymałości na rozciąganie wyrażona jest wzorem:

$$Rm = \frac{F_{max}}{S_o} [MPa = \frac{N}{mm^2}]$$

gdzie:

$F_{max}$  – maksymalna wartość siły rozciągającej w czasie próby,

$S_o$  – pole powierzchni przekroju poprzecznego próbki zmierzone przed zerwaniem

- Granica (wyraźna) plastyczności  $Re$  – naprężenie, przy którym występuje wyraźne wydłużenie próbki (tzw. płynięcie materiału) bez wzrostu obciążenia, a czasami nawet przy jego spadku.

$$Re = \frac{F_e}{S_o}$$

$F_e$  – wartość siły rozciągającej, przy której następuje wyraźny przyrost wydłużenia,

$S_o$  – pole powierzchni przekroju poprzecznego próbki zmierzone przed zerwaniem.

- Wydłużenie względne  $A_n$  ( $A_5$ , lub  $A_{10}$ ) – określone jako procentowy stosunek trwałego wydłużenia próbki do długości pierwotnej próbki, wyraża się wzorem:

$$An = \frac{(Lu - Lo) \times 100\%}{Lo}$$

gdzie:

$L_u$  – długość pomiarowa próbki po zerwaniu (mm)

$L_o$  – pierwotna długość pomiarowa próbki (mm)

$n$  – współczynnik wielokrotności długości pomiarowej (5, lub 10).

- Przewężenie  $Z$  – określane jako procentowy ubytek pola przekroju poprzecznego próbki w miejscu zerwania do jej pierwotnego pola powierzchni przekroju w tym miejscu. Przewężenie wyrażone jest wzorem:

$$Zn = \frac{(So - Su) \times 100\%}{So} = [1 - (\frac{du}{do})^2] \times 100\%$$

gdzie:

$S_u$  – pole powierzchni przekroju próbki w miejscu zerwania ( $\text{mm}^2$ )

$S_o$  – pierwotne pole przekroju próbki ( $\text{mm}^2$ )

$d_u$  – średnica próbki w miejscu zerwania (mm)

$d_o$  – pierwotna średnica próbki (mm)

Statyczną próbę rozciągania wykonano na maszynie wytrzymałościowej Zwick-Roell 005 zgodnie z normą PN-EN ISO 6892-1:2010[16]. W badaniach wykorzystano próbki walcowe 5 krotnie o średnicy w części pomiarowej równej  $d_0=6\text{mm}$  i długości części pomiarowej  $l_0=30\text{mm}$ .

## **7. Wyniki badań wraz z omówieniem**

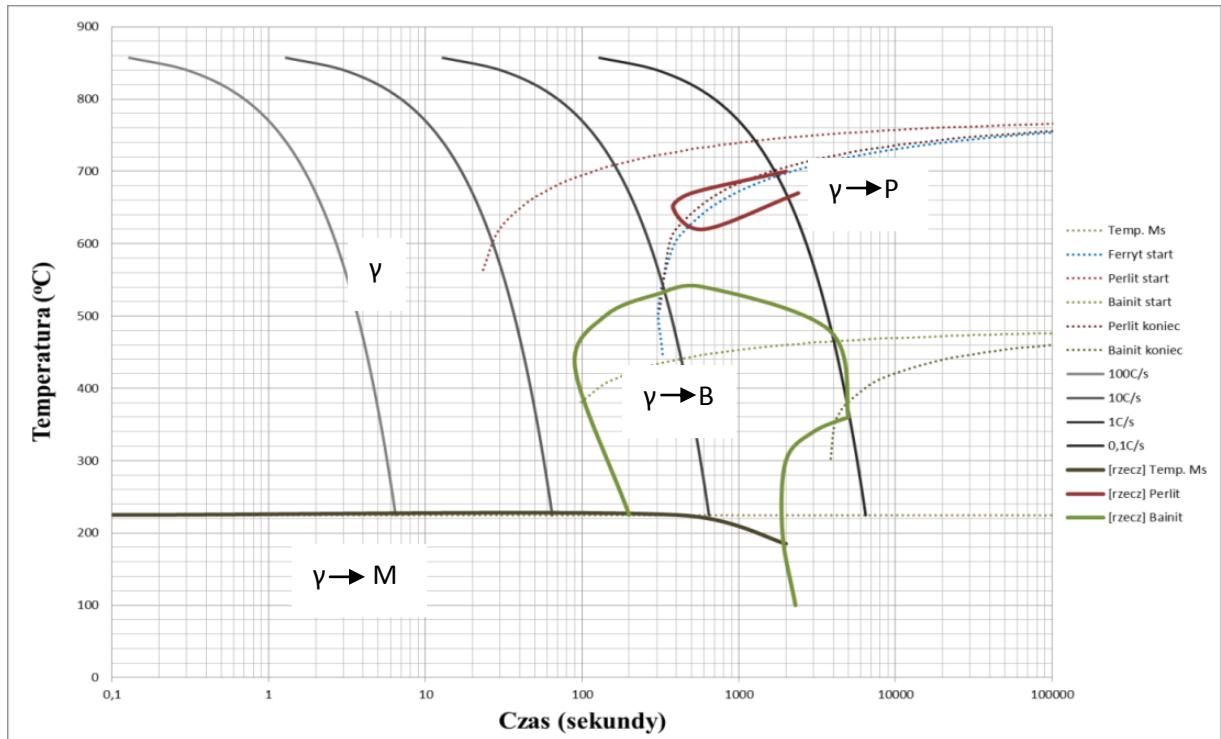
W poniższym dziale przedstawione oraz omówione zostaną wyniki badań dla stali 65S2WA po obróbkach hartowania izotermicznego. Zostaną one również odniesione do stali w stanie dostawy (po wyżarzaniu normalizującym) oraz ulepszania cieplnego (hartowania i odpuszczania) stosowanej dla tego gatunku stali.

### **7.1. Wyniki badań dylatometrycznych**

Badania dylatometryczne zostały wykonane w celu określenia temperatur charakterystycznych stali, czyli temp.  $Ac_1$ ,  $Ac_3$  oraz temperatury początku przemiany martenzytycznej  $M_s$ . Po tych zabiegach możliwe było odpowiednie dobranie dla badanej stali temp. austenityzacji oraz hartowania z przystankiem izotermicznym. Następnie wykonano trzy typy obróbek izotermicznych w temperaturze niewiele powyżej temperatury  $M_s$  oraz znacznie poniżej i powyżej tej temperatury.

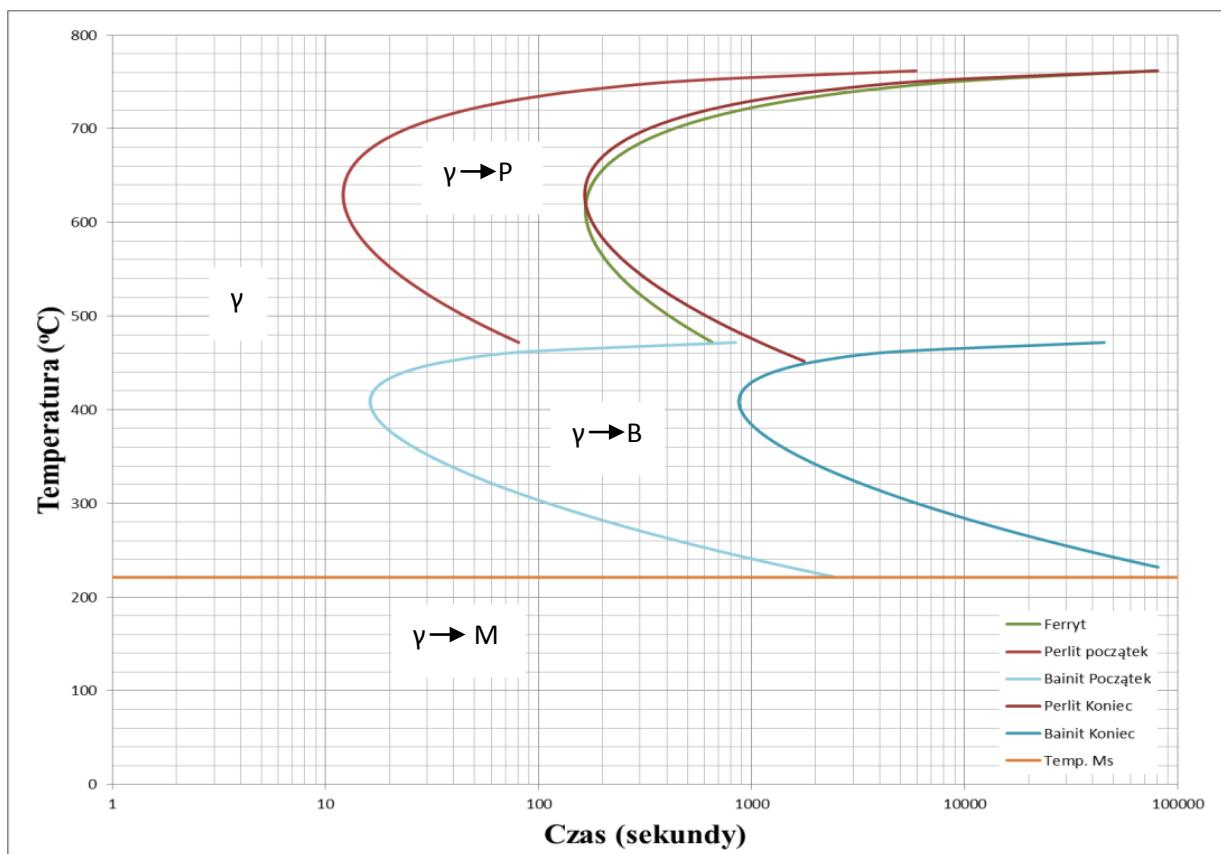
#### **7.1.1 Analiza wykresów czas - temperatura - przemiana**

W celu wykonania odpowiednich zabiegów obróbki hartowania izotermicznego niezbędnym jest dokładne poznanie wykresów CTP dla konkretnego gatunku stali. Literaturowy wykres CTPc (z naniesionym przerywanymi liniami wykresem symulacyjnym) dla stali 65S2WA pokazany na rys. 12 wskazuje na dużą skłonność tego materiału do przemian bainitycznych z przechłodzonego austenitu w zakresie ok. 530 do 230°C, którego najmniejsza twardość występuje w zakresie ok. 450°C w wyniku chłodzenia ciągłego. Wykres CTPc wykazuje, że ten gatunek stali cechuje się znaczną trwałością przechłodzonego austenitu w zakresie ok. 650 - 600°C, co zmniejsza skłonność do tworzenia perlitu i tym samym ułatwia przeprowadzenie procesów hartowania bainitycznego nawet w ośrodkach wolniej chłodzących.



Rys. 10. Wykres CTPc dla stali 65S2WA przemian przechłodzonego austenitu przy chłodzeniu ciągłym. Liniami przerywanymi zaznaczono wyniki symulacji w programie JMatPro [10]

Jednak wykresy symulacyjne oraz przeprowadzone badania zaprzeczają tak dużemu zakresowi stabilności przechłodzonego austenitu. Obydwa wykresy „CTP” dla chłodzenia ciągłego oraz izotermicznego opracowane na podstawie symulacji komputerowej rys. 10 oraz 11, wskazują na mniejszą twardość przechłodzonego austenitu w obszarze przemian perlitycznych niż w strefie przemian bainitycznych, co wyklucza stosowanie wolniejszych środków chłodzenia w ramach izotermicznego hartowania bainitycznego.



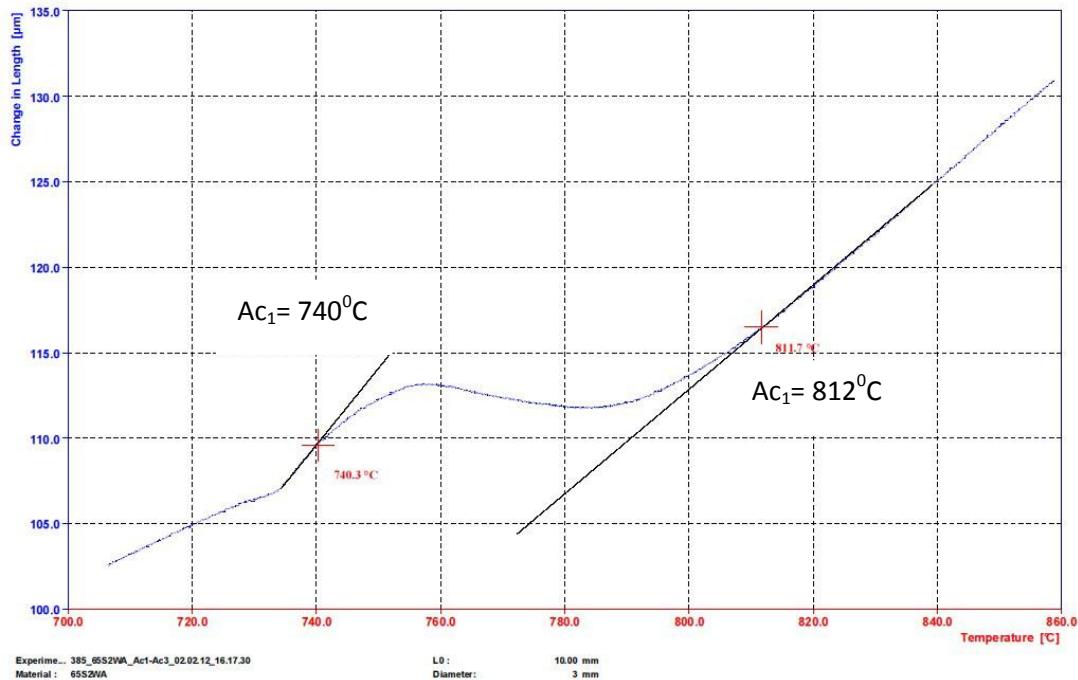
Rys. 11. Symulacyjny wykres CTPi dla stali 65S2WA rozpadu przechłodzonego austenitu przy chłodzeniu z przystankami izotermicznymi [10]

### 7.1.2. Określenie temperatur krytycznych

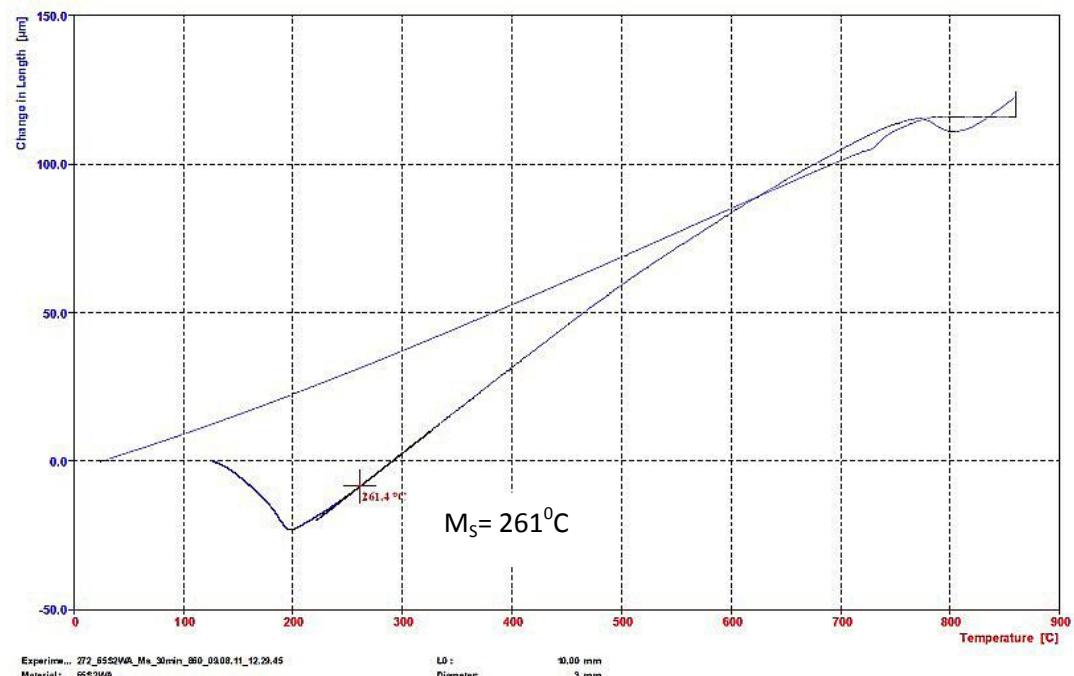
W celu dokładnego potwierdzenia danych literaturowych przeprowadzono serię badań dylatometrycznych mających na celu weryfikację temperatur krytycznych dla stali 65S2WA tj. temp.  $Ac_1$ ,  $Ac_3$  oraz temperatury  $M_s$ . Otrzymane wyniki zostały zestawione w tab. 4 wraz z danymi literaturowymi.

Tab. 4. Wyniki badań dylatometrycznych, danych literaturowych oraz symulacyjnych dla stali 65S2WA

Źródło informacji i metodyka badań	Temperatury krytyczne		
	$Ac_1$ [°C]	$Ac_3$ [°C]	$M_s$ [°C]
Wykresy „CTP” literatura [11]	775	830	220
Wykresy „CTP” z symulacji komputerowej [10]	–	–	220-225
Fragmenty wykresów z badań dylatometrycznych (rys. 14 i 15)	740	812	260



Rys. 12. Krzywa dylatometryczna uzyskana podczas nagrzewania stali 65S2WA z zaznaczonymi temperaturami  $Ac_1$  oraz  $Ac_3$



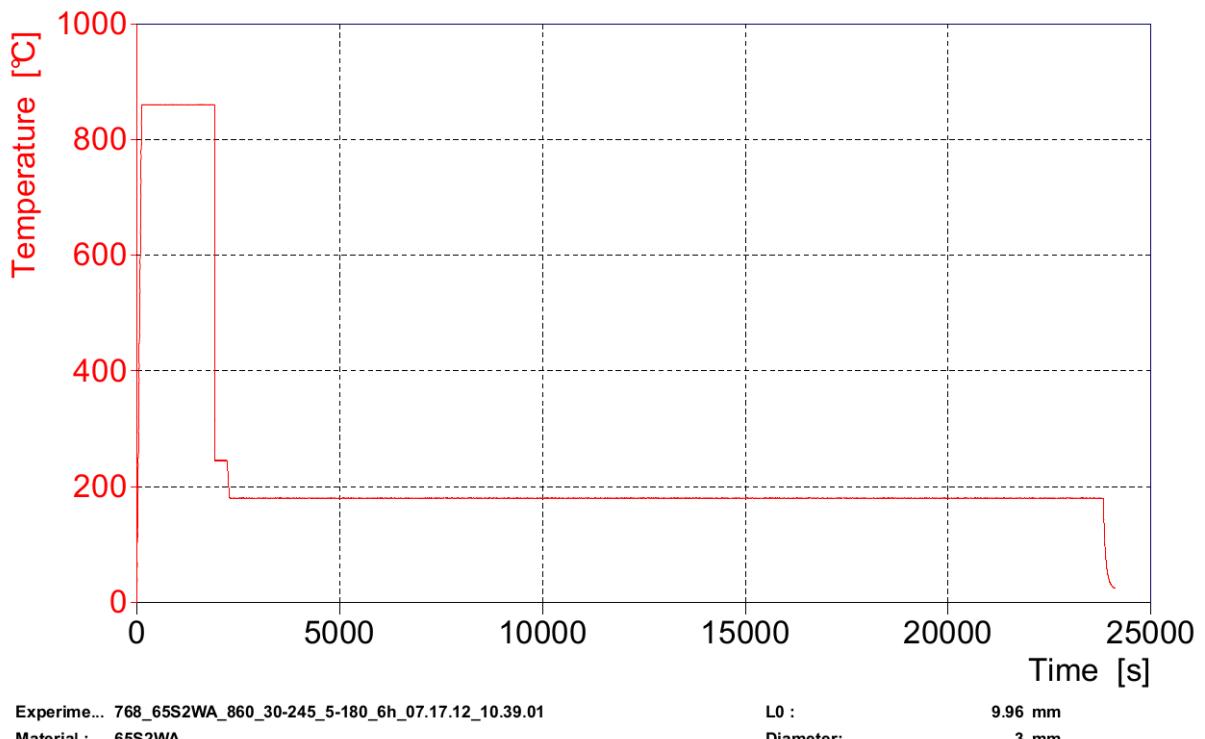
Rys. 13. Krzywa dylatometryczna uzyskana podczas szybkiego chłodzenia stali 65S2WA z zaznaczoną temperaturą  $M_s$

Na rys. 12 oraz 13 zamieszczono wykresy otrzymane w wyniku badań dylatometrycznych. Widoczna jest pewnaróżnica w temp. krytycznych otrzymanych w wyniku badań oraz danych literaturowych. Wiąże się to jednak głównie z zaobserwowaną niejednorodnością badanej stali oraz pewną zawartością wtrąceń niemetalicznych wraz z wydzieleniami węglików

wolframu. Węgliki te ulegają rozpuszczaniu dopiero w temp. powyżej  $1200^{\circ}\text{C}$  i nie ulegną rozpuszczeniu w wyniku procesów austenityzacji do obróbki cieplnej tej stali. Wpływają one w znaczący sposób na wzrost właściwości mechanicznych stali jednak prowadzą do spadku zawartości węgla w osnowie austenitycznej co prowadzi szczególnie do podwyższenia temp.  $M_s$ .

### 7.1. 3 Hartowanie izotermiczne z wykorzystaniem dylatometru

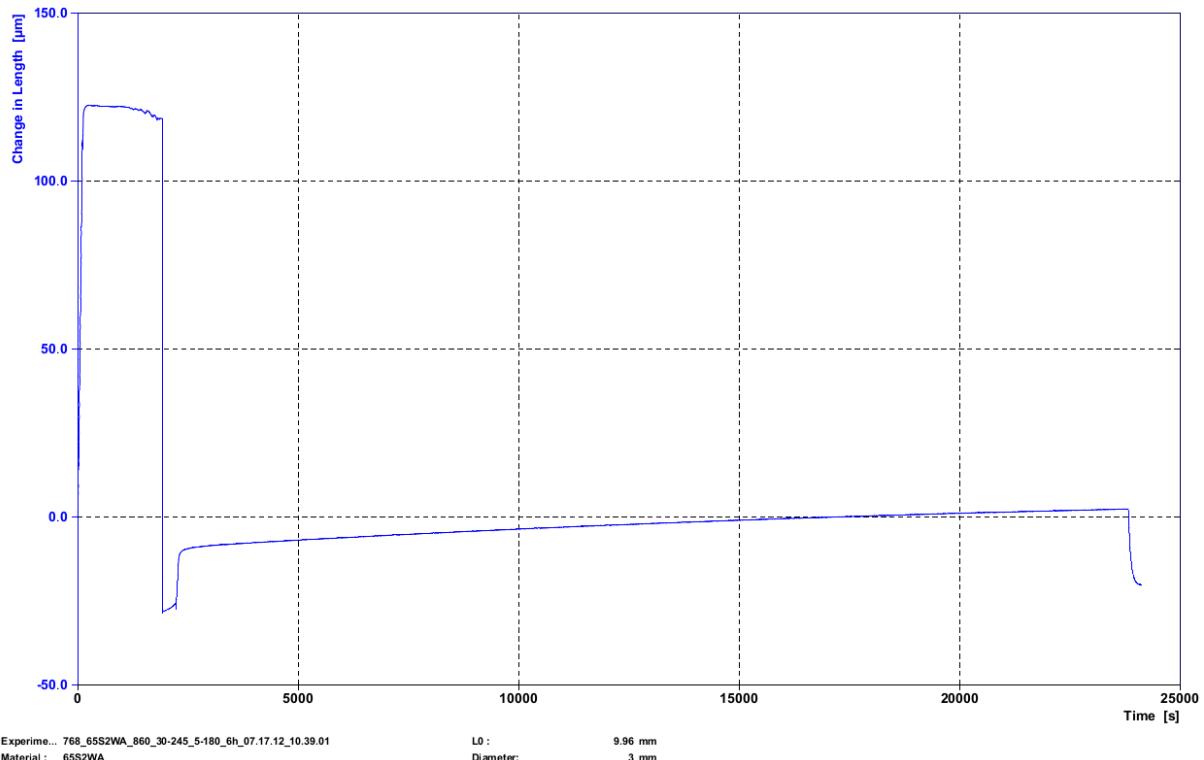
Temperatura austenityzacji stosowana w badaniach wynosiła  $860^{\circ}\text{C}$  w czasie 30 minut. Miało to na celu rozpuszczenie węglików (szczególnie stopowych) w celu otrzymania struktury austenitu o jednorodnym składzie chemicznym przed dalszymi obróbkami izotermicznymi. Jest to bardzo ważny zabieg, ponieważ wpływa on bezpośrednio na temp.  $M_s$  a co za tym idzie temperatury hartowania izotermicznego. Niezbędne jest otrzymywanie jednorodnej struktury austenitycznej gdyż zapobiega to znacznym fluktuacjom węgla podczas hartowania izotermicznego oraz powstawania martenzytu bądź "midribu" w pewnym zakresie temperatur powyżej temperatury  $M_s$  [17].



Rys. 14. Przykładowy wykres przebiegu zmian temp. w procesie hartowania izotermicznego wykonanego za pomocą dylatometru

Na rys. 14 przedstawiony został wykres zmian temperatury, na którym widoczne są wszystkie zabiegi przeprowadzone podczas hartowania izotermicznego tj. nagrzewania do temp. austenityzacji z szybkością  $7^{\circ}\text{C/s}$ , austenityzacji ( $860^{\circ}\text{C}$  w czasie 30 minut) następnie szybkiego chłodzenia z szybkością  $100^{\circ}\text{C/s}$ , krótkiego przystanku izotermicznego w temp  $245^{\circ}\text{C}$  w czasie 5 minut, dochładzania w czasie 2 minut i wytrzymania izotermicznego w

temperaturze  $180^{\circ}\text{C}$  w czasie 6 godzin. Po tych zabiegach ustawiono swobodne chłodzenie próbki do temperatury pokojowej ( $20^{\circ}\text{C}$ ).



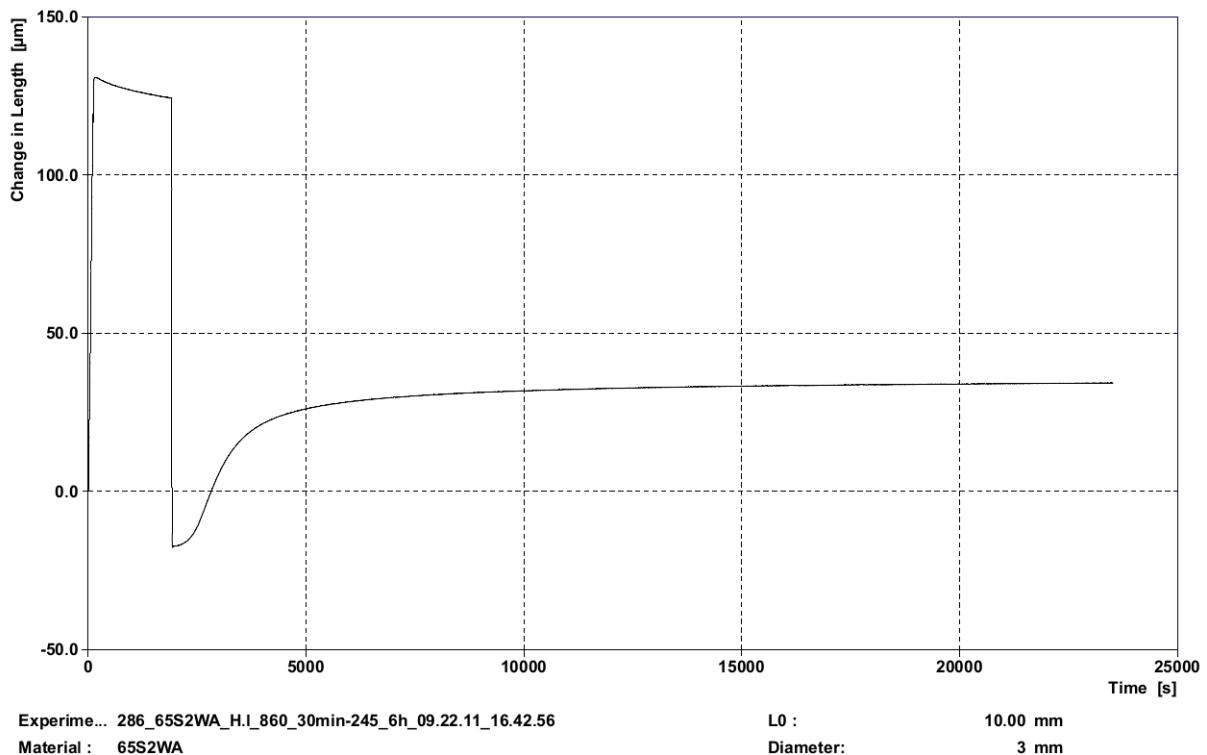
Rys. 15. Wykres dwustopniowego hartowania izotermicznego z pierwszym przystankiem izotermicznym w temperaturze  $245^{\circ}\text{C}$  (z wygrzaniem w czasie 5 minut) a następnie dochładzaniu do temperatury  $180^{\circ}\text{C}$  i wygrzewaniu izotermicznym w czasie 6h

Na rys. 15 przedstawiono pierwszy, najbardziej złożony wariant hartowania izotermicznego, z dwoma przystankami izotermicznym, pierwszym w temp.  $245^{\circ}\text{C}$  i drugim w temperaturze  $180^{\circ}\text{C}$ . Powyższy wykres przedstawia zmianę wydłużenia próbki jaka następowała w wyniku jej podgrzewania do temp. austenityzacji, samej austenityzacji, chłodzenia, oraz poszczególnych etapów wygrzewania w czasie trwania całego procesu hartowania izotermicznego. Największą uwagę należy zwrócić na zmiany wydłużenia bezpośredni po schłodzeniu do temp.  $245^{\circ}\text{C}$ , w trakcie tego wygrzewania, po schłodzeniu do temp.  $180^{\circ}\text{C}$  i zmiany wydłużenia podczas chłodzenia próbki po zakończonym wygrzewaniu izotermicznym.

W wyniku chłodzenia z szybkością  $100^{\circ}\text{C/s}$  do temperatury  $245^{\circ}\text{C}$  i wygrzewaniu w tej temperaturze ominięto obszar tworzenia się perlitu, dzięki czemu możliwe było zajście przemiany niestabilnego austenitu w bainit dolny. Nie zaobserwowano przy tym gwałtownej zmiany długości próbki co świadczy o braku przemiany martenzatycznej. Przemiana bainityczna rozpoczęła się w kilka sekund bezpośrednio po schłodzeniu próbki do tej temperatury.

Następnie w wyniku niezbyt intensywnego chłodzenia do temp.  $180^{\circ}\text{C}$  zaszła przemiana martenzatyczna skutkująca gwałtownym przyrostem długości próbki. Po stabilizacji

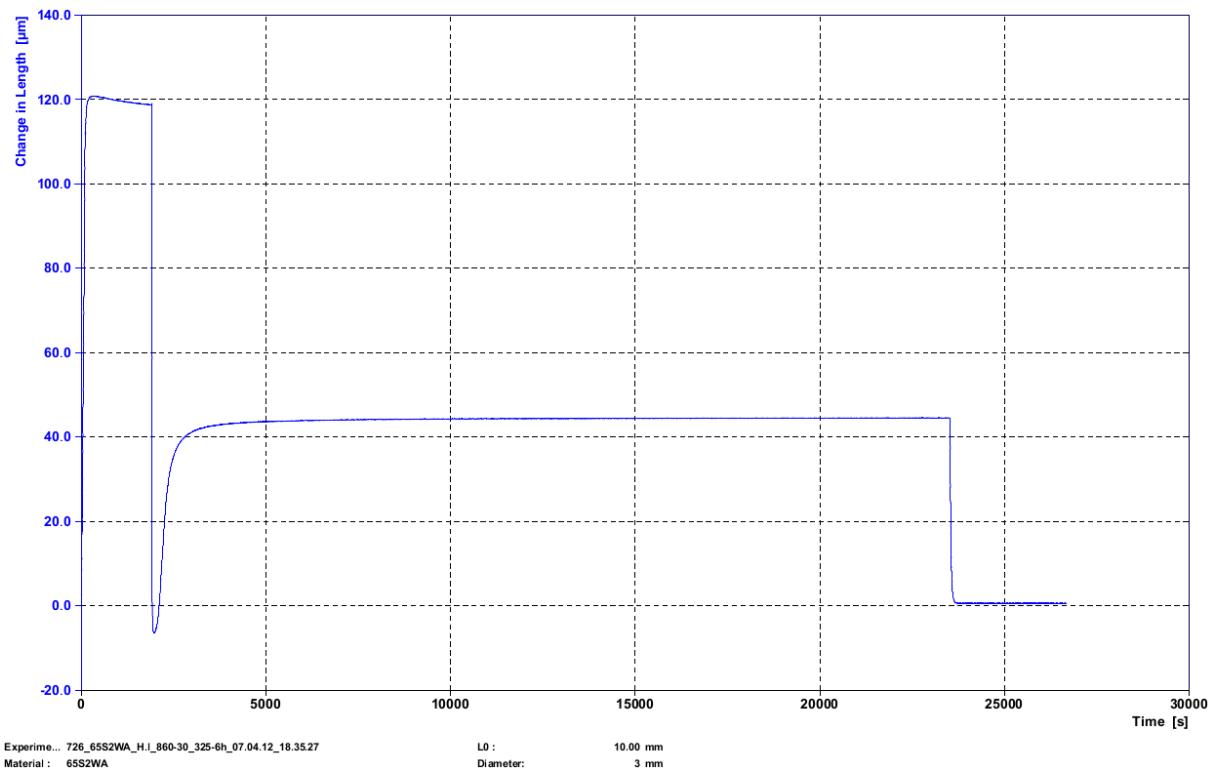
temperatury możemy obserwować dalszą przemianę austenitu w bainit w stali oraz częściowe odpuszczanie wcześniej utworzonego martenuzu. Ze względu na termodynamiczne uwarunkowania dyfuzji węgla z martenuzu do austenitu oraz tworzenie się bainitu z nieznaczną ilością węglików dochodzi do znacznej stabilizacji austenitu (duża rozpuszczalność węgla w austeniecie wraz ze znacznym ograniczeniem zjawisk dyfuzyjnych) i hamowania przemiany bainitycznej. Prowadzi to do powolnej zmiany wydłużenia próbki w czasie wygrzewania izotermicznego oraz powstaniu pewnej ilości austenitu po obróbce. Chłodzenie po tym procesie nie daje jednoznacznej odpowiedzi czy austenit szczeplkowy uległ całkowitej stabilizacji po takim czasie wygrzewania izotermicznego. Jednak porównując wykres temperaturowy i otrzymany wykres zmian wydłużenia nie można stwierdzić gwałtownej zmiany wydłużenia wraz ze zmianą temperatury. Takie wnioski o kinetyce i przebiegu zmian wydłużenia znalazły potwierdzenie w badaniach przy użyciu elektronowej mikroskopii transmisyjnej.



Rys. 16. Zmiana wydłużenia próbki podczas hartowania izotermicznego z temperatury  $860^{\circ}\text{C}$  do  $245^{\circ}\text{C}$  i wygrzewaniu w tej temperaturze czasie 6 godzin

Rys. 16 ilustruje zmiany wydłużenia próbki dla drugiego wariantu hartowania izotermicznego. Temperatura wygrzewania izotermicznego w tym wypadku wynosiła  $245^{\circ}\text{C}$ , a samo wygrzewanie trwało 6 godzin. Po schłodzeniu próbki obserwuje się pewien nieznaczny okres inkubacji (stabilności austenitu), nie przekraczający kilkunastu sekund, po czym austenit zaczyna się przemieniać w bainit. Proces ten w pierwszych minutach jest dosyć powolny, po czym następuje jego intensyfikacja a następnie dalsza przemiana austenitu w bainit. Po około 5 godzinach wygrzewania dochodzi do niemal całkowitego zahamowania procesu tworzenia się bainitu i stabilizacji austenitu szczeplkowego. Widoczna jest znaczna zmiana w kinetyce tego procesu wygrzewania izotermicznego w porównaniu do wariantu

pierwszego, związana z wyższą temperaturą tego wygrzewania a co za tym idzie ułatwieniem procesów dyfuzji węgla, skutkującą krótszym czasem do zakończenia przemiany bainitycznej.

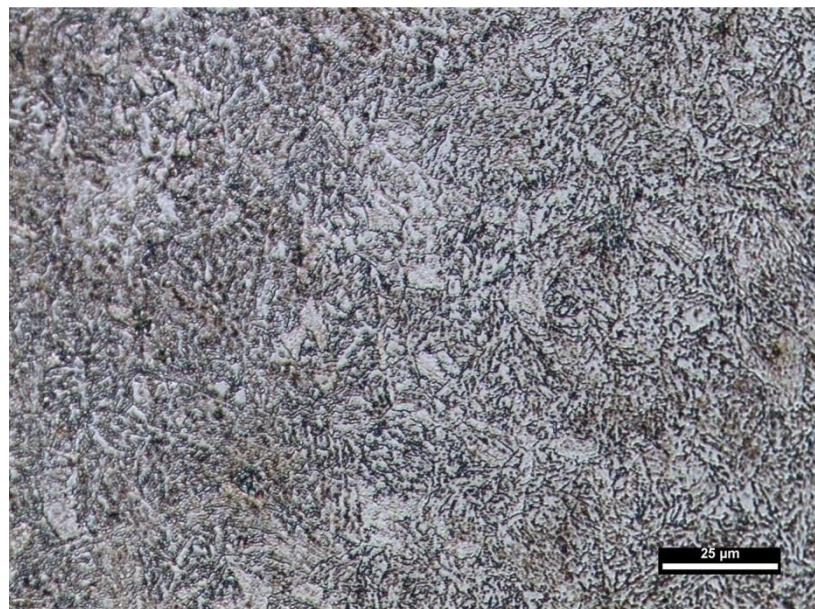


Rys. 17. Zmiany wydłużenia próbki podczas hartowania izotermicznego w temp.  $325^{\circ}\text{C}$  w czasie 6 godzin

Wykres na rys. 17 ukazuje trzeci, ostatni wariant hartowania izotermicznego. Temperatura wygrzewania była w tym przypadku najwyższa i wynosiła  $325^{\circ}\text{C}$ . Wpłynęło to na jeszcze większe zmiany w kinetyce przemiany bainitycznej spowodowanej łatwą dyfuzją węgla w staliw tej temperaturze. Nie zarejestrowano okresu inkubacji przemiany (stabilności austenitu), przemiana rozpoczęła się natychmiast po schłodzeniu i przebiegała bardzo intensywnie w pierwszych minutach procesu. Po upływie około 20 minut doszło do jej znacznego spowolnienia i zakończenia przemiany po około 1 godzinie od momentu schłodzenia do temperatury  $325^{\circ}\text{C}$ . Przeprowadzono również szybkie chłodzenie po zakończeniu całego procesu w celu ustalenia czy doszło do całkowitej stabilizacji austenitu. Nie zaobserwowano przemiany martenzaitycznej, co popierają obserwacje przeprowadzone przy wykorzystaniu transmisyjnego mikroskopu elektronowego.

## 7.2. Badania mikrostruktury

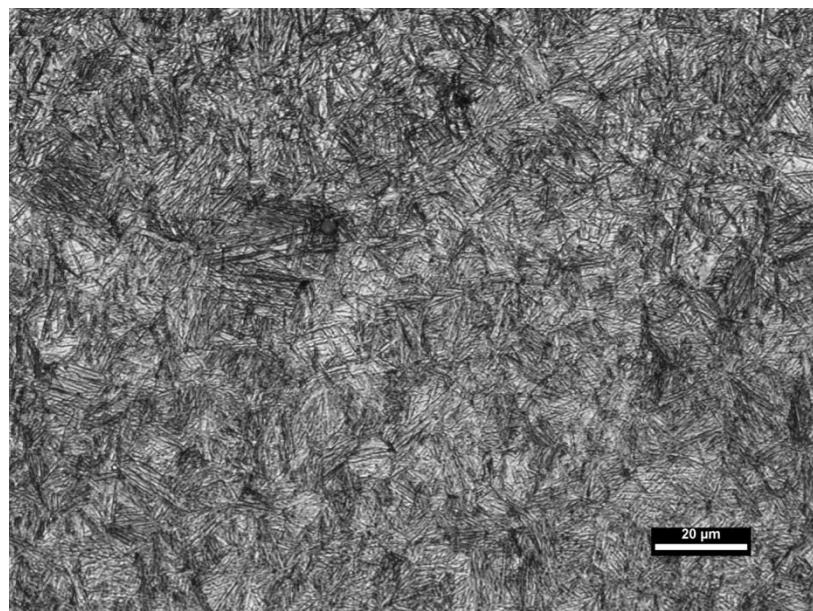
Mikrostrukturę stali w stanie dostawy pokazano na rys. 11.



Rys. 18. Mikrostruktura stali 65S2WA w stanie wyjściowym, pow. 500x traw. Nital - mikroskop świetlny

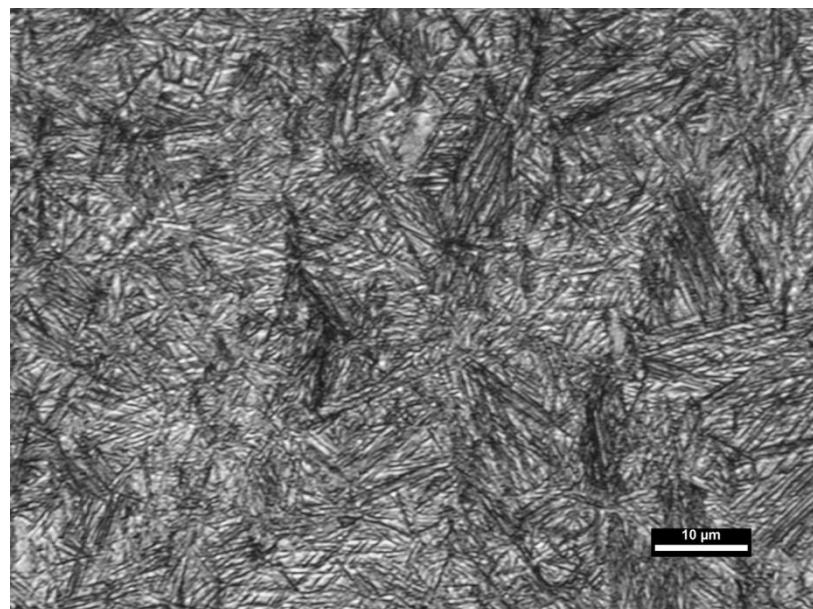
Stal 65S2WA w stanie wyjściowym charakteryzuje się mikrostrukturą perlityczną z wydzieleniami drobnych węglików stopowych o twardość wynosi ok. 250HV30, co świadczy o przeprowadzeniu na dostarczonych prętach wyżarzania zupełnego mającego na celu zmiękczenie stali.

Ze względu na znaczne rozdrobnienie mikrostruktur obserwacje na mikroskopie optycznym a nawet skaningowym nie pozwalają na jednoznaczną ocenę otrzymanych mikrostruktur po procesach hartowania izotermicznego. Niezbędne są obserwacje przy użyciu mikroskopii transmisyjnej. Na poniższych rysunkach zestawiono zdjęcia mikrostruktur otrzymanych za pomocą różnych technik mikroskopowych w celu porównania otrzymanych mikrostruktur.



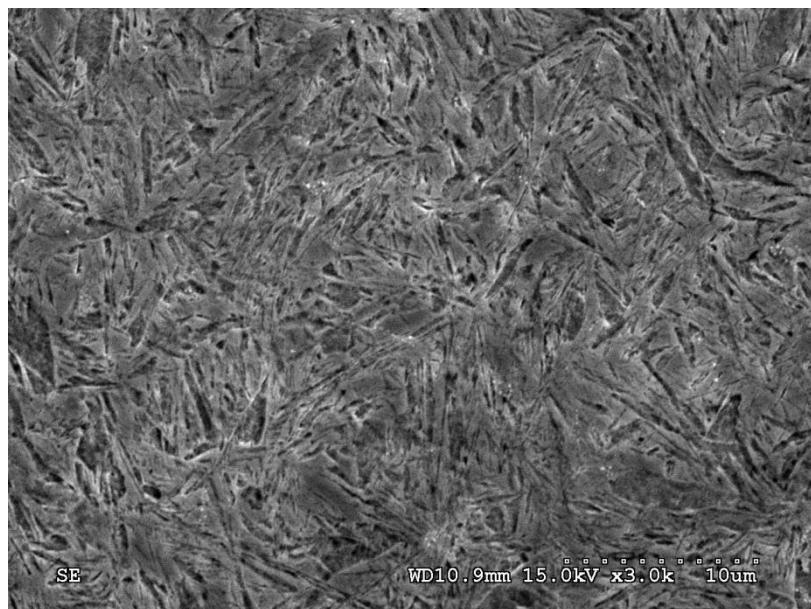
Rys. 19. Mikrostruktura stali 65S2WA po obróbce stopniowego hartowania izotermicznego z przystankiem w temp.  $245^{\circ}\text{C}$  w czasie 5 minut i dalszym schłodzeniu do temp.  $180^{\circ}\text{C}$  i wygrzewaniu w czasie 6 godzin przy pow. x500, traw. Nital - mikroskop świetlny

Na rys. 19 możemy zaobserwować znaczne rozdrobnienie mikrostruktury, oraz występowanie igieł podobnych jak w strukturach martencytycznych, jednak o znacznie większym rozdrobnieniu. Jednoznaczne określenie typu otrzymanej struktury jest niemożliwe przy użyciu takich powiększeń. Struktura na całym przekroju próbki charakteryzowała się dużą jednorodnością.



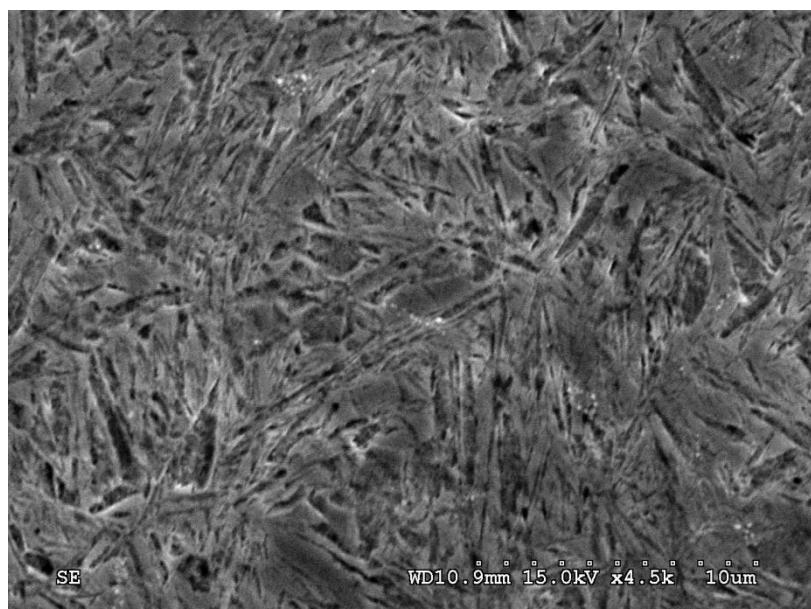
Rys. 20. Mikrostruktura stali 65S2WA po obróbce stopniowego hartowania izotermicznego z przystankiem w temp.  $245^{\circ}\text{C}$  w czasie 5 minut i dalszym schłodzeniu do temp.  $180^{\circ}\text{C}$  i wygrzewaniu w czasie 6 godzin przy pow. x1000, traw. Nital - mikroskop świetlny

Przy zastosowaniu większego powiększenia widoczna jest duża ilość iglastych wydzieleń, przecinających pewne obszary bardziej odporne na działanie odczynnika trawiącego, tworząc drobnodispersyjną strukturę. Struktura o charakterze martenzaitycznym.



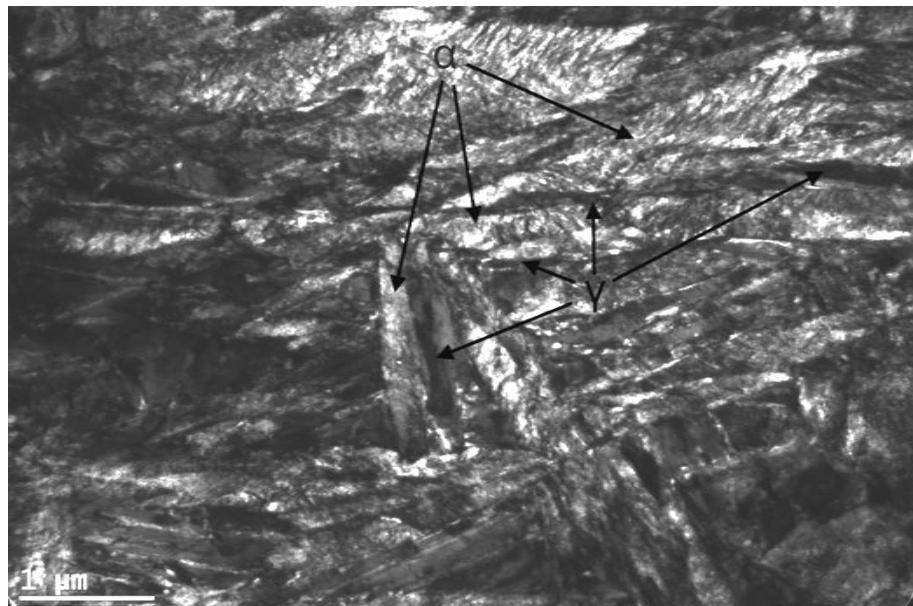
Rys. 21. Mikrostruktura stali 65S2WA po obróbce stopniowego hartowania izotermicznego z przystankiem w temp.  $245^0\text{C}$  w czasie 5 minut i dalszym schłodzeniu do temp.  $180^0\text{C}$  i wygrzewaniu w czasie 6 godzin przy pow. x3000, traw. Nital - mikroskop skaningowy

Rys. 21 przedstawia zdjęcie stali po dwustopniowym hartowaniu izotermicznym. Widoczne są wyraźnie "iglaste" obszary rozdrabniające mikrostrukturę stali. Uwidaczniają się również miejsca, które nie uległy tak znacznemu wytrawieniu.



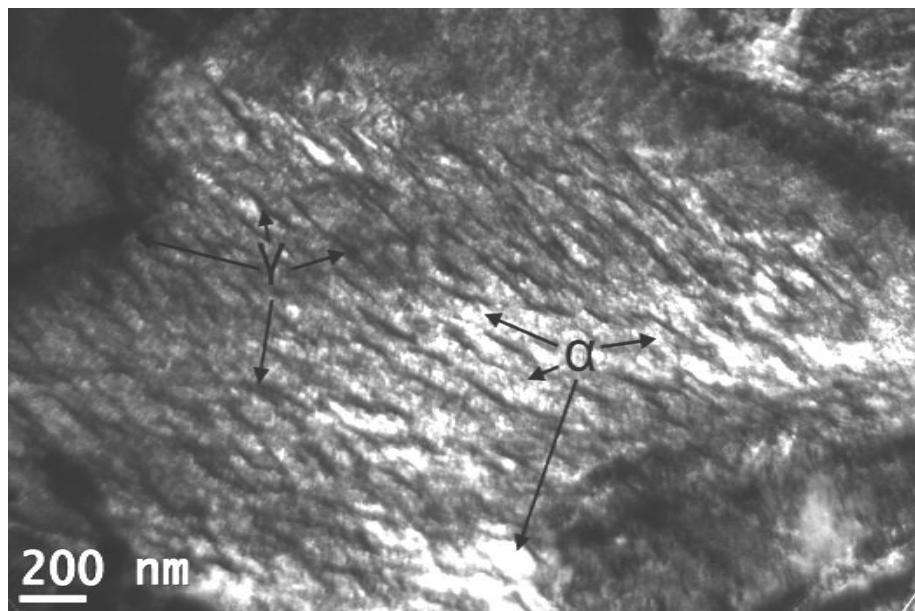
Rys. 22. Mikrostruktura stali 65S2WA po obróbce stopniowego hartowania izotermicznego z przystankiem w temp.  $245^0\text{C}$  w czasie 5 minut i dalszym schłodzeniu do temp.  $180^0\text{C}$  i wygrzewaniu w czasie 6 godzin przy pow. x4500, traw. Nital - mikroskop skaningowy

Podobnie jak dla zdjęcia na rys. 21 tak i na rys. 22 widoczne są powstałe "igły" oraz słabiej wytrawione obszary o różnym kształcie i wielkości składające się prawdopodobnie z ferrytu bainitycznego i niewielkiej ilości ustabilizowanego austenitu. Taki typ obróbki zaskutkował otrzymaniem bardzo złożonej mikrostruktury.



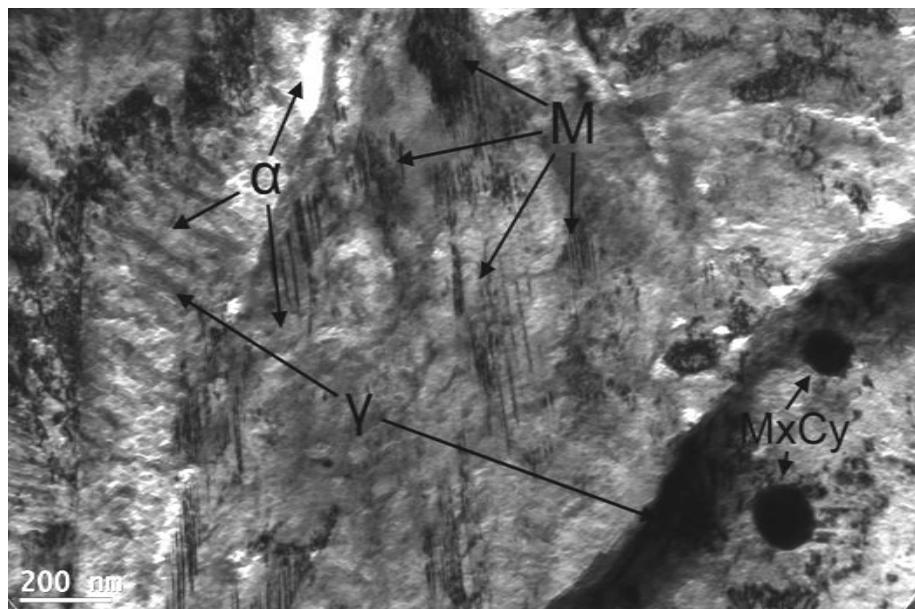
Rys. 23. Mikrostruktura cienkich folii ze stali 65S2WA po obróbce stopniowego hartowania izotermicznego z przystankiem w temp.  $245^0\text{C}$  w czasie 5 minut i dalszym schłodzeniu do temp.  $180^0\text{C}$  i wygrzewaniu w czasie 6 godzin przy pow. x40000 - mikroskop transmisyjny (fot. B. Gołębiowski)

Na rys. 23 widoczne są ziarna bainitu składającego się z ferrytu bainitycznego ( $\alpha$ ) oraz wydłużonych wydzieleń austenitu ( $\gamma$ ) z niewielką ilością węglików. Widoczny jest również charakterystyczny dla tzw. bainitu "motylkowego" wzrost ziaren bainitycznych z pewnych punktów (najczęściej są to granice potrójne bądź nierozpuszczone węgliki pierwotne).



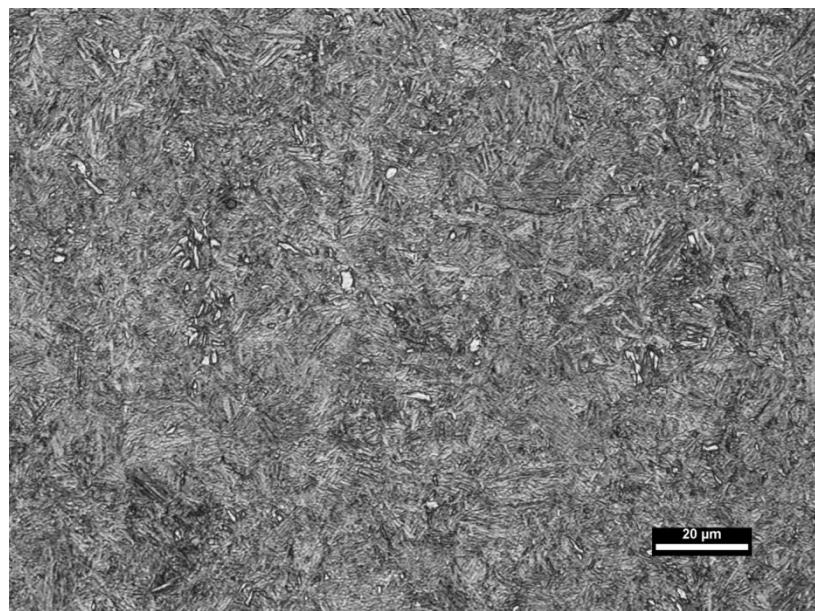
Rys. 24. Mikrostruktura cienkich folii ze stali 65S2WA po obróbce stopniowego hartowania izotermicznego z przystankiem w temp.  $245^0\text{C}$  w czasie 5 minut i dalszym schłodzeniu do temp.  $180^0\text{C}$  i wygrzewaniu w czasie 6 godzin przy pow. x75000 - mikroskop transmisyjny (fot. B. Gołębiowski)

Zdjęcia z mikroskopu transmisyjnego ukazują przy bardzo dużych powiększeniach złożony charakter otrzymanych struktur. Na rys. 24 widoczne jest ziarno bainitu składającego się z ciemnych, podłużnych wydzieleń austenitu z węglikami w niewielkiej ilości oraz jaśniejszych, częściowo przetrawionych i nieznacznie utlenionych obszarów ferrytu bainitycznego. Wydzielenia węglików praktycznie nie występują dla hartowania w tym wariantie obróbki, jedynie częściowo w obszarach austenitu oraz w postaci dużych, sferoidalnych węglików pierwotnych (prawdopodobnie węglików wolframu). Brak, bądź niewielka ilość wydzieleń węglików wiąże się z niską temperaturą obróbki hartowania izotermicznego oraz znaczną zawartością krzemu w stali.



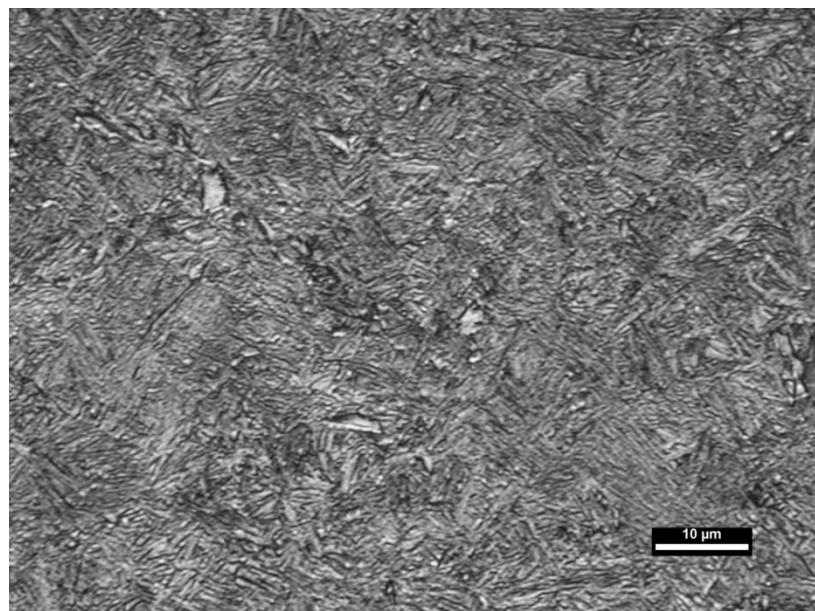
Rys. 25. Mikrostruktura cienkich folii ze stali 65S2WA po obróbce stopniowego hartowania izotermicznego z przystankiem w temp.  $245^0\text{C}$  w czasie 5 minut i dalszym schłodzeniu do temp.  $180^0\text{C}$  i wygrzewaniu w czasie 6 godzin przy pow. x100000 - mikroskop transmisyjny (fot. B. Gołębiowski)

Na rys. 25 widoczny są struktury powstałe w stali po takim wariantie hartowania izotermicznego. Po lewej oraz w środkowej części zdjęcia widać strukturę o charakterze bainitu dolnego z składającego się z ferrytu bainitycznego ( $\alpha$ ) z pewną ilością austenitu ( $\gamma$ ) otoczonego na granicach ciemnymi igłami martenzytu (M) o charakterystycznej orientacji względem granic ziaren. Natomiast w prawym dolnym rogu widoczne są dwa sferoidalne węgliki pierwotne ( $M_xC_y$ ), które nie uległy rozpuszczeniu w wyniku procesu austenityzacji. Jak widać największą objętość zajmuje ferryt bainityczny, występuje też duża ilość bardzo drobnych iglastych wydzielień martenzytu oraz pewna objętość ustabilizowanego austenitu.



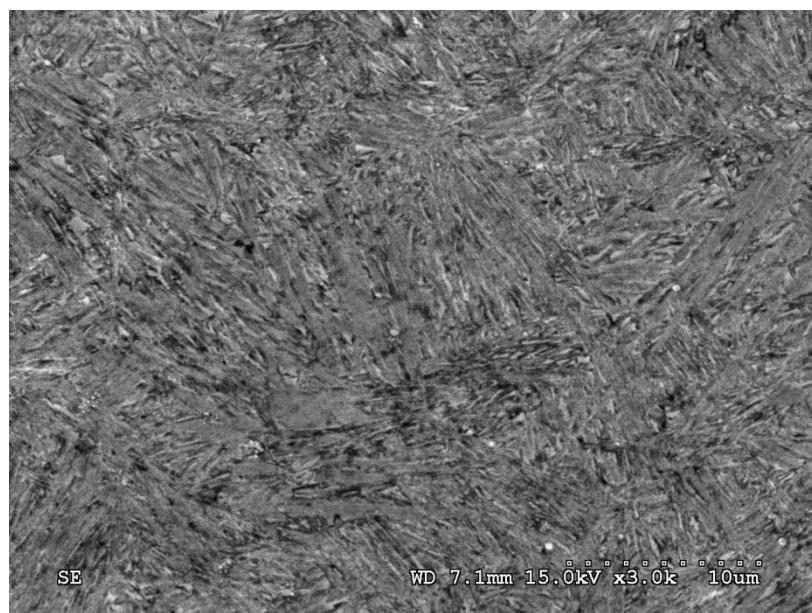
Rys. 26. Mikrostruktura stali 65S2WA po obróbce hartowania izotermicznego z przystankiem w temp.  $245^0\text{C}$  w czasie 6 godzin przy pow. x500, traw. Nital - mikroskop świetlny

W porównaniu do hartowania dwustopniowego wariantu hartowania izotermicznego z przystankiem w temp.  $245^0\text{C}$  nie prowadzi do otrzymywania struktury o tak dużej "iglastości" i rozdrobnieniu mikrostruktury. Widoczne są również pewne jasne obszary o zróżnicowanych kształtach i wielkości. Są to najprawdopodobniej węgliki pierwotne, które nie uległy rozpuszczeniu podczas austenityzacji. Prowadzi to do zmian stężenia węgla w austeniecie, z którego następuje tworzenie się bainitu. Jest to niepożądany efekt występujący w tej stali ze względu na obecność wolframu wiążącego węgiel w trudno rozpuszczalnych węglikach.



Rys. 27. Mikrostruktura stali 65S2WA po obróbce hartowania izotermicznego z przystankiem w temp.  $245^0\text{C}$  w czasie 6 godzin przy pow. x1000, traw. Nital - mikroskop świetlny

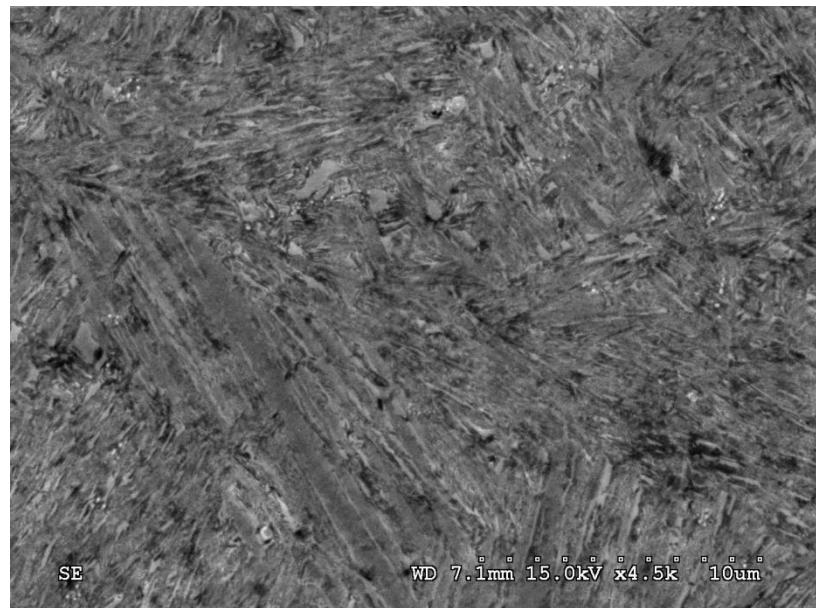
Przy większym powiększeniu widoczne są podobnie jak na rys. 26 niewielkie rozdrobnione obszary o znacznej dyspersji oraz większe. Struktura posiada pewne iglaste wydzielenia, jest ich jednak zdecydowanie mniej niż dla hartowania z dwoma przystankami izotermicznymi. Widoczne są również węgliki pierwotne o zróżnicowanym kształcie i wielkości.



Rys. 28. Mikrostruktura ze stali 65S2WA po obróbce hartowania izotermicznego z przystankiem w temp.  $245^0\text{C}$  w czasie 6 godzin przy pow. x3000, traw. Nital - mikroskop skaninguowy

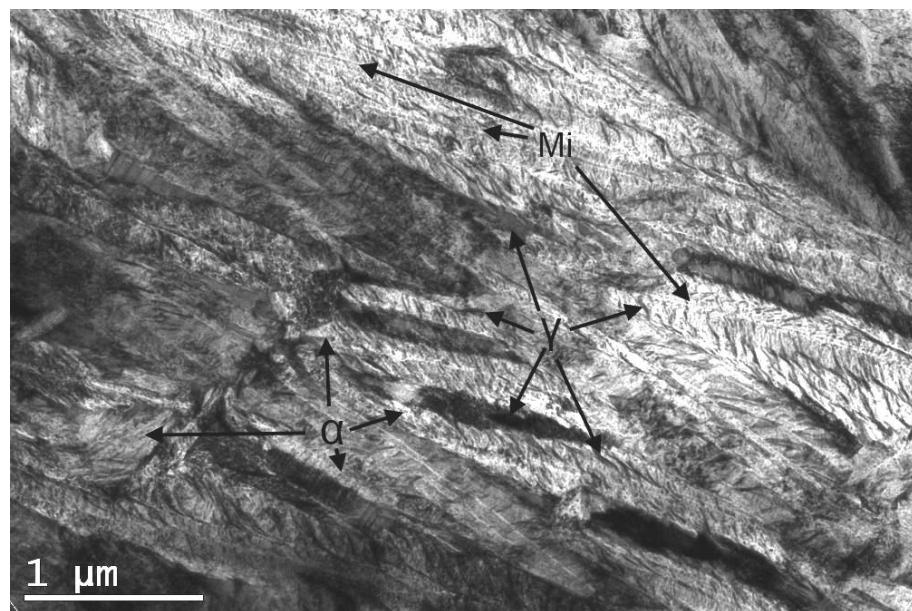
Mikroskopia skaningowa ujawnia pewne charakterystyczne ukierunkowanie wzrostu ziaren bainitycznych od granic ziaren byłego austenitu. Ponadto widoczne są obszary słabiej

trawiące się, oraz struktury "iglaste". Widoczne są również w niewielkiej ilości węgliki pierwotne.



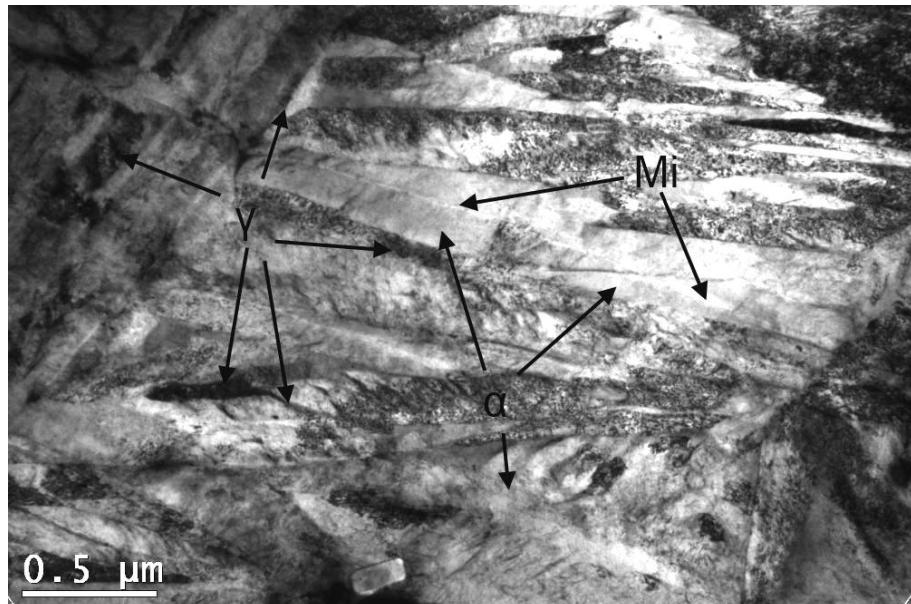
Rys. 29. Mikrostruktura stali 65S2WA po obróbce hartowania izotermicznego z przystankiem w temp.  $245^{\circ}\text{C}$  w czasie 6 godzin przy pow. x4500, traw. Nital - mikroskop skaningowy

Analogicznie do zdjęcia na rys. 28 również przy większym powiększeniu uwidacznia się wzrost wydłużonych ziaren bainitu od granic byłego austenitu. Struktura zbliżona do bainitu dolnego. Widoczne są węgliki pierwotne.



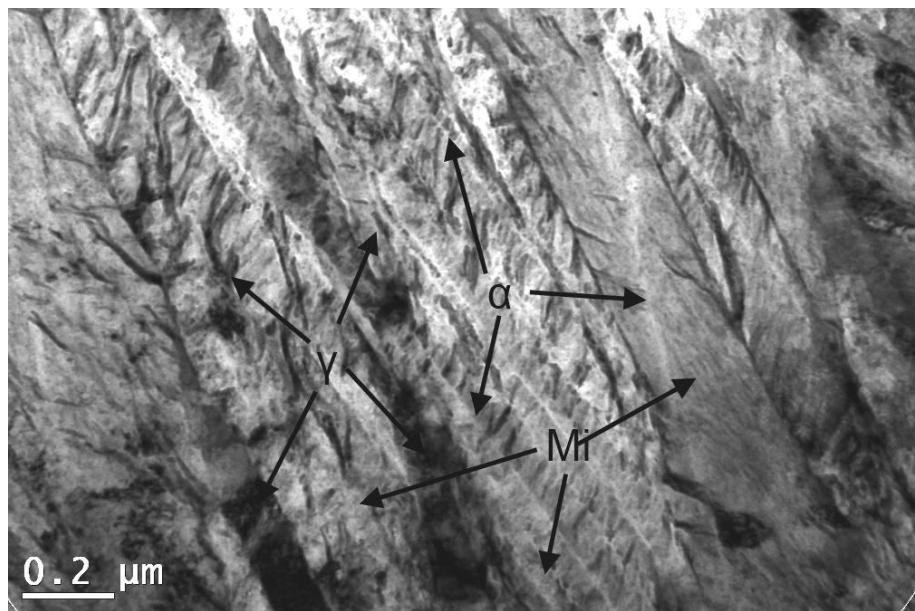
Rys. 30. Mikrostruktura cienkich folii ze stali 65S2WA po obróbce hartowania izotermicznego z przystankiem w temp.  $245^{\circ}\text{C}$  w czasie 6 godzin przy pow. x40000 - mikroskop transmisyjny (fot. E. Skołek)

Mikroskopia transmisyjna przedstawia struktury bainitu dolnego składającego się z ferrytu bainitycznego z pozostałością austenitu o wydłużonym kształcie oraz bardzo drobnymi węglikami występującymi głównie w austeniecie. Na granicach pomiędzy listwami bainitu o charakterze zbliżonym do bainitu dolnego występuje również pewna ilość austenitu szczątkowego. Ponadto widoczne są jasne, cienkie (o grubości kilku nanometrów) i długie wydzielenia przesyconego ferrytu zwanego "midribem" (Mi). Tworzy się on podczas hartowania izotermicznego w temp. bliskich temperaturze Ms w wyniku niewielkich fluktuacji stężeń węgla w ziarnie austenitu i stanowi on uprzewilejowane miejsca do zarodkowania bainitu. "Midrib" zarodkuje podobnie jak martenzałt na dyslokacjach, a nie na granicach ziaren, jak ma to miejsce podczas tworzenia się bainitu. Widoczna jest również pasmowość ułożenia ziaren bainitu [17], [18].



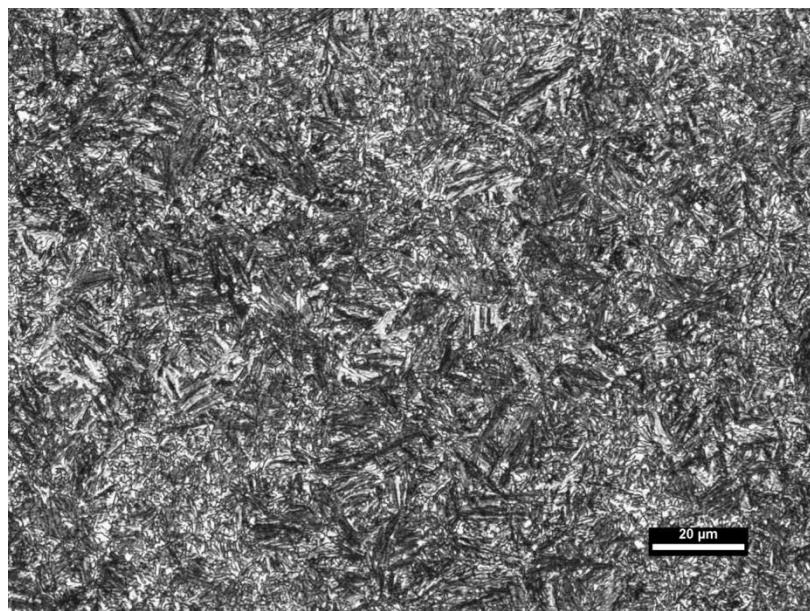
Rys. 31. Mikrostruktura cienkich folii ze stali 65S2WA po obróbce hartowania izotermicznego z przystankiem w temp.  $245^{\circ}\text{C}$  w czasie 6 godzin przy pow. x60000 - mikroskop transmisyjny (fot. E. Skołek)

Na rys. 31 widzimy granicę ziarna byłego austenitu i narastające od niej wydłużone ziarna bainitu. Widoczne są również jasne pasma "midribu" powstałego podczas schłodzenia stali do temp.  $245^{\circ}\text{C}$  na defektach struktury. Dodatkowo zaobserwować można pasmowość struktury, przy dużej zawartości ferrytu (jasne ziarna) oraz niewielkiej ilości ciemnego austenitu. Ponadto duża ilość bardzo drobnych, ciemnych obszarów w obrębie niektórych ziaren ferrytu świadczy nie o obecności węglików w ferrycie bainitycznym a o jego odkształceniu i obecności defektów. Wiąże się to z pewnym przesyceniem ferrytu węglem i tetragonalnością struktury [19].



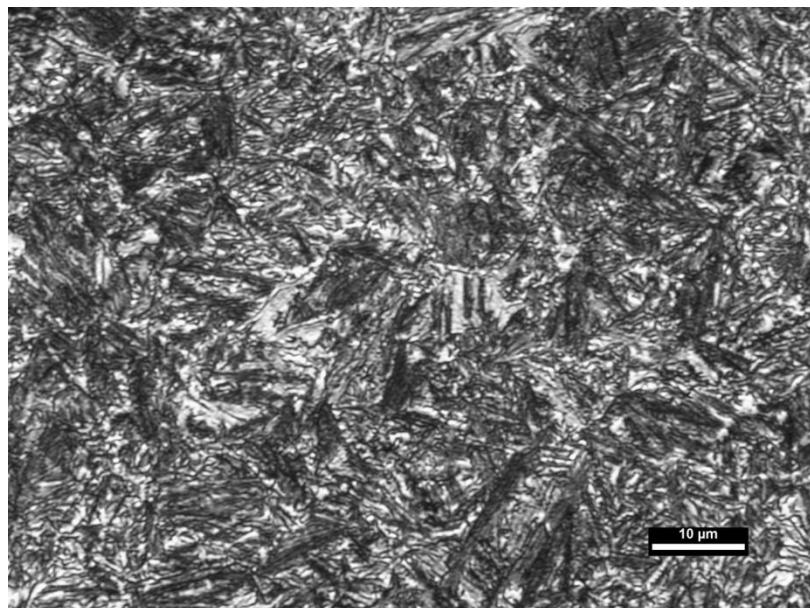
Rys. 32. Mikrostruktura cienkich folii ze stali 65S2WA po obróbce hartowania izotermicznego z przystankiem w temp.  $245^{\circ}\text{C}$  w czasie 6 godzin przy pow.  $\times 100000$  - mikroskop transmisyjny (fot. E. Skołek)

Przy zastosowaniu bardzo dużego powiększenia na transmisyjnym mikroskopie elektronowym jeszcze dokładniej widoczny jest charakterystyczny kształt i kąt pomiędzy ziarnem ferrytu bainitycznego oraz wydzieleniami austenitu oraz niewielkich węglików stopowych. Również pasmowe ułożenie ziaren bainitu wskazuje na ich jednokierunkowy wzrost od granic ziaren byłego austenitu. Listwy bainitu mają szerokość pomiędzy 100nm a 200nm. Natomiast wydzielenia austenitu na granicach oraz w ziarnach ferrytu bainitycznego mają grubość 20 - 40 nanometrów.



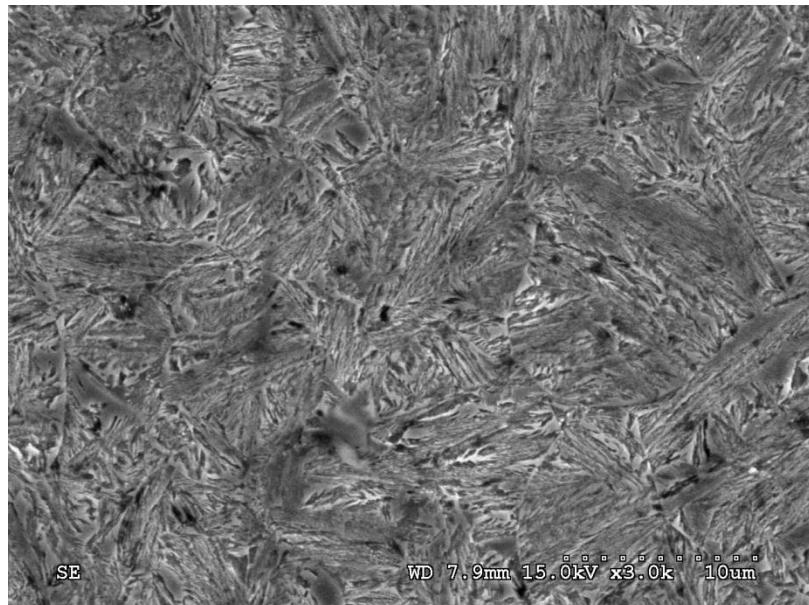
Rys. 33. Mikrostruktura stali 65S2WA po obróbce hartowania izotermicznego z przystankiem w temp.  $325^0\text{C}$  w czasie 6 godzin przy pow. x500, traw. Nital - mikroskop świetlny

Ostatni typ obróbki w najwyższej temperaturze doprowadził do powstania drobnodispersywnej struktury z dużą ilością drobnych wydzieleń, występuje również niewielka iglastość struktury. Ponadto struktura ta była bardzo podatna na trawienie i część ciemnych obszarów widocznych na rys. 33 uległa niewielkiemu przetrawieniu. Jest to prawdopodobnie związane z dużym rozdrobnieniem struktury i obecnością obszarów nanobanitycznych, niewidoczny przy takim powiększeniu.



Rys. 34. Mikrostruktura stali 65S2WA po obróbce hartowania izotermicznego z przystankiem w temp.  $325^0\text{C}$  w czasie 6 godzin przy pow. x500, traw. Nital - mikroskop świetlny

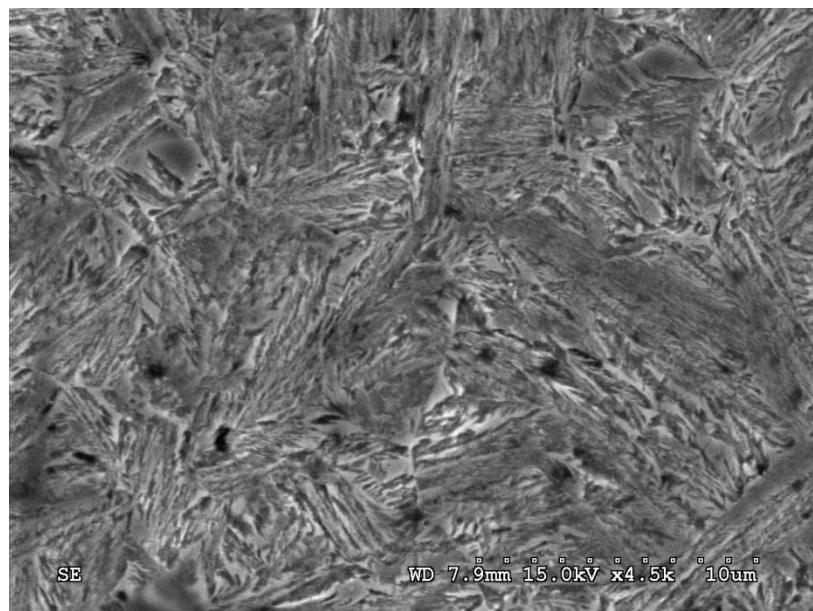
Przy większym powiększeniu widoczna jest duża różnorodność struktury i obecność jaśniejszych obszarów o bardzo zróżnicowanych kształtach i wielkości. Ponadto można zaobserwować znacznie mniejszą "iglastość" w mikrostrukturze niż dla pozostałych hartowań izotermicznych i przy większym rozmiarze igieł. Struktura ta jest zbliżona do bainitu górnego, występuje większa "pierzastość" ziaren bainitu w porównaniu do struktur otrzymanych w wyniku hartowań izotermicznych w niższych temperaturach.



Rys. 35. Mikrostruktura stali 65S2WA po obróbce hartowania izotermicznego z przystankiem w temp.  $325^{\circ}\text{C}$  w czasie 6 godzin przy pow. x3000, traw. Nital - mikroskop skaningowy

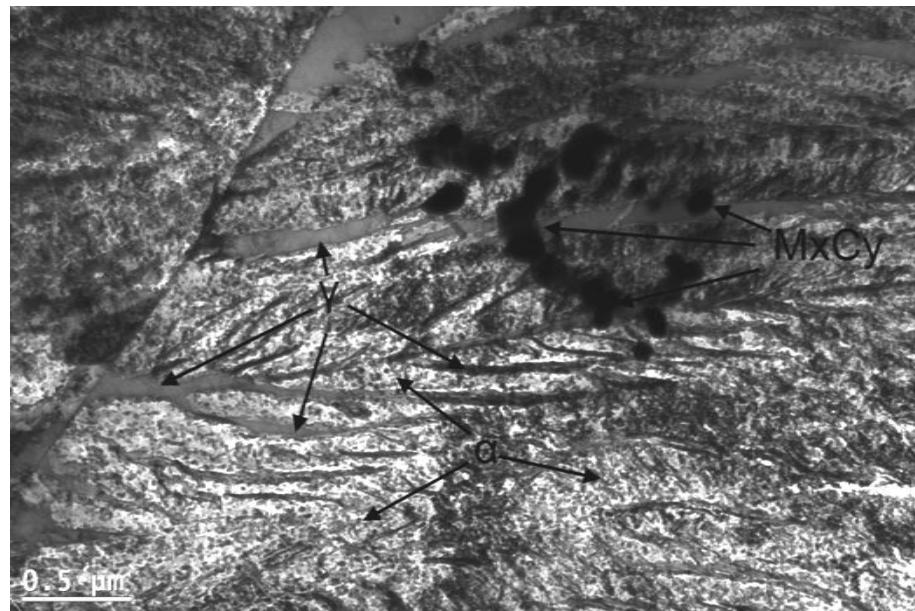
Podobnie jak dla temp.  $245^{\circ}\text{C}$  tak i dla hartowania izotermicznego w temp.  $325^{\circ}\text{C}$  widoczny jest wyraźny kierunek wzrostu bainitu od granic ziaren byłego austenitu. Jednak charakter struktury bainitycznej w znacznej mierze przypomina pierzasty bainit górny przy czym w tym typie mikrostruktury nie obserwujemy wydzielień węglików.

Częściowo zaznaczają się również granice ziaren byłego austenitu co pozwala w pewnym stopniu na oszacowanie z dużym przybliżeniem wielkości ziarna byłego austenitu na ok 12-15  $\mu\text{m}$ . Oszacowanie wielkości ziarna byłego austenitu jest ważnym elementem podczas badań struktury stali, szczególnie pod kątem hartowania ze względu na wpływ wielkości ziarna na charakter powstającej struktury martencyzycznej. Wraz ze spadkiem wielkości ziarna otrzymuje się strukturę martencyzyczną o większym rozdrobnieniu (mniejsza wielkość pierwszych igieł martencytu powstających na wskroś ziarna), co powoduje spadek naprężeń w strukturze i obniżenie zawartości austenitu szcątkowego po hartowaniu. Dodatkowo struktura bainitu powstającego w wyniku hartowania izotermicznego również zależy od wielkości ziarna pierwotnego austenitu. Rozdrobnienie ziarna austenitu powoduje wzrost ilości zarodków ferrytu bainitycznego podobnie jak wzrost przechłodzenia stali. Ważne jest więc odpowiednie dobranie parametrów austenityzacji aby nie doprowadzić do nadmiernego rozrostu ziaren austenitu, ale również aby zapewnić jak największe przechłodzenie do temp. hartowania izotermicznego.



Rys. 36. Mikrostruktura stali 65S2WA po obróbce hartowania izotermicznego z przystankiem w temp.  $325^{\circ}\text{C}$  w czasie 6 godzin przy pow. x4500, traw. Nital - mikroskop skaningowy

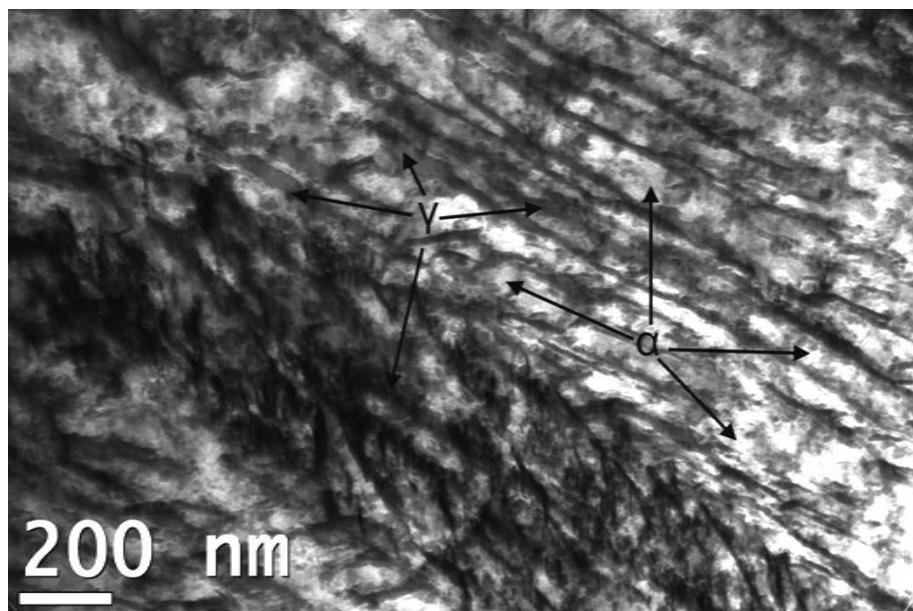
Przy większym powiększeniu widoczny jest pierzasty charakter powstałej mikrostruktury bainitycznej. Jest to struktura bardzo zbliżona wyglądem do bainitu górnego, jednak o dużo większym rozdrobnieniu składników.



Rys. 37. Mikrostruktura cienkich folii ze stali 65S2WA po obróbce hartowania izotermicznego z przystankiem w temp.  $325^{\circ}\text{C}$  w czasie 6 godzin przy pow. x50000 - mikroskop transmisyjny (fot. B. Gołębiowski)

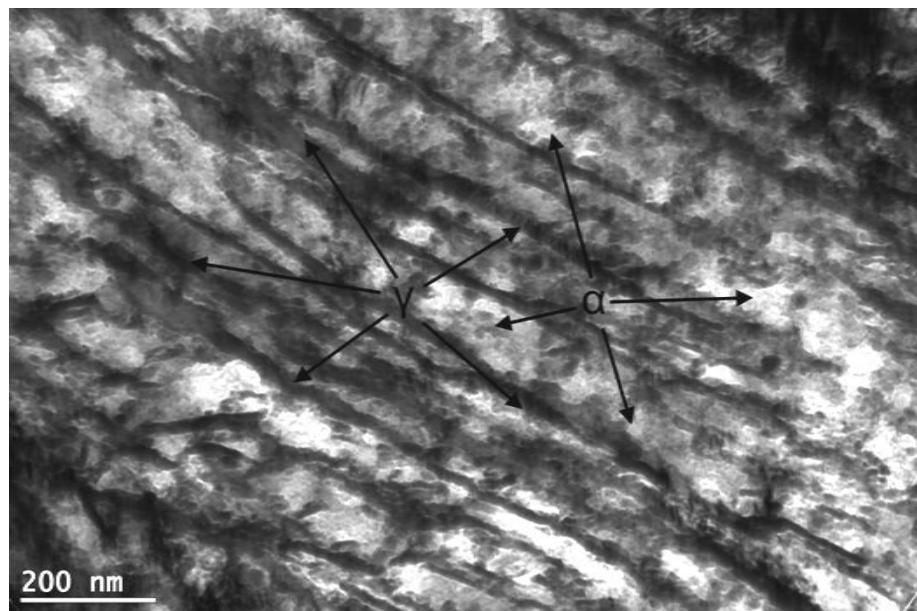
Na rys. 37 widoczna jest struktura ferrytu bainitycznego z austenitem szczątkowym na granicach i węglikami. Ponadto występują jaśniejsze obszary austenitu nieprzemienionego, o znacznej grubości biegnące od granicy ziarna byłego (pierwotnego) austenitu wzdłuż ziaren

ferrytu bainitycznego. Struktura jest zbyt mocno wytrawiona, czego skutkiem jest duża ilość ciemnych plamek w ziarnach bainitu, w strukturze którego nie występuje aż tak duża ilość węglików, które tworzą się na granicach ferrytu i austenitu w wyniku przesycania austenitu węglem podczas wygrzewania izotermicznego. Niewielka grubość ziaren ferrytu oraz duża zawartość węgla w powstałym austenicie blokują wydzielanie się węglików w obszarach ferrytycznych, jak ma to miejsce w przypadku powstawania bainitu dolnego w stalach bez dodatku krzemiu. Zdjęcie to obrazuje również skupisko nierozerdzonych pierwotnych węglików.



Rys. 38. Mikrostruktura cienkich folii ze stali 65S2WA po obróbce hartowania izotermicznego z przystankiem w temp.  $325^{\circ}\text{C}$  w czasie 6 godzin przy pow.  $\times 100000$  - mikroskop transmisyjny (fot. B. Gołębiowski)

Zdjęcie z rys. 38 obrazuje strukturę stali po tej obróbce przy dużym powiększeniu. Występują charakterystyczne dla nanobainitu, naprzemiennie ułożone listwy ferrytu bainitycznego oraz austenitu o wymiarach poniżej 100nm. Taki typ struktury występuje w pewnych obszarach obserwowanych za pomocą mikroskopu transmisyjnego.



Rys. 39. Mikrostruktura cienkich folii ze stali 65S2WA po obróbce hartowania izotermicznego z przystankiem w temp.  $325^{\circ}\text{C}$  w czasie 6 godzin przy pow. x150000 - mikroskop transmisyjny (fot. B. Gołębiowski)

Rys. 39 przedstawia strukturę listwowego bainitu o grubości listew ferrytu od ok 40nm do ok. 100nm i listew austenitu o grubości od 20nm do 30nm. Ponadto w strukturze występują węgliki stopowe, powstałe na granicach między ferrytem bainitycznym, a austenitem. Należy również wziąć poprawkę na kierunek wycięcia próbki i ułożenia listew, gdyż oglądany przekrój najprawdopodobniej nie jest ułożony prostopadle do najmniejszego wymiaru (szerokości) ziaren ferrytycznych i austenitycznych.

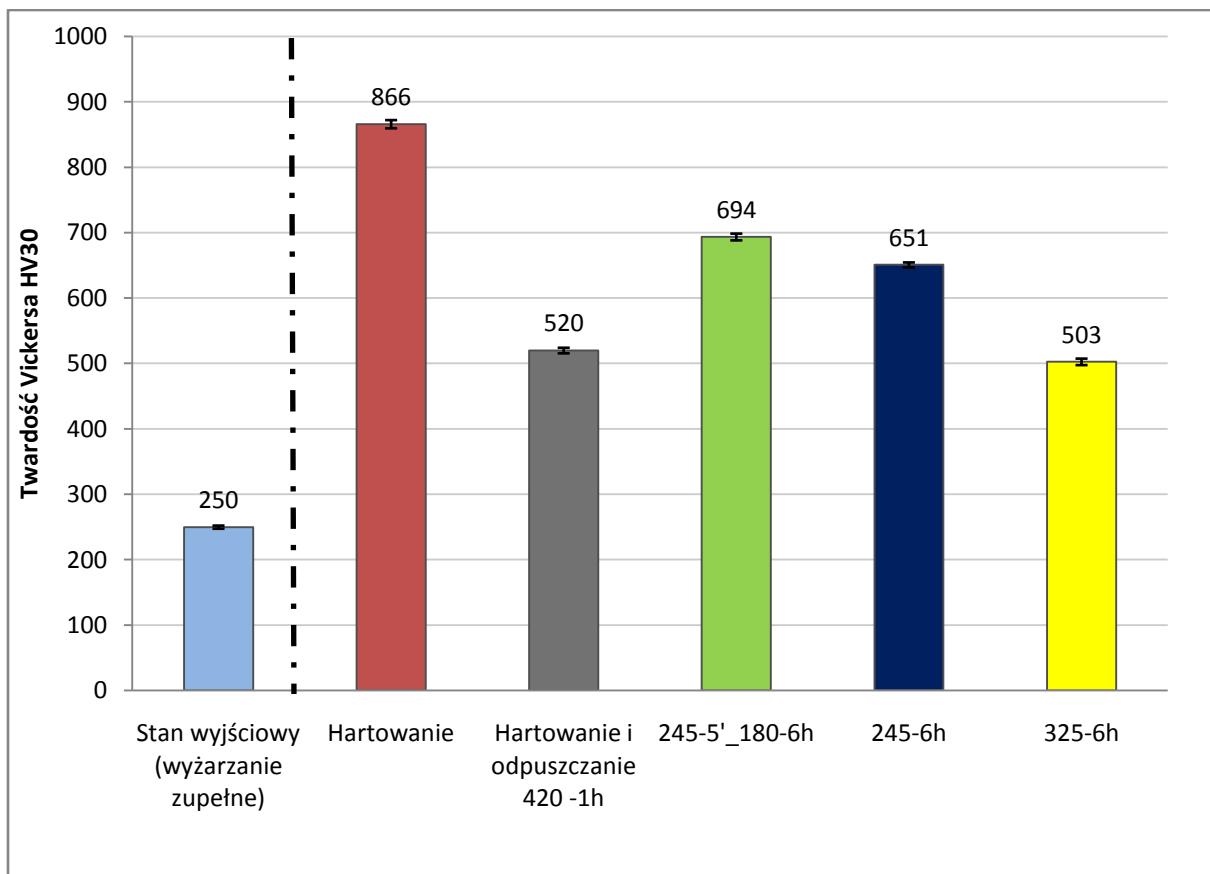
### 7.3. Twardość stali 65S2WA

Pomiary twardości są jednym ze standardowych badań właściwości mechanicznych materiałów. Wyniki tych pomiarów dla próbek hartowanych izotermicznie zostaną porównane do wyników otrzymanych na próbkach w stanie wyjściowym (wyżarzanie normalizujące), po hartowaniu w oleju oraz po hartowaniu i odpuszczaniu w temp.  $420^{\circ}\text{C}$  w czasie 1 godziny. Jest to standardowy zabieg obróbki cieplnej stosowany dla tej stali.

Tab. 4. Wyniki pomiarów twardości metodą Vickersa dla próbek w stanie wyjściowym, po hartowaniu izotermicznym oraz po hartowaniu i odpuszczaniu

Stal i typ obróbki	Twardość Vickera HV30	Twardość średnia HV30	Odcylenie standardowe
65S2WA_SW	249, 246, 249, 254, 250, 253, 252, 248, 250, 249	250	2,4
65S2WA_Hart	875, 863, 865, 861, 876, 859, 863, 873, 861, 864	866	6,3
65S2WA_Hart_Odp.420-1h	515, 525, 523, 517, 515, 516, 527, 522, 519, 521	520	4,3
65S2WA_H.I.860-30'_245-5'_180-6h	705, 696, 691, 688, 695, 688, 691, 691, 693, 698	693	5,2
65S2WA_H.I.860-30'_245-6h	647, 650, 648, 647, 652, 649, 649, 658, 651, 657	651	3,9
65S2WA_H.I.860-30'_325-6h	501, 498, 497, 510, 500, 508, 507, 508, 498, 500	503	5,0

W tab. 4 przedstawiono wyniki pomiarów twardości przeprowadzonych na próbkach w wyżarzaniu normalizującym (stan wyjściowy), hartowaniu (austenityzacja w temp.  $860^{\circ}\text{C}$  w czasie 30 minut, chłodzenie w oleju), hartowaniu oraz odpuszczaniu (w temp.  $420^{\circ}\text{C}$  w czasie 1 godziny) oraz po obróbkach hartowań izotermicznych. Rozrzut wyników waha się w dopuszczalnych granicach błędu. Stan wyjściowy, po hartowaniu oraz po hartowaniu i odpuszczaniu został załączony w celu porównania tych stanów do hartowania izotermicznego.



Rys. 40. Wykres twardości stali 65S2WA w stanie wyjściowym, po hartowaniu w oleju oraz hartowaniach izotermicznych

Jak widzimy na powyższym wykresie wraz ze wzrostem temperatury hartowania izotermicznego spada twardość stali. Jednak dla pierwszych dwóch wariantów hartowań izotermicznych otrzymana bardzo wysoka wartość twardości HV30, sięgającej do 80% wartości uzyskanych jedynie po hartowaniu w oleju, tak wysoką twardość zapewnia hartowanie z dwoma przystankami izotermicznymi, pierwszym w temperaturze  $245^{\circ}\text{C}$  i wygrzaniu w czasie 5 minut i drugim w temp  $180^{\circ}\text{C}$  z 6 godzinnym wygrzewaniem. Struktura bainityczno - martenzaityczna uzyskała bardzo wysoką twardość, podobnie jak struktura bainitu dolnego. Natomiast wzrost temperatury wygrzewania spowodował powstanie struktury z większą zawartością austenitu (ustabilizowanego w wyższej temperaturze), co doprowadziło do obniżenia twardości stali.

Ponadto stal 65S2WA charakteryzuje się twardością na podobnym poziomie dla obróbki hartowania izotermicznego w temperaturze  $325^{\circ}\text{C}$  oraz po obróbce hartowania ciągłego i odpuszczania w temp.  $420^{\circ}\text{C}$  w czasie 1 godziny.

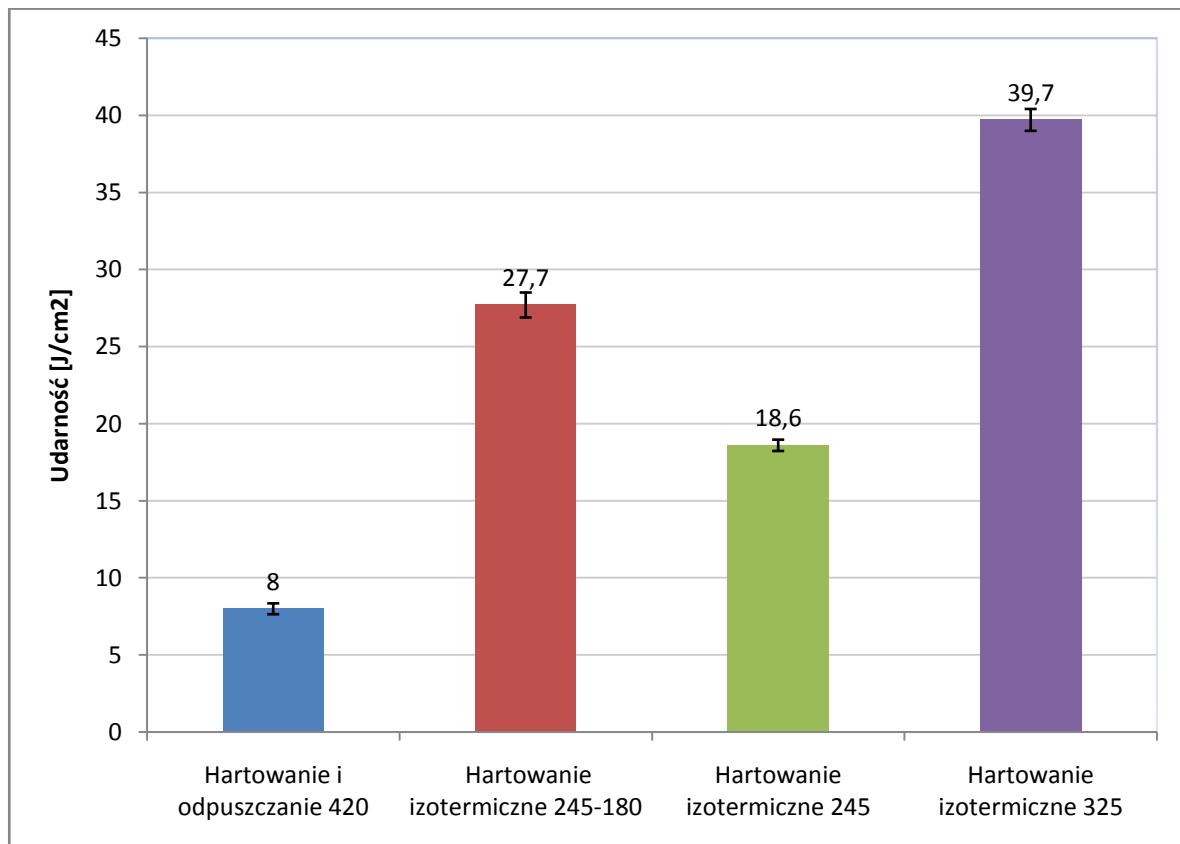
## 7.4. Udarność stali 65S2WA

Pomiary udarności przeprowadzono dla 5 próbek z każdego stanu po hartowaniu izotermicznym, w stanie wyjściowym i po konwencjonalnej obróbce hartowania i odpuszczania ( $420^{\circ}\text{C}$  w czasie 1 godziny).

Tab. 5. Wyniki pomiarów udarności dla próbek w stanie dostawy, po hartowaniu izotermicznym oraz po hartowaniu i odpuszczaniu

Stal i typ obróbki	Udarność [ $\text{J}/\text{cm}^2$ ]	Udarność średnia [ $\text{J}/\text{cm}^2$ ]	Odchylenie standardowe
65S2WA_Hart_Odp.420-1h	7,6; 6,9; 8,5; 9; 8	8	0,8
65S2WA_H.I.860-30'_245-5'_180-6h	27,5; 28,1; 27,7 27,2; 28	27,7	0,4
65S2WA_H.I.860-30'_245-6h	18; 18,1; 19,6; 19,1; 18,2	18,6	0,7
65S2WA_H.I.860-30'_325-6h	40; 41; 38,9; 38,5; 40,1	39,7	1,0

Jak widać w tab. 5 wyniki pomiarów udarności charakteryzowały się niewielkim odchyleniem standardowym od wartości średniej.



Rys. 41. Wykres udarności stali 65S2WA po hartowaniu w oleju i odpuszczaniu oraz hartowaniach izotermicznych

Widoczny jest znaczny wzrost udarności po hartowaniach izotermicznych w porównaniu do stali w stanie wyjściowym oraz po obróbce hartowania oraz odpuszczania w temperaturze  $420^{\circ}\text{C}$ . Najniższą udarność otrzymano dla próbek po hartowaniu izotermicznym w temperaturze  $245^{\circ}\text{C}$  spowodowana najprawdopodobniej pojawiением się "midribu" w strukturze stali, który w znacznym stopniu obniża odporność materiału na pękanie. Natomiast najwyższą udarność stali została otrzymana po hartowaniu izotermicznym w temperaturze  $325^{\circ}\text{C}$ . Jest to prawdopodobnie efekt powstania struktury nanobainitu o charakterze naprzemiennie ułożonych płytak ferrytu bainitycznego i austenitu (z wydzieleniami nanometrycznymi węglików stopowych na granicy austenitu i ferrytu), zmieniających drogę pękania, przez co energia potrzebna do złamania próbki rośnie. W porównaniu do wyników twardości i wytrzymałości bardzo dobrą udarność próbki hartowanej stopniowo w  $245^{\circ}\text{C}$  w czasie 5 minut i dalszym wygrzewaniu w  $180^{\circ}\text{C}$  przez 6 godzin. Również w tym typie obróbki struktura składająca się o charakterze bainitu dolnego (w skład którego wchodzi ferryt bainityczny i austenit) oraz martenzytu może powodować efekt zmiany drogi pękania i dzięki czemu wzrasta udarność w porównaniu do stali po hartowaniu bądź po hartowaniu i odpuszczaniu. Ponadto należy podkreślić że w niższej temperaturze dochodzi do znacznego spadku dyfuzji węgla a co za tym idzie wolniejsze tworzenie się struktur bainitycznych oraz brak siły napędowej do wydzielania się węglików.

## 7.5. Właściwości wytrzymałościowe

Badania przeprowadzono dla próbek w stanie wyjściowym oraz po procesach hartowania izotermicznego, dodatkowo przedstawione zostały w tab. 6 wyniki badań dla stali 65S2WA po procesie hartowania i odpuszczania.

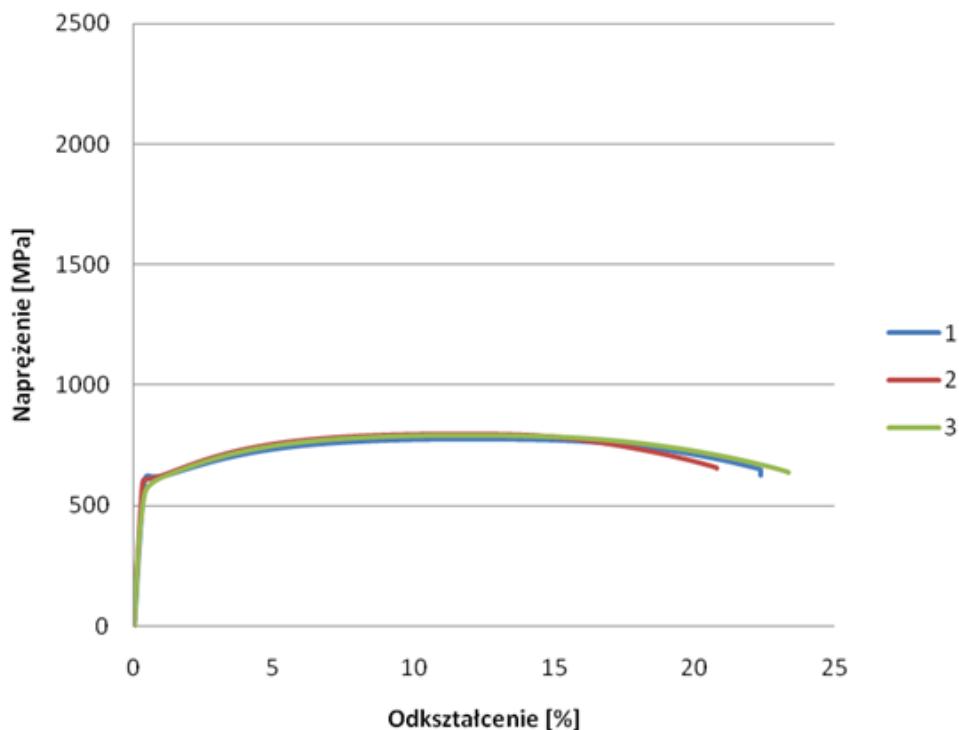
Tab. 6 Zestawienie wyników otrzymanych podczas statycznej próby rozciągania stali 65S2WA

Stal i typ obróbki	Re [MPa]	Rm [MPa]	Ac [%]	Ar [%]
65S2WA_SW (wyżarzanie zupełne)	610	789	22,5	10
65S2WA_Hart_Odp.420-1h	1670	1860	5	-
65S2WA_A.860-30'_245-5'_180-6h	1700	2211	8	5
65S2WA_A.860-30'_245-6h	1550	2013	10	2,5
65S2WA_A.860-30'_325-6h	1320	1522	13,5	4

Jak widzimy w tab. 6 obróbki hartowania izotermicznego wpłynęły na znaczną poprawę właściwości wytrzymałościowych stali 65S2WA. Stal ta w stanie po hartowaniu i odpuszczaniu charakteryzuje się bardzo dobrymi parametrami wytrzymałościowymi. Jest to

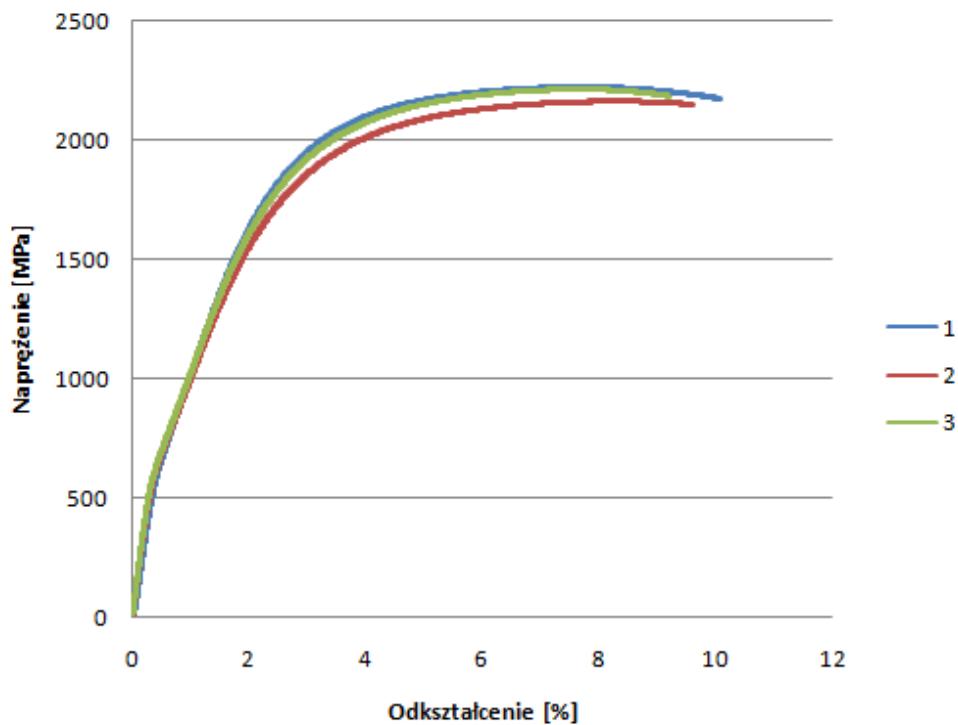
spowodowane głównie obecnością takich dodatków stopowych jak krzem oraz w znacznej mierze wolfram.

Widoczny jest dla dwóch niższych temperatur hartowania izotermicznego wzrost wytrzymałości na rozciąganie i to powyżej granicy 2GPa. Tak wysokie parametry tego wytrzymałościowego są porównywalne ze stalami maraging. Ponadto uzyskano również wysokie parametry wydłużenia całkowitego Ac, zdecydowanie lepszego niż dla stali po hartowaniu i odpuszczaniu.

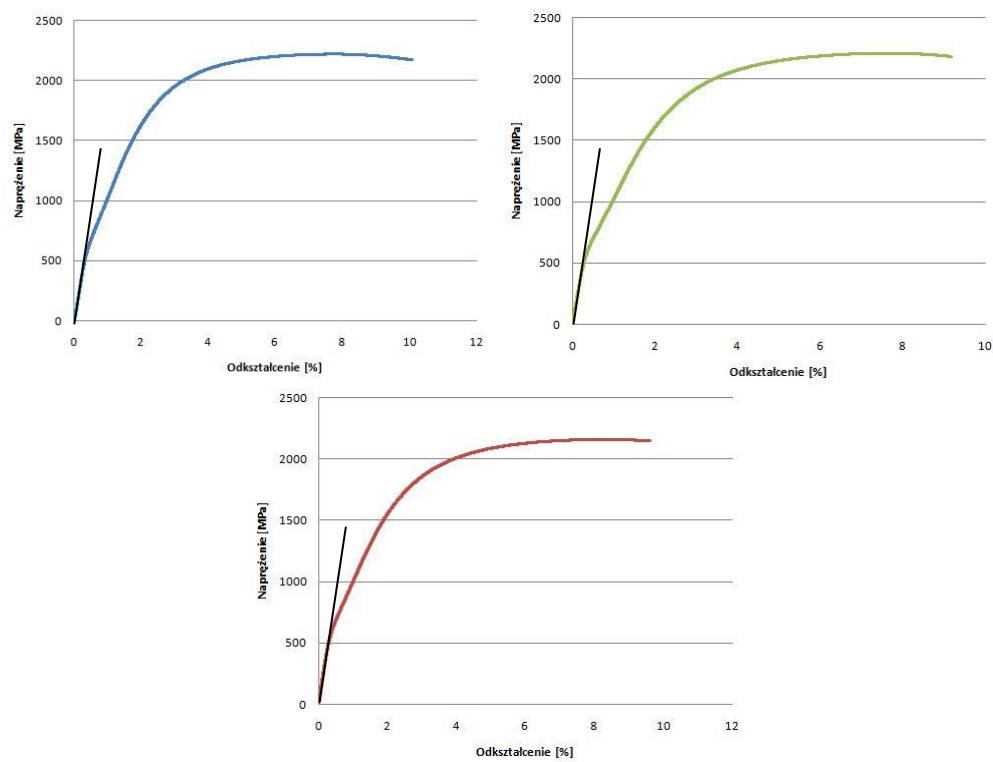


Rys. 42. Wykres  $\sigma = f(\varepsilon)$  stali 65S2WA w stanie wyjściowym (wyżarzanie zupełne)

Stal 65S2WA w stanie po wyżarzaniu normalizującym cechuje się niską wytrzymałością sięgającą 790MPa, wyraźną granicą plastyczności na poziomie 610MPa oraz znacznym wydłużeniem do zerwania, dochodzącym do 22%. Wydłużenie równomierne (do osiągnięcia naprężeń równych wartości granicy wytrzymałości Rm) wynosi w tym przypadku 10% całkowitej długości bazy pomiarowej próbki. Bazą był odcinek o długości 30mm na części pomiarowej próbki, do której zamocowany został ekstensometr w celu dokonania pomiarów zmian wydłużenia próbki.

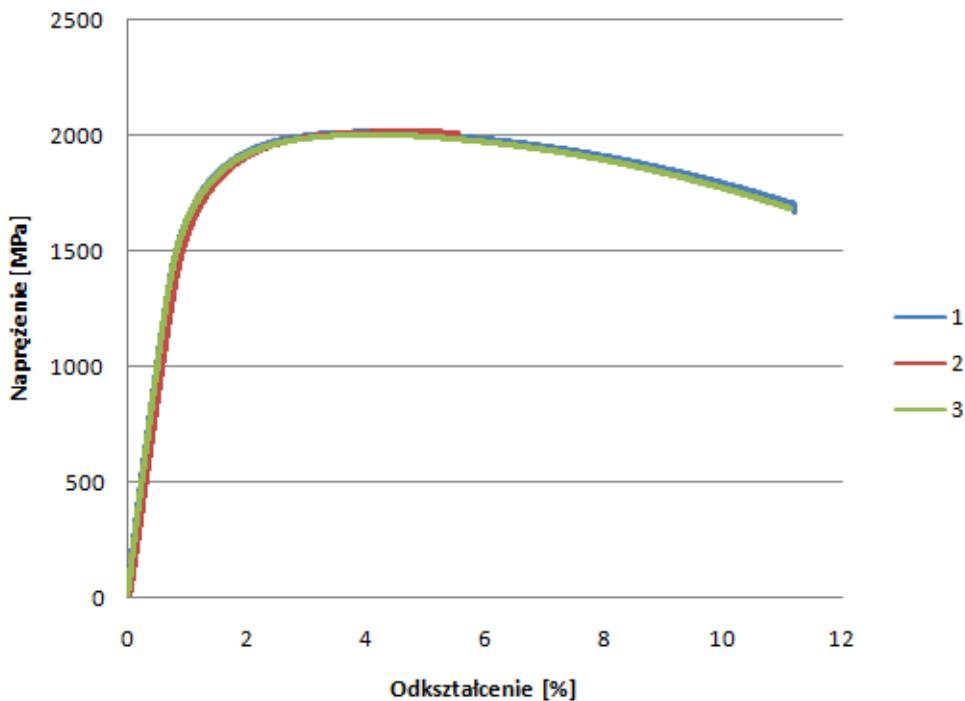


Rys. 43. Wykres  $\sigma = f(\varepsilon)$  stali 65S2WA po stopniowym hartowaniu izotermicznym w temp.  $245^0\text{C}$  w czasie 5 minut i dalszym wygrzewaniu izotermicznym w  $180^0\text{C}$  i czasie 6 godzin



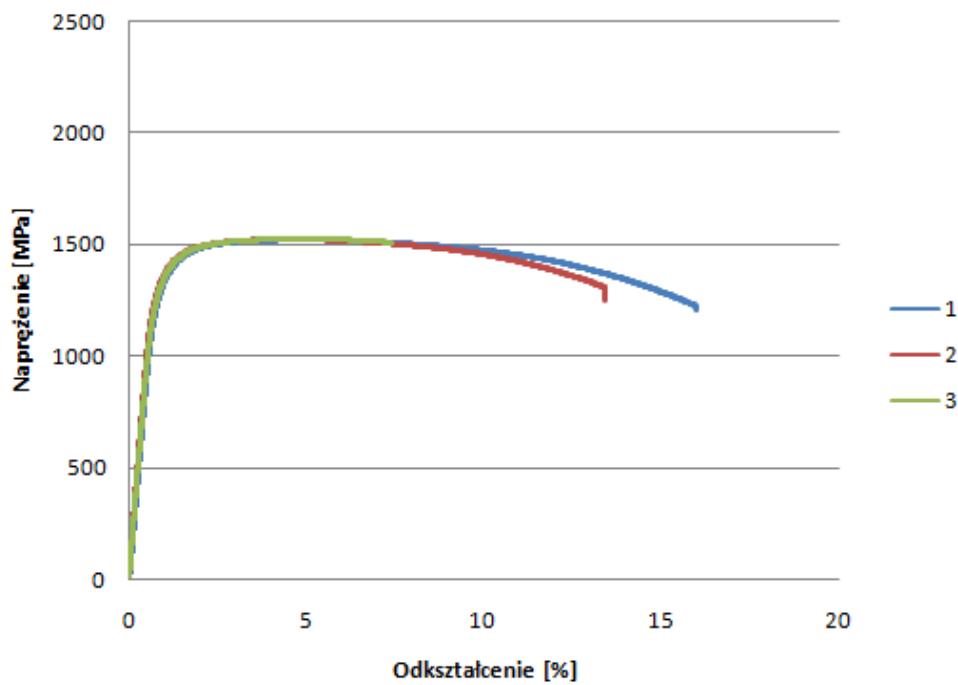
Rys. 44. Wykres  $\sigma = f(\varepsilon)$  stali 65S2WA po stopniowym hartowaniu izotermicznym w temp.  $245^0\text{C}$  w czasie 5 minut i dalszym wygrzewaniu izotermicznym w  $180^0\text{C}$  i czasie 6 godzin

Na rys. 43 oraz 44 widzimy wykresy otrzymane podczas statycznej próby rozciągania dla stali 65S2WA po hartowaniu z dwoma przystankami izotermicznymi, pierwszym w temp.  $245^0\text{C}$  i wygrzewaniu w czasie 5 minut oraz kolejnym w temp.  $180^0\text{C}$  i wygrzewaniu przez 6h. Otrzymane wyniki wytrzymałości na rozciąganie oraz wydłużenia odpowiednio  $R_m = 2200\text{MPa}$  oraz  $A_c = 8\%$  stanowią bardzo dobry wynik szczególnie w zestawieniu z wynikami twardości oraz udarności dla tego wariantu obróbki izotermicznej. Takie parametry znacząco przewyższają właściwości mechaniczne wielu bardzo drogich gatunków stali, w szczególności stali maraging. Występuje również dla tej obróbki zmiana kąta nachylenia prostej na poziomie ok.  $560\text{MPa}$ , a następnie liniowe wydłużenie próbki do naprężen do ok.  $1700\text{MPa}$ . Efekt ten najprawdopodobniej spowodowany jest przez strukturę ferrytu bainitycznego, ustabilizowanego austenitu oraz martenzytu niskowęglowego. Ta struktura wytworzona podczas stopniowego hartowania izotermicznego w dwóch temperaturach zapewnia doskonałe właściwości mechaniczne. Zmiana kąta nachylenia najprawdopodobniej spowodowana jest odkształcaniem się w pierwszym etapie ustabilizowanego austenitu i jego przemianie w martenzyt. Następnie odkształceniu ulega tak powstały ferryt bainityczny oraz martenzytu.



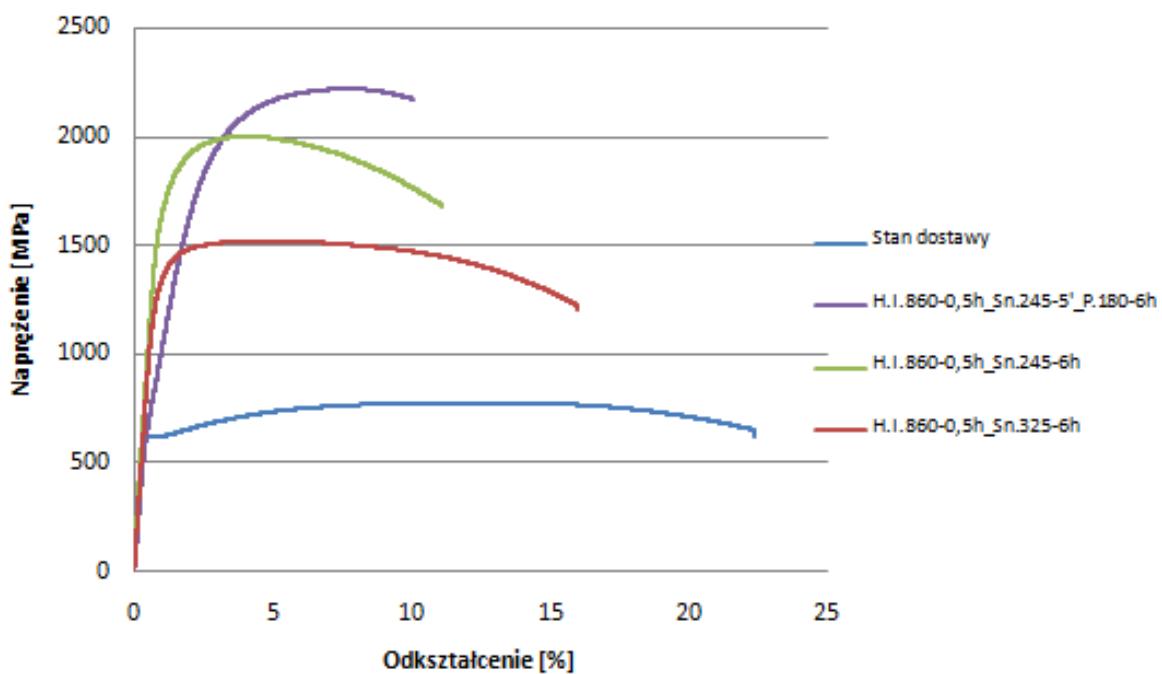
Rys. 44. Wykres  $\sigma = f(\varepsilon)$  stali 65S2WA po hartowaniu izotermicznym w temp.  $245^0\text{C}$  w czasie 6 godzin

Rys. 44 przedstawia krzywą zmiany naprężenia w funkcji odkształcenia powstającą podczas statycznej próby rozciągania dla próbek hartowanych izotermicznie w temperaturze  $245^0\text{C}$  w czasie 6 godzin. Stal po tym procesie osiągnęła bardzo wysoką wytrzymałość sięgającą  $2000\text{MPa}$  i wydłużeniem całkowitym do 10%.



Rys. 45. Wykres  $\sigma = f(\varepsilon)$  stali 65S2WA po stopniowym hartowaniu izotermicznym w temp.  $325^0\text{C}$  w czasie 6 godzin

Hartowanie izotermiczne z przystankiem w najwyższej temperaturze  $325^0\text{C}$  charakteryzuje się najniższą wytrzymałością, natomiast najwyższym wydłużeniem całkowitym. Widoczne jest podobnie jak na poprzednim rysunku zerwanie próbki przy mniejszym odkształceniu co najprawdopodobniej spowodowane było złym stanem powierzchni tej próbki. Wartości wytrzymałości dla tych próbek są niższe niż dla tej stali po hartowaniu i odpuszczaniu, jednak charakteryzują się znacznie większymi wydłużeniami do zerwania.



Rys. 46. Wykres  $\sigma = f(\varepsilon)$  stali 65S2WA po hartowaniach izotermicznych i w stanie wyjściowym

Na powyższym wykresie przedstawiono zbiorcze wyniki dla statycznych prób rozciągania otrzymanych na stali 65S2WA w stanie wyjściowym oraz po procesach hartowań izotermicznych. Wyraźnie widoczny jest wzrost parametrów wytrzymałościowych oraz spadek wydłużenia próbek wraz z obniżaniem temperatury przystanku izotermicznego. Wydłużenie równomierne Ar osiągnęło wartość 5% dla hartowania w najniższej temperaturze i było najwyższe spośród próbek hartowanych izotermicznie.

## **8. Podsumowanie**

Intensywność przemiany, czyli czas do jej rozpoczęcia i zakończenia przemiany uległ skróceniu wraz z obniżeniem temperatury hartowania izotermicznego. Zabieg stopniowego hartowania izotermicznego i wygrzewania w temp. poniżej temperatury  $M_s$  dla tej stali pozwoliły na powstanie struktury bainitycznej oraz stabilizację austenitu co możemy obserwować jako stopniowe wydłużanie próbki w czasie wygrzewania w temp  $180^0\text{C}$  w czasie 6 godzin. Po tym czasie w wyniku powolnego chłodzenia do temperatury pokojowej nie nastąpiła przemiana martenzytyczna i spadek wydłużenia próbki następował liniowo wraz z obniżaniem temperatury. Przy hartowaniu w temperaturze  $245^0\text{C}$  w czasie 6h, przemiana rozpoczęła się po kilkunastu sekundach od schłodzenia do zadanej temperatury i zakończyła się po ok. 5 godzinach. W tak niskiej temperaturze za szybkość przemiany odpowiada zarówno ilość zarodków ferrytu bainitycznego, która rośnie wraz z przechłodzeniem jak również proces dyfuzji węgla a co za tym idzie stabilizacji austenitu oraz tworzenia się wydzielów węglików. W wyższej temperaturze  $325^0\text{C}$  hartowania izotermicznego większą rolę odgrywają procesy dyfuzji węgla, które są znacznie intensywniejsze w wyższej temperaturze. Była ona na tyle dynamiczna, że okres inkubacji przemiany bainitycznej trwał kilka sekund, po czym nastąpił znaczny wzrost ziaren bainitu oraz stabilizacja austenitu w wysokiej temperaturze. Przemiana zakończyła się po ok. 1 godzinie od ustabilizowania temperatury i była znacznie intensywniejsza niż w niższych temp. hartowania izotermicznego.

W wyniku hartowania z dwoma przystankami izotermicznym i przechłodzeniu poniżej temperatury  $M_s$  otrzymano mikrostrukturę w skład której wchodzi martenzyt powstały podczas schłodzenia z temp  $245^0\text{C}$  do temp.  $180^0\text{C}$  oraz bainit w skład którego wchodzi przesycony ferryt bainityczny oraz ustabilizowany austenit z niewielką ilością węglików. W wyższej temperaturze  $245^0\text{C}$  jednostopniowego hartowania izotermicznego doszło do wytworzenia bainitu (będącego mieszaniną ferrytu bainitycznego i austenitu z węglikami) z midribem powstającym podczas schłodzenia z temp. austenityzacji w wyniku zmian stężenia węgla w mikroobszarach wewnętrz ziaren austenitu pierwotnego. Przy najwyższej temperaturze  $325^0\text{C}$  otrzymano strukturę częściowo nanobainityczną, w skład której wchodzą listwy ferrytu bainitycznego o grubości poniżej 100 nm oraz austenitu o grubości poniżej 40 nm.

Pomimo bardzo wysokich parametrów wytrzymałościowych tej stali po obróbce konwencjonalnego ulepszania cieplnego udało się podwyższyć nie tylko twardość stali, ale również wytrzymałości na zrywanie  $R_m$  oraz wydłużenie do zrywania po hartowaniu izotermicznym w temp.  $245^0\text{C}$  przez 5 minut a następnie wygrzewaniu w temp.  $180^0\text{C}$  w czasie 6 godzin oraz hartowaniu izotermicznym w temp.  $245^0\text{C}$  i wygrzewaniu w czasie 6 godzin. Dodatkowo zaobserwowano znaczny wzrost udarności po wszystkich typach hartowania izotermicznego w porównaniu do stali po obróbce konwencjonalnej jak również stali w stanie wyjściowym, prawdopodobnie po wyżarzaniu normalizującym.

Pomiary twardości wykazały, że wraz ze wzrostem temperatury wygrzewania izotermicznego spada twardość stali, przy czym dla hartowania stopniowego wynosi ok. 690 HV30 co stanowi 80% twardości tej stali bezpośrednio po hartowaniu ciągłym w oleju. W

zestawieniu z wysoką udarnością ( $27 \text{ J/cm}^2$ ) oraz bardzo wysoką wytrzymałością sięgającą 2200 MPa pozwala na zastosowanie tej stali po takim typie obróbki na wyjątkowo obciążone elementy maszyn, o wysokiej udarności. Ponadto zaobserwowano zmianę kąta nachylenia krzywej zmiany wydłużenia pod wpływem wzrostu naprężenia podczas statycznej próby rozciągania. Może to być tłumaczone efektem trip występującym w tej stali, czyli struktury martenzytu z bainitem, w skład którego wchodzi ferryt oraz austenit z niewielką ilością węglików. Podczas rozciągania może dochodzić w pierwszym stadium do odkształcienia austenitu i jego przemiany w martenzyt pod wpływem przyłożonych naprężzeń, jest to martenzyt indukowany odkształceniem. Dochodzi więc do lokowania się odkształcenia i wzrostu ilości defektów do pewnej granicznej wartości, po czym następuje przemiana martenzytyczna i ponowne lokowanie się odkształcenia w innym obszarze próbki. Skutkuje to otrzymaniem materiału o bardzo wysokiej wytrzymałości, która w tym wypadku przewyższa dużą gamę bardzo drogich, wysokostopowych stali maraging.

Również hartowanie izotermiczne w temp.  $245^\circ\text{C}$  pozwoliło na otrzymanie stali o wysokiej twardości i wytrzymałości do 2000 MPa, jednak w tym wariantie obróbki udarność stali spadła w porównaniu do pozostałych hartowań izotermicznych co jest związane głównie z powstaniem midribu.

Hartowanie z wygrzewaniem izotermicznym w temp.  $325^\circ\text{C}$  doprowadziło do częściowego powstania nanobainitu o niższej twardości i wytrzymałości niż w pozostałych wariantach hartowań izotermicznych, natomiast ze względu na znaczącą ilość ustabilizowanego austenitu o nanometrycznej grubości i strukturze lamelarnej zapewnia bardzo wysoką udarność do  $39 \text{ J/cm}^2$  oraz znaczne wydłużenie do zerwania.

## **9. Wnioski**

- Mikrostruktura stali po procesach hartowania izotermicznego zależą od temperatury przystanku izotermicznego:

**W najniższej temperaturze otrzymano stal o strukturze bainitu, w skład którego wchodzi ferryt bainityczny oraz austenit z niewielką ilością węglików oraz martenzytu.**

**W najwyższej temperaturze hartowania izotermicznego otrzymano strukturę bainitu, w skład którego wchodzi ferryt bainityczny oraz austenit z węglikami**

- Właściwości mechaniczne stali po procesach hartowania izotermicznego zależą od temperatury przystanku izotermicznego:

**W najniższej temperaturze przystanku izotermicznego otrzymano stal o najwyższych parametrach wytrzymałościowych, wysokiej udarności , twardości i największym wydłużeniu równomiernym.**

**W najwyższej temperaturze hartowania izotermicznego otrzymano o wysokiej plastyczności oraz bardzo wysokiej udarności.**

- Możliwe jest otrzymanie struktur o wielkości elementów składowych poniżej 100nm charakteryzowanych jako materiały nanometryczne przy wykorzystaniu przemian fazowych.

## **10. Literatura**

- [1] Kornel Wesołowski: *Metaloznawstwo i obróbka cieplna*, WNT, Warszawa 1991.
- [2] L. A. Dobrzański: *Podstawy nauki o materiałach i metaloznawstwo*, WNT, Warszawa 2006.
- [3] Stanisław Prowans: *Metaloznawstwo*, PWN, Warszawa 1988.
- [4] Zdzisław Ławrynowicz: *Próba wykorzystania mechanizmu przemiany bainitycznej do modelowania kinetyki i mikrostruktury stali niskostopowych*, Wydawnictwa Uczelniane Uniwersytetu Technologiczno-Przyrodniczego, Bydgoszcz 2009.
- [5] H.I. Aaronson, G. Spanos, W.T. Reynolds Jr.: *A progress report on the definitions of bainite*, Scripta Materialia 47 (2002) 139–144.
- [6] H.K.D.H. Bhadeshia: *Martensite and Bainite in Steels: Transformation Mechanism & Mechanical Properties*, J. PHYS. IV FRANCE 7 (1997).
- [7] H.K.D.H. Bhadeshia: *Bainite in steels: Transformation, Microstructure and Properties*, Secound Edition, IOM Communications LTD, 2001.
- [8] S.M.C. van Bohemen, M.J. Santofimiaa, J. Sietsma: *Experimental evidence for bainite formation below Ms in Fe–0.66C*, Scripta Materialia 58 (2008) 488–49.
- [9] D.V. Edmonds, K.He, F.C. Rizzo, B.C. De Cooman, D.K. Matlock, J.G. Speer: *Quenching and partitioning martensite - A novel steel heat treatment*, Materials Science and Engineering A 438–440 (2006) 25–34.
- [10] Michał Rękas: *Opracowanie wykresów CTP stali 65S2WA na podstawie symulacji komputerowych*, NANOSTAL (WIM-PW), 2011.
- [11] H. Chełmińska, S. Przegaliński, A. Bernacik, K. Mandybur, K. Śniegoń, M. Abramski, J. Wiedermann: *Charakterystyki stali: Stale konstrukcyjne stopowe - stale do ulepszania cieplnego*, Seria C - Tom I - Część 3, Wydawnictwo "Śląsk" Katowice, 1984.
- [12] PN-68/H-04500: *Badania dylatometryczne metali i ich stopów*, 1968.
- [13] Andrzej Barbacki: *Mikroskopia elektronowa*, Wydawnictwo Politechniki Poznańskiej, Poznań, 2003.
- [14] PN-EN ISO 6507-1:2007: *Metale -- Pomiar twardości sposobem Vickersa -- Część 1: Metoda badań*.
- [15] PN-EN ISO 148-1:2010: *Metale -- Próba udarności sposobem Charpy'ego -- Część 1: Metoda badania*.
- [16] PN-EN ISO 6892-1:2010: *Metale -- Próba rozciągania -- Część 1: Metoda badania w temperaturze pokojowej*.

- [17] Zhi-Gang Yang, Hong-Sheng Fang: *An overview on bainite formation in steels*, Current Opinion in Solid State and Materials Science 9 (2005) 277–286.
- [18] Tadeusz Z. Wozniak: *Modeling kinetics of the austenite simultaneous decomposition into two bainitic products in the range of swing back*, Materials Science and Engineering A 408 (2005) 309–316.
- [19] Mokuang Kanga, Ming-Xing Zhang, Ming Zhu: *In situ observation of bainite growth during isothermal holding*, Acta Materialia 54 (2006) 2121–2129.