

Maciej Krzywda,
Inżynieria Obliczeniowa, IMiP
Modelowanie w Inżynierii
nr albumu: 293102

Sprawozdanie 3

Tytuł projektu:

Stymulacja przemiany ferrytu w austenit w
stalach DP.

- Cel projektu:

Celem projektu jest opracowanie modelu przemiany fazowej austenitu w ferryt oraz wykonanie symulacji dla różnych cykli chłodzenia. Podczas realizacji projektu zdobywamy wiedzę na temat przemian fazowych zachodzących podczas wytwarzania stali DP oraz numerycznego rozwiązywania równań różniczkowych cząstkowych.

- Część Teoretyczna

Obróbka cieplna ma na celu zmianę właściwości poprzez zmianę struktury, lecz bez zmiany kształtu obrabianego przedmiotu. Przez wyżarzanie rozumie się zabiegi cieplne, których celem jest uzyskanie struktury w obrabianym materiale zbliżonej do stanu równowagi termodynamicznej.

W zależności od parametrów obróbki cieplnej oraz zmian zachodzących w strukturze pod wpływem obróbki cieplnej wyróżnia się: wyżarzanie, hartowanie, odpuszczanie, przesycanie i starzenie.

Ze względu na czynniki wpływające na kształtowanie struktury oraz właściwości metali i stopów można wyróżnić następujące rodzaje obróbki cieplnej:

- obróbkę cieplną zwykłą,
- obróbkę cieplno-chemiczną, • obróbkę cieplno-mechaniczną (zwaną także obróbką cieplno-plastyczną),
- obróbkę cieplno-magnetyczną.

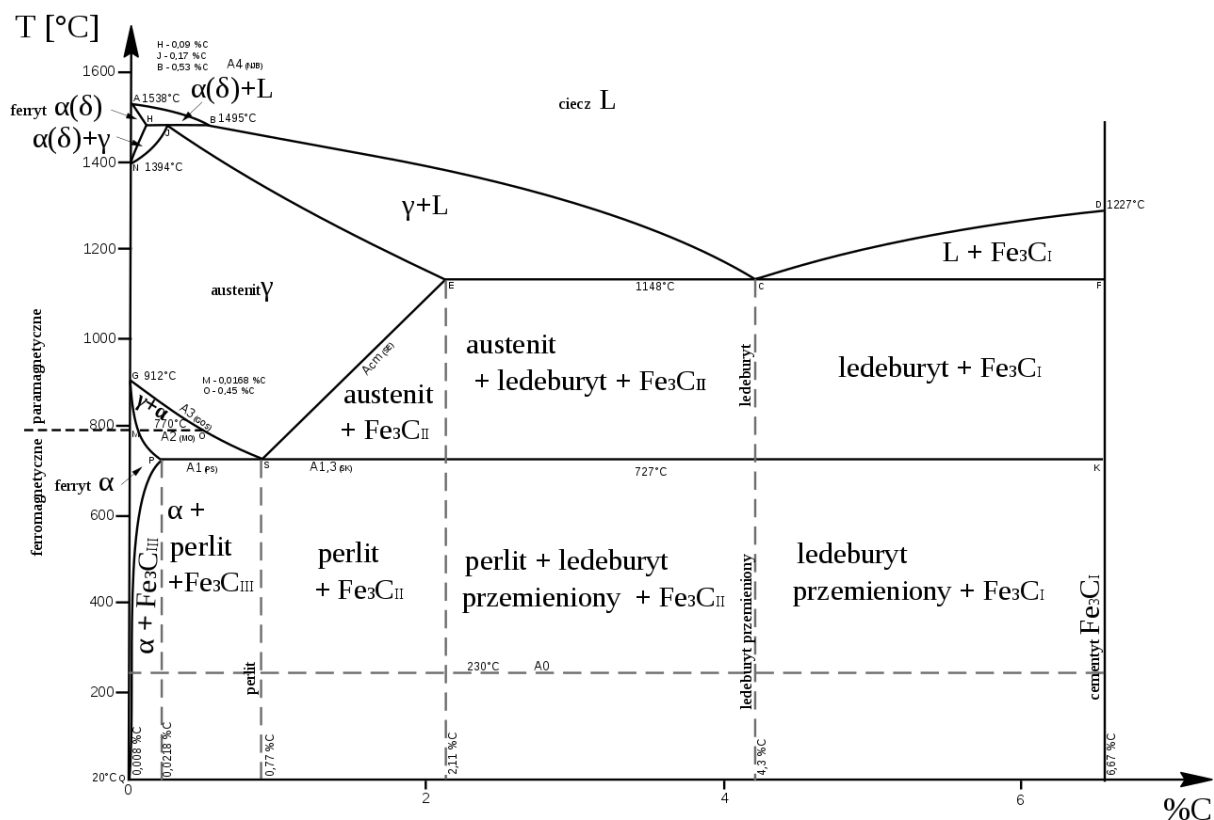
Przemiana austenityczna, w metaloznawstwie jest to przemiana termiczna perlitu w austenit zachodząca podczas nagrzewania (w czystych stopach żelazo-węgiel w warunkach równowagi faz w temperaturze 723°C).

Temperatura przemiany austenitycznej zależy od składu stopu i warunków nagrzewania. Bezpośrednio po zakończeniu przemiany austenitycznej otrzymany austenit jest niejednorodny i do pełnego wyrównania koncentracji węgla i innych pierwiastków stopowych konieczne jest dalsze wygrzewanie.

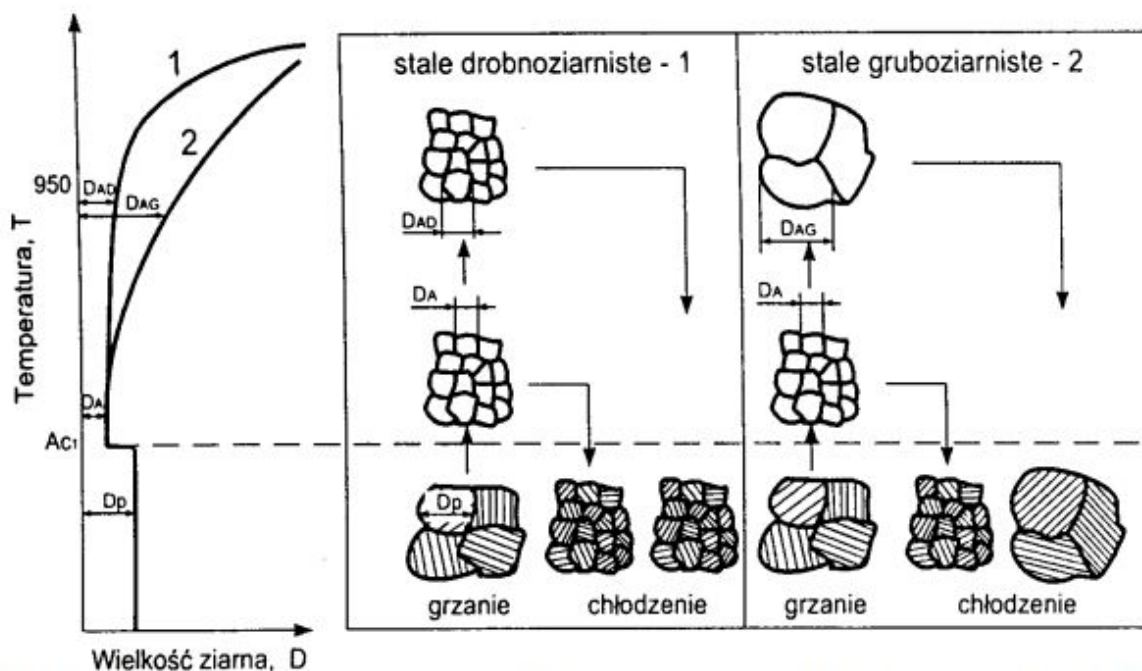
Przemianie perlitu w austenit towarzyszy rozdrobnienie ziarna, jednak dalszy wzrost temperatury lub czasu austenityzowania sprzyja rozrostowi ziaren.

Skłonność do rozrostu ziaren austenitu zależy w znacznym stopniu od rodzaju stali, które możemy podzielić na dwie grupy:

- stale drobnoziarniste o małej skłonności do rozrostu ziaren austenitu w zakresie temperatur do $900-950^{\circ}\text{C}$,
- stale gruboziarniste, w których rozrost ziaren austenitu następuje bezpośrednio po zakończeniu przemiany austenitycznej.



Wykres fazowy żelazo-węgiel z zakresami występowania cementytów Fe_3C_I – $\text{Fe}_3\text{C}_{III}$



Schemat wpływu temperatury austenitzowania na wielkość ziarna austenitu w stalach drobno- i gruboziarnistych (D_A , D_{AG} - wielkość ziarna austenitu w stali drobnoziarnistej i gruboziarnistej, D_p - wielkość ziarna perlitu).

Głównym czynnikiem hamującym rozrost ziaren austenitu są dyspersyjne cząstki obcych faz, uniemożliwiające migrację granic ziaren.

Do stali charakteryzujących się małą skłonnością do rozrostu ziaren należą m.in. stale odtleniane za pomocą aluminium (powstają dyspersyjne cząstki Al_2O_3 i AlN) oraz stale nadeutektoidalne i stopowe zawierające trudno rozpuszczalne węgliki.

Stale drobnoziarniste umożliwiają stosowanie szerszego zakresu temperatury austenitowania podczas obróbki cieplnej oraz wyższej temperatury obróbki plastycznej na gorąco.

Drobnoziarnista struktura austenitu pierwotnego wpływa na poprawę właściwości mechanicznych i eksploatacyjnych stali normalizowanych, hartowanych i ulepszanych cieplnie.

Opis przeprowadzonego rozwiązania Na początku proces dysponuje strukturą, która jest mieszaniną ferrytu oraz perlitu.

Następnie podczas nagrzewania ferrytu ulega rekrytalizacji. W efekcie wydzielić może się więcej perlitu, który ulega z kolei przemianie w austenit. Podczas takiego procesu możemy wyróżnić trzy zachodzące w nim przemiany:

- a) Przemiana perlitu w austenit (przemiana austenityczna)
- b) Przemiana austenitu w ferryt (przemiana ferrytyczna)
- c) Przemiana austenitu w martenzyt (przemiana martenzytyczna)

Do modelowania procesu przemiany ferrytu w austenit wykorzystano drugie prawo Ficka :

$$\frac{\partial c}{\partial t} = D \frac{\partial^2 c}{\partial x^2}$$

gdzie:

c - stężenie węgla,

D-współczynnik dyfuzji,

t-czas

Dla ułatwienia rozwiązania równania, drugie prawo Ficka zostało przedstawione za pomocą metody różnic skończonych: Wykorzystując jawny schemat całkowania po czasie w którym zamiany pochodnej funkcji na iloraz różnicowy dokonuje się wprowadzając iloraz przedni dla pierwszej pochodnej oraz iloraz centralny dla drugiej pochodnej funkcji $c(x,t)$. W

rezultacie otrzymałem równanie (zapisane kolorem czerwonym) które stanowi przybliżone równanie Ficka.

$$\frac{C_{j,k+1} - C_{j,k}}{\Delta t} = D \frac{C_{j+1,k} - 2C_{j,k} + C_{j-1,k}}{\Delta x^2}$$

$$C_{j,k+1} - C_{j,k} = D\Delta t \frac{C_{j+1,k} - 2C_{j,k} + C_{j-1,k}}{\Delta x^2}$$

$$C_{j,k+1} - C_{j,k} = \frac{D\Delta t}{\Delta x^2} C_{j+1,k} - 2 \frac{D\Delta t}{\Delta x^2} C_{j,k} + \frac{D\Delta t}{\Delta x^2} C_{j-1,k}$$

$$C_{j,k+1} = \frac{D\Delta t}{\Delta x^2} C_{j+1,k} - 2 \frac{D\Delta t}{\Delta x^2} C_{j,k} + \frac{D\Delta t}{\Delta x^2} C_{j-1,k} + C_{j,k}$$

$$C_{j,k+1} = C_{j,k} \left(1 - 2 \frac{D\Delta t}{\Delta x^2} \right) + \frac{D\Delta t}{\Delta x^2} (C_{j-1,k} + C_{j+1,k})$$

gdzie:

j - krok liniowy

k - krok czasowy

Otrzymane równanie dyfuzji wykorzystano w modelowaniu. Podczas przemiany została spełniona zasada zachowania masy. Oznacza to, że w austenicie pojawi się taka ilość węgla, jaka wydyfundowała z ferrytu. W tym celu obliczone zostało pole pod krzywą zmian stężenia węgla w austenicie wykorzystując poniższą całkę.

$$\int_{\xi}^{d_{\gamma}} c(x) dx - c_0 (d_{\gamma} - \xi) \geq dx (c_0 - c_{\alpha})$$

Przyjęcie powyżej całki jako warunku oznacza, że ruch granicy odbywa się o zawsze jednakowy krok dx. Projekt różni się od poprzedniego pod kilkoma względami. Zmienia się między innymi wykres stężenia węgla, co spowodowane jest innym procesy wpływającym. Dodatkowo modyfikacji podległa wyliczona granica oraz jej ruch, gdyż tym razem odbywa się zawsze o taki sam krok. Dzieje się tak ponieważ wprowadzamy masę węgla do austenitu. Wynika z tego, że w tym projekcie pomijamy wzór $y = -0.00416 \cdot \text{temp} + 3.796$, gdyż była to granica przesuwania się obszaru austenitu. Dodatkowo zmiana dotyczy również początkowe wypełnianie tablicy, zgodnie ze wzorem $c_g = -(Temp - 845) / 210$. Należy dodać, że zmiany dotyczyły warunku, który był wyliczany za pomocą całki z użyciem metody trapezów oraz przesunięcia frontu zmiany gdy dany warunek zostaje spełniony

- Listing programu:

```

close all; clear all; clc;
%Manipuluje wartosciami temp = 780, 800, 820
temp = 820;
time = 60;
R = 8.3144;
temp_k = temp + 273;
Q = 140000;
d0 = 0.000041;
D = d0*exp(-Q/(R * temp_k))*1E10;
dt = 0.01;
dx = 0.1;
max_ksi = 100;
dt_size = 360;
cga=-(temp-845)/210; %dane do modelu
%Manipuluje wartosciami V= 0, 0.5 , 2, 3
v=0;
for i=1:100
    if(i==1)
        C(i) = 0.3829; %wypełnienie
    else
        C(i) = cga;
    end
end
ksi = 1;
plot(C);
hold all
Calka_Aust(1:100) = 0.0;
int = 1;

for j=1:1:time/dt;
    temp=temp+dt*v;
    C1 = C;
    C1(ksi+1) = C1(ksi);
    C1(1) = C1(2);
    for i=1:1:100;
        if i==1
C1(i)=(1-2*((D*dt)/dx^2))*C1(i)+(C1(i)+C1(i+1))*((D*dt)/dx^2);
            elseif i ==100
C1(i)=(1-2*((D*dt)/dx^2))*C1(i)+(C1(i)+C1(i-1))*((D*dt)/dx^2);
            else

```

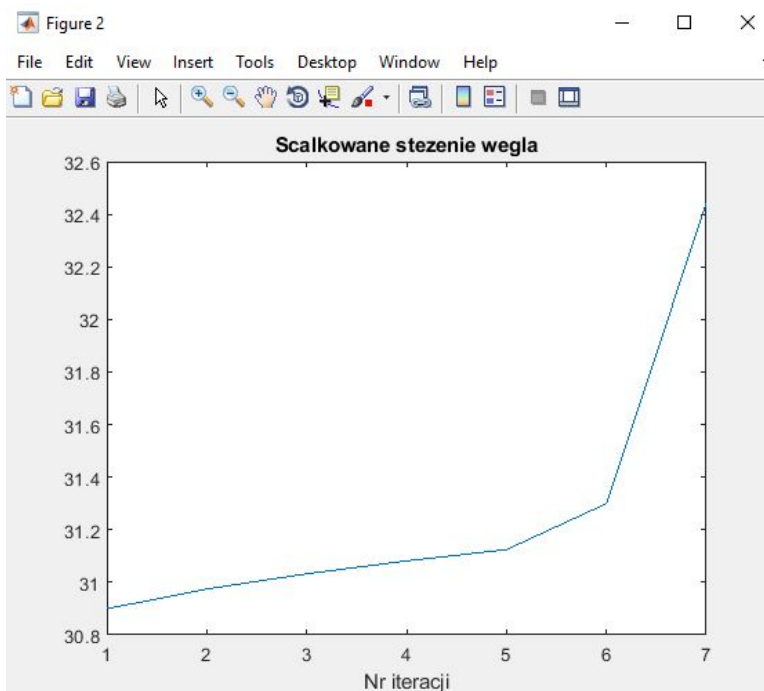
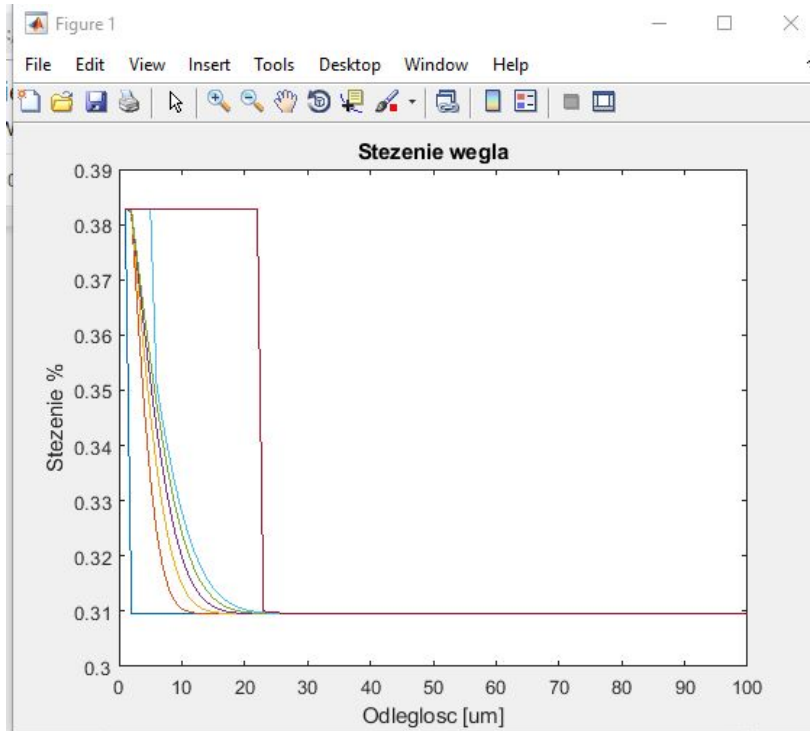
```

C1(i)=(1-2*((D*dt)/dx^2))*C1(i)+(C1(i-1)+C1(i+1))*((D*dt)/dx^2);
    end
    C(1:100) = C1(1:100);
end
if mod(j, 100) == 0
    Calka_Aust(int)=trapz(C1);
    if int >= 5
        deltaCalka = Calka_Aust(int)-Calka_Aust(int-1);
%krok z jakim wartości się zmieniają
        dksi = deltaCalka/(0.1-0.02);
        if dksi >= dx %dx to stały krok
            ksi_2=round(dksi/dx) %zaokrąglenie różnicy
przez stały krok
            if(ksi_2 >= max_ksi)
                break;
            end
            C(1:ksi_2)=0.3829;
            ksi=ksi_2;
        end
    end
    int = int + 1;
    figure(1);
    plot(C);
    hold all
    title('Stezenie wegla')
    xlabel('Odleglosc [um]')
    ylabel('Stezenie %')
end
end
figure(2);
plot(Calka_Aust(1:int));
title('Scalkowane stezenie wegla')
xlabel('Nr iteracji')
ylabel('')

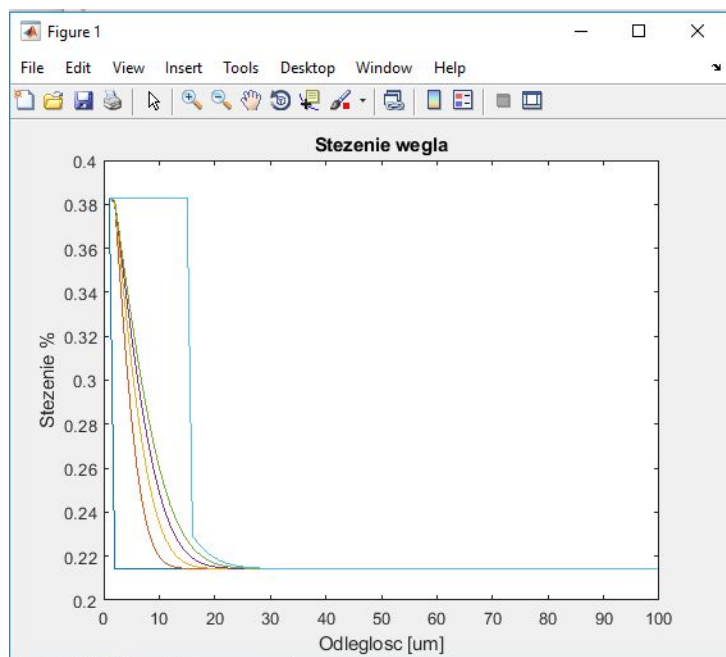
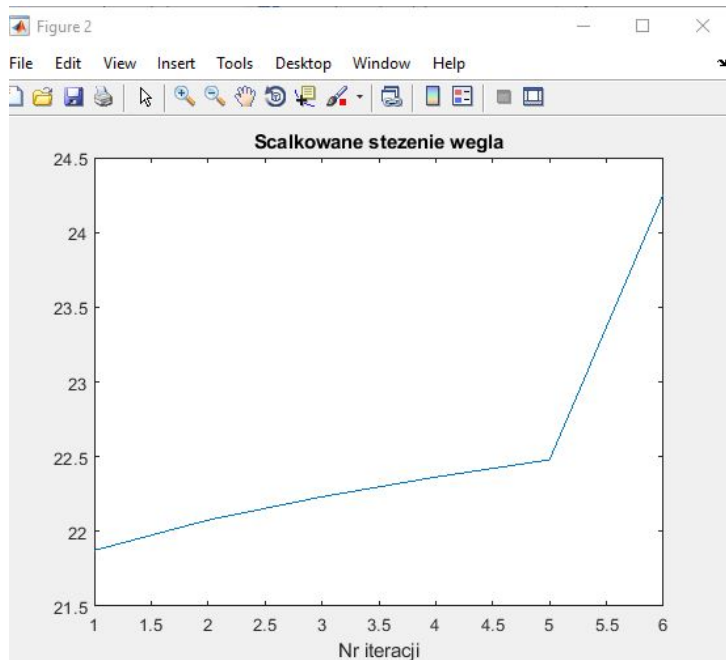
```

- Wyniki

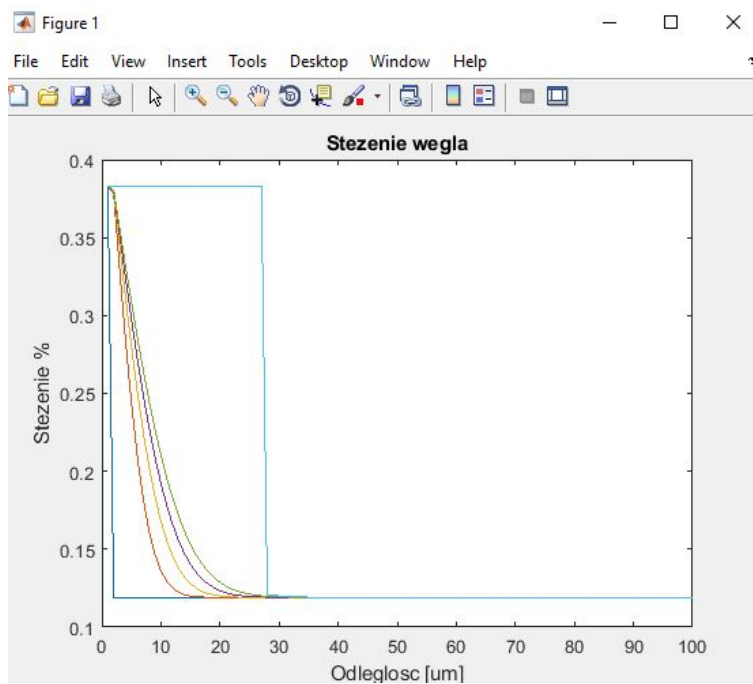
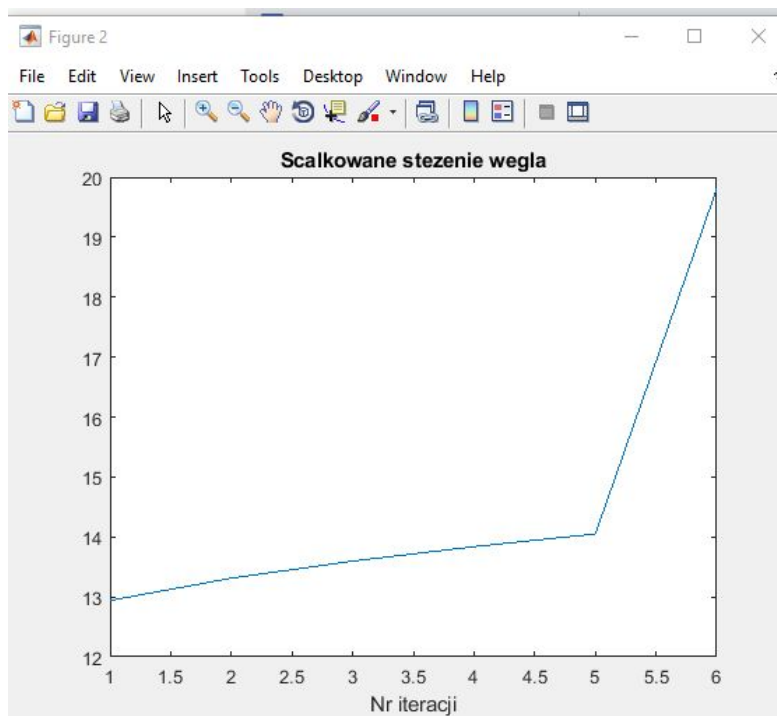
Wynik przeprowadzonej symulacji dla temperatury wynoszącej 780 °C oraz prędkości chłodzenia równej 0[°C / s]:



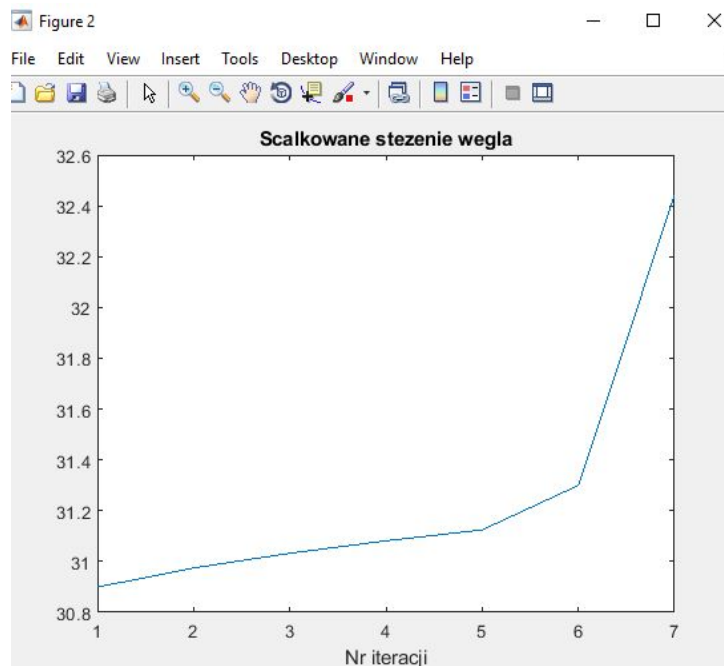
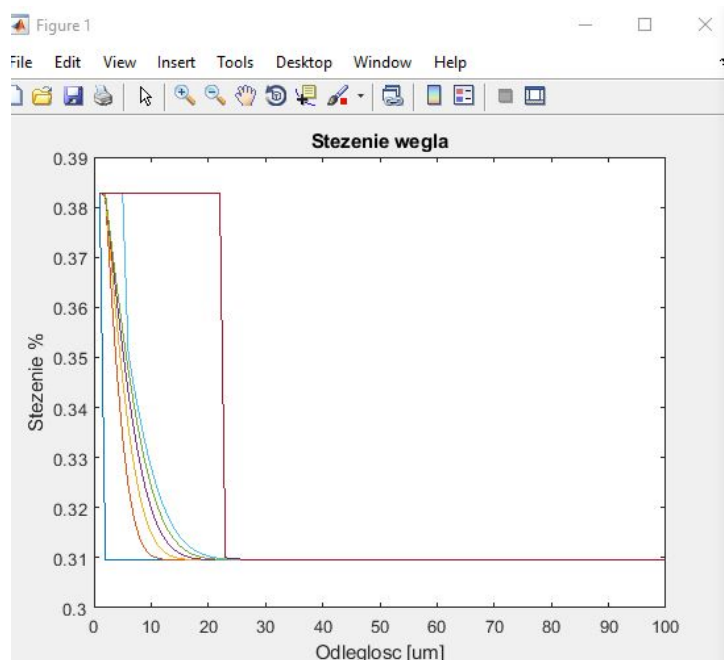
Wynik przeprowadzonej symulacji dla temperatury wynoszącej 800 °C oraz prędkości chłodzenia równej 0[°C / s]:



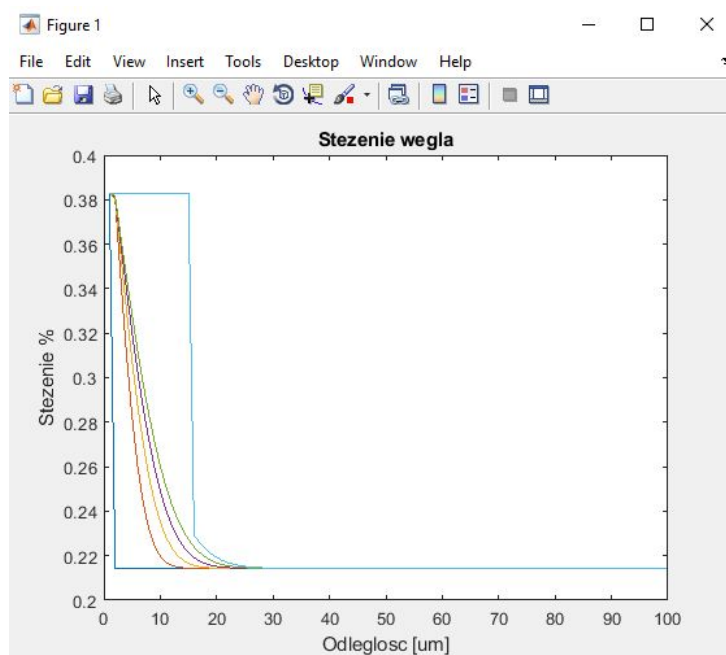
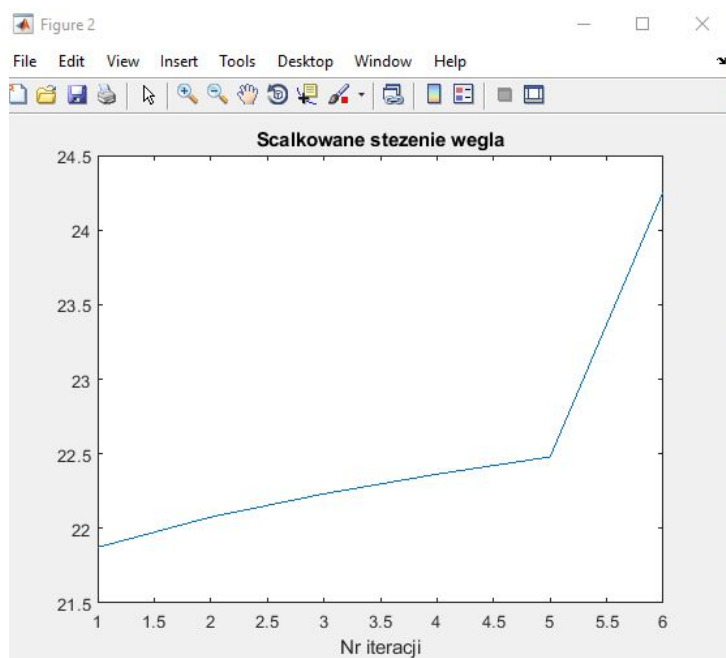
Wynik przeprowadzonej symulacji dla temperatury wynoszącej 820 °C oraz prędkości chłodzenia równej 0[°C / s]:



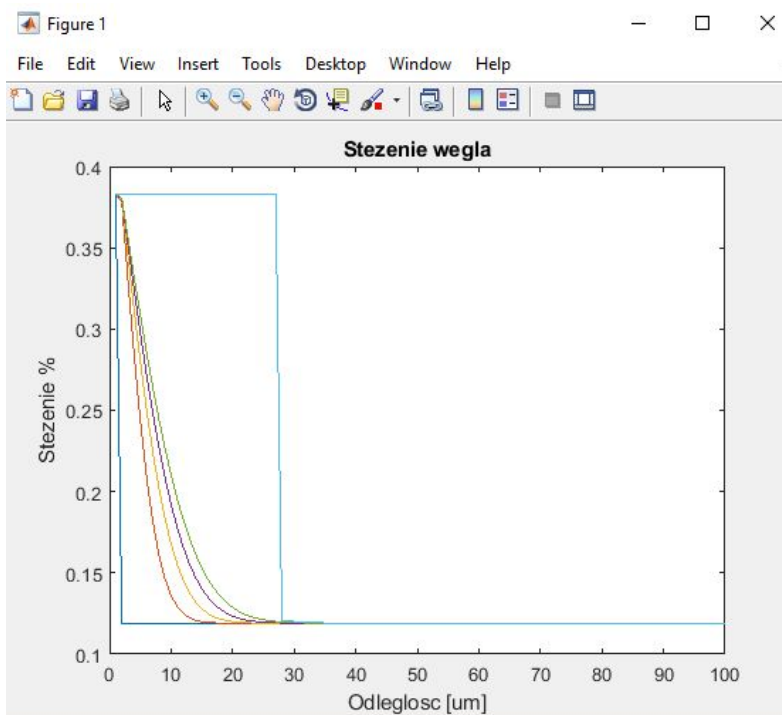
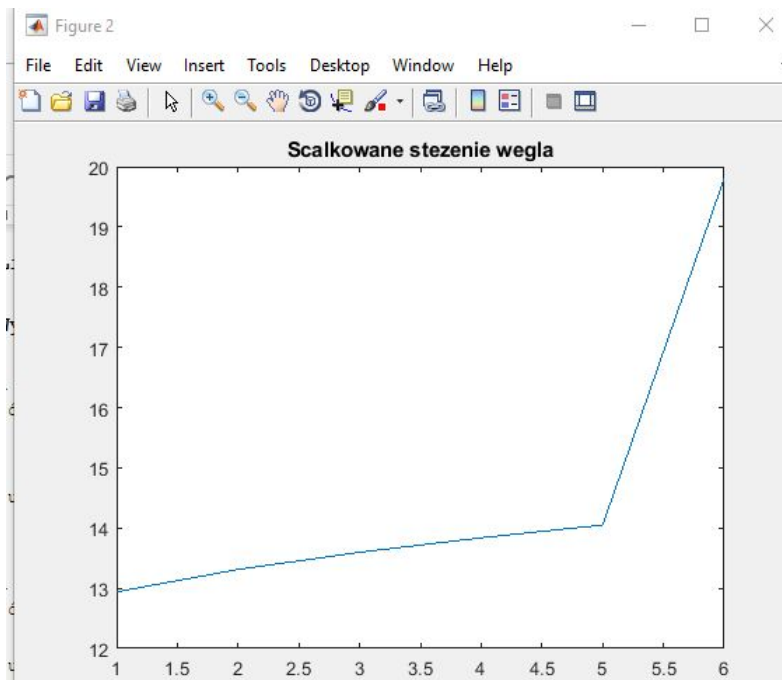
Wynik przeprowadzonej symulacji dla temperatury wynoszącej 780 °C oraz prędkości chłodzenia równej 0.5[°C / s]:



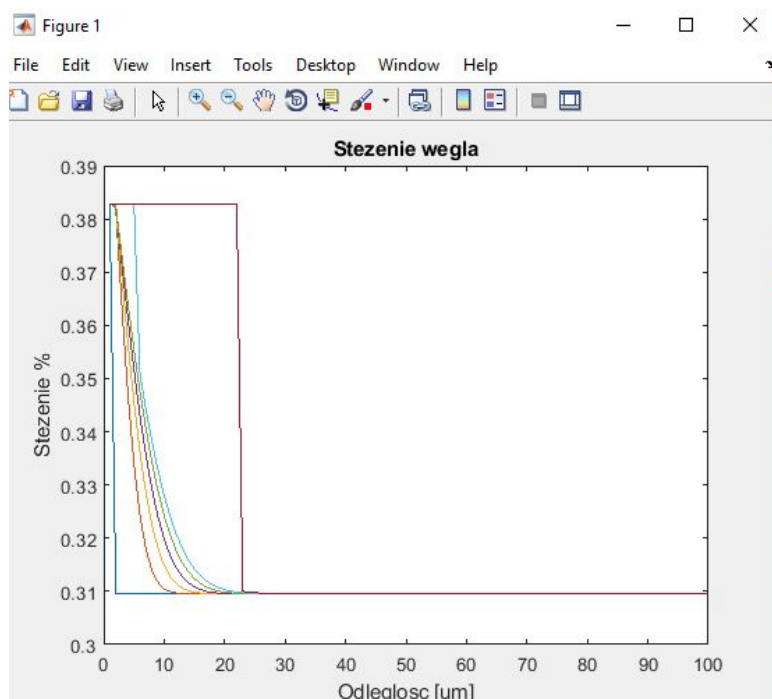
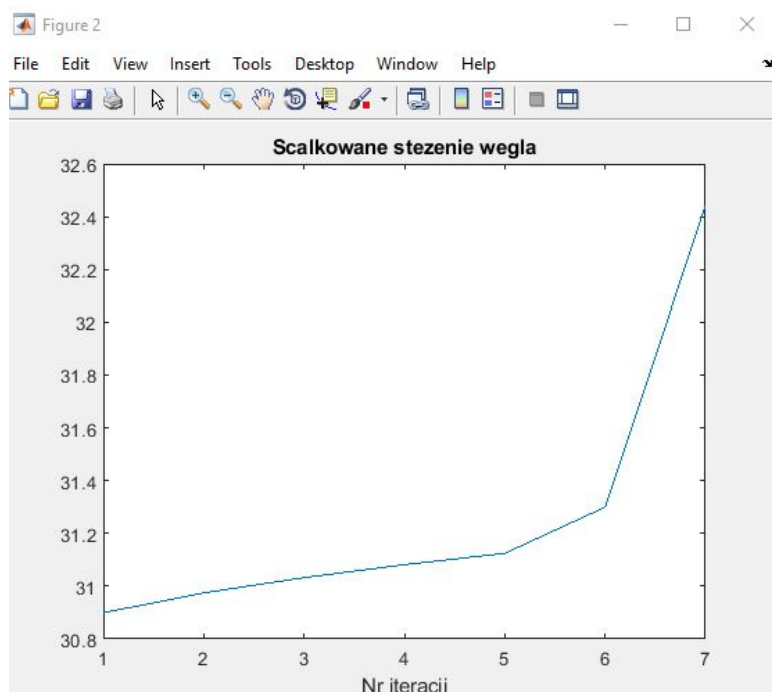
Wynik przeprowadzonej symulacji dla temperatury wynoszącej 800 °C oraz prędkości chłodzenia równej 0.5[°C / s]:



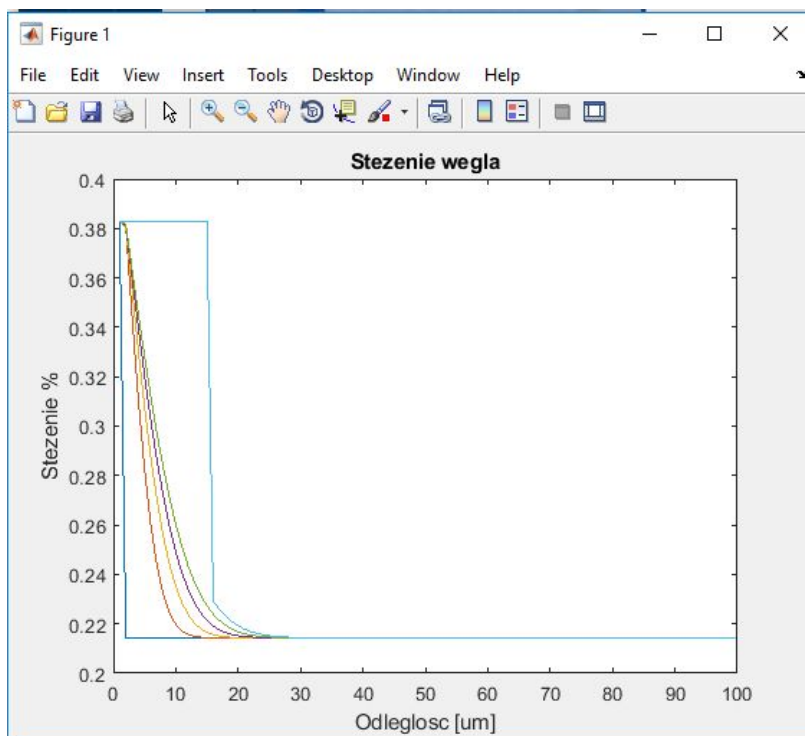
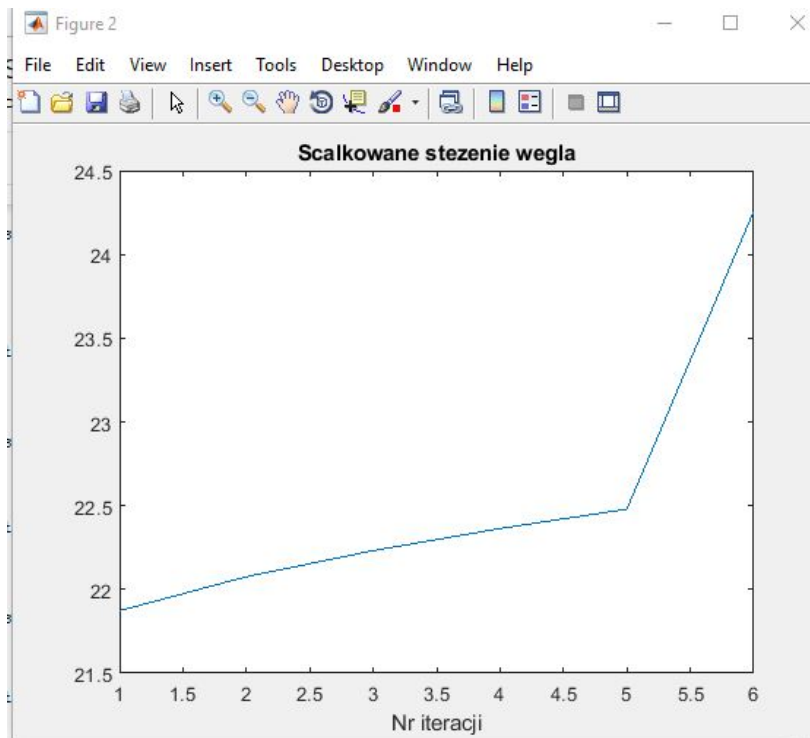
Wynik przeprowadzonej symulacji dla temperatury wynoszącej 820 °C oraz prędkości chłodzenia równej 0.5[°C / s]:



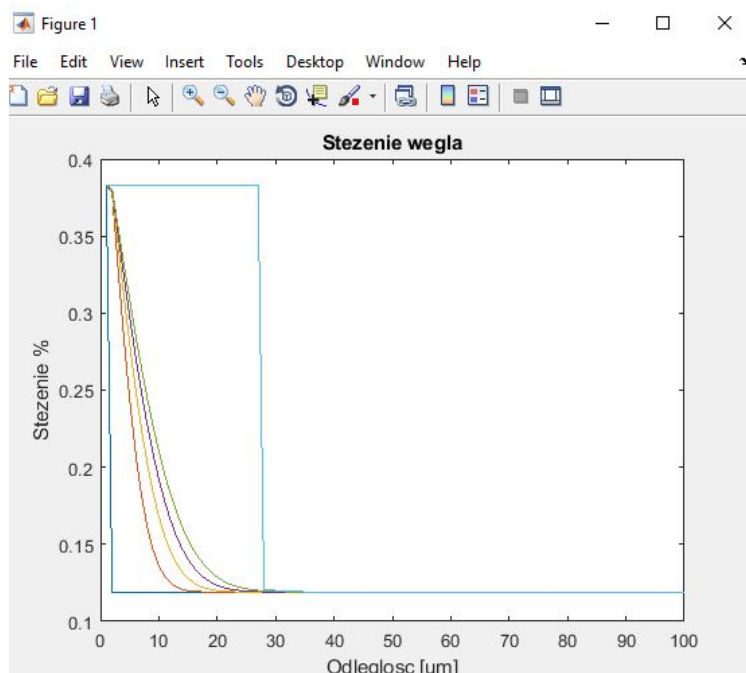
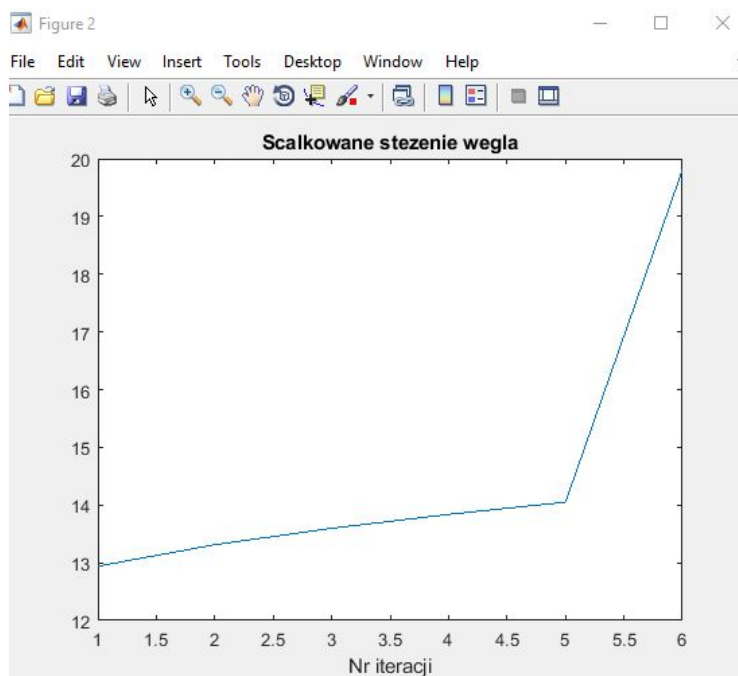
Wynik przeprowadzonej symulacji dla temperatury wynoszącej 780 °C oraz prędkości chłodzenia równej 2[°C / s]:



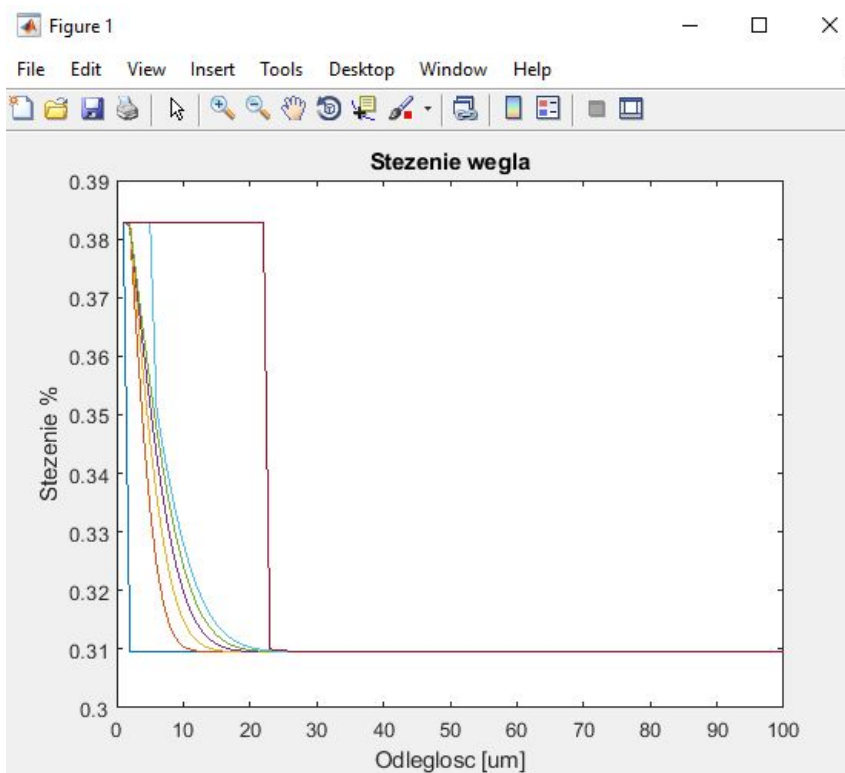
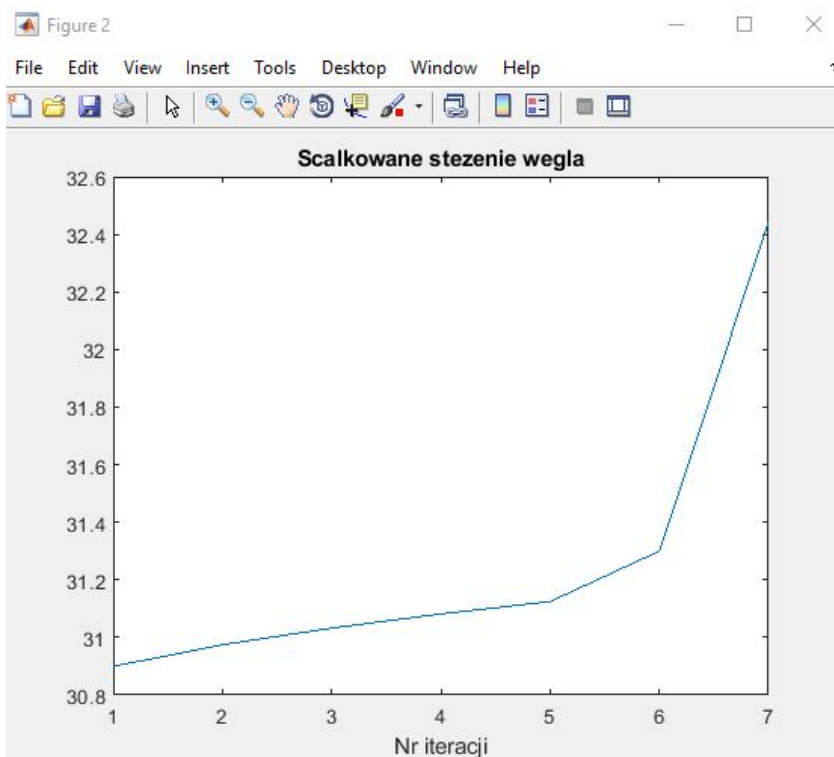
Wynik przeprowadzonej symulacji dla temperatury wynoszącej 800 °C oraz prędkości chłodzenia równej 2[°C / s]:



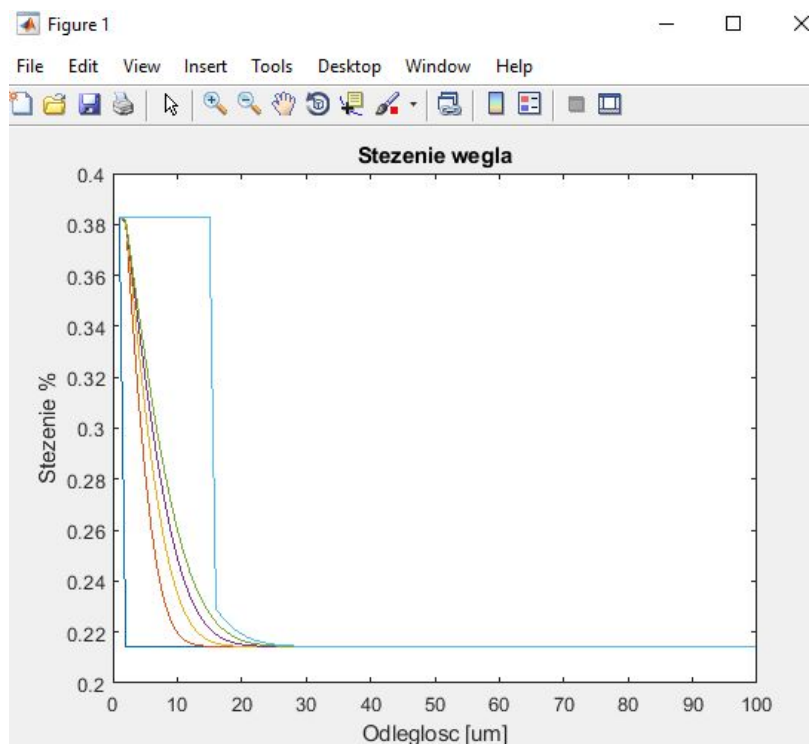
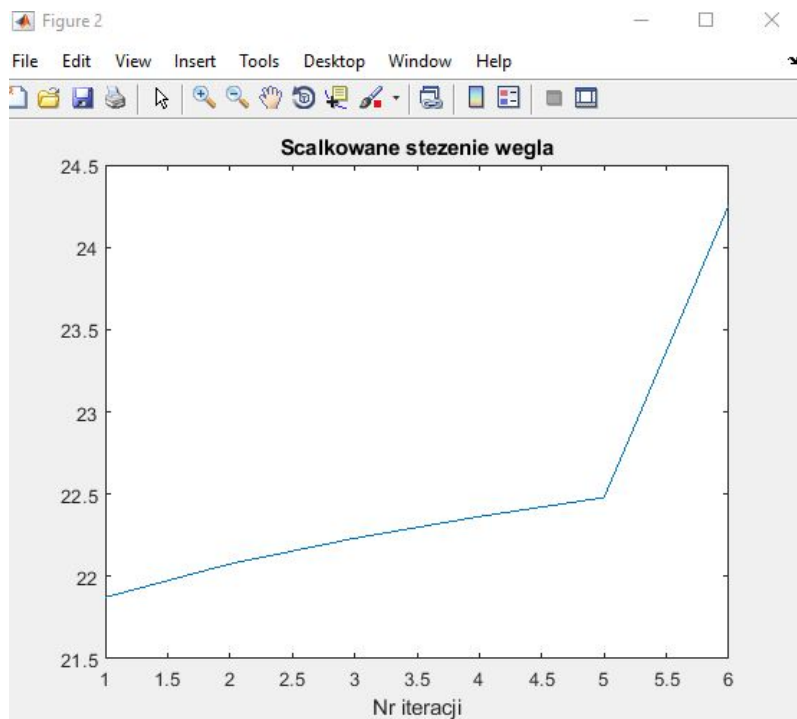
Wynik przeprowadzonej symulacji dla temperatury wynoszącej 820 °C oraz prędkości chłodzenia równej 2[°C / s]:



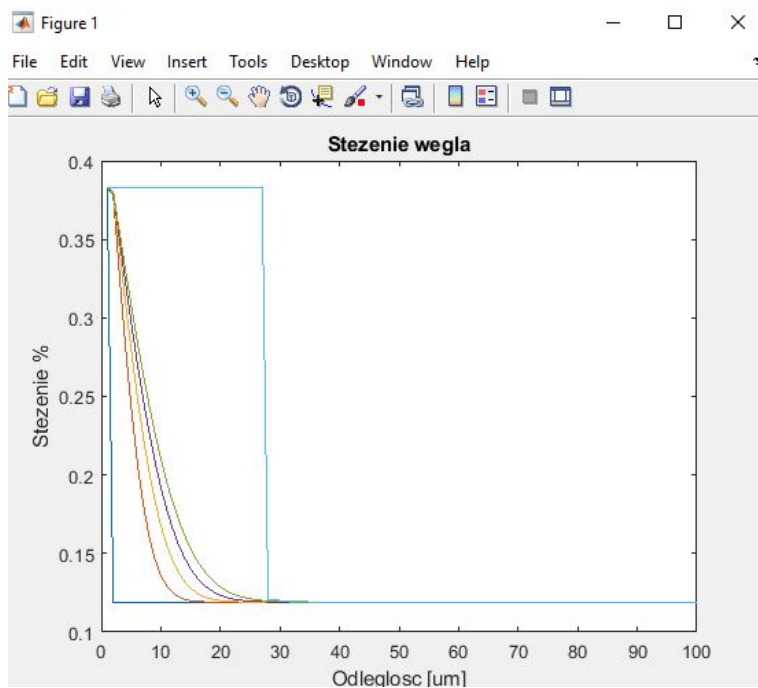
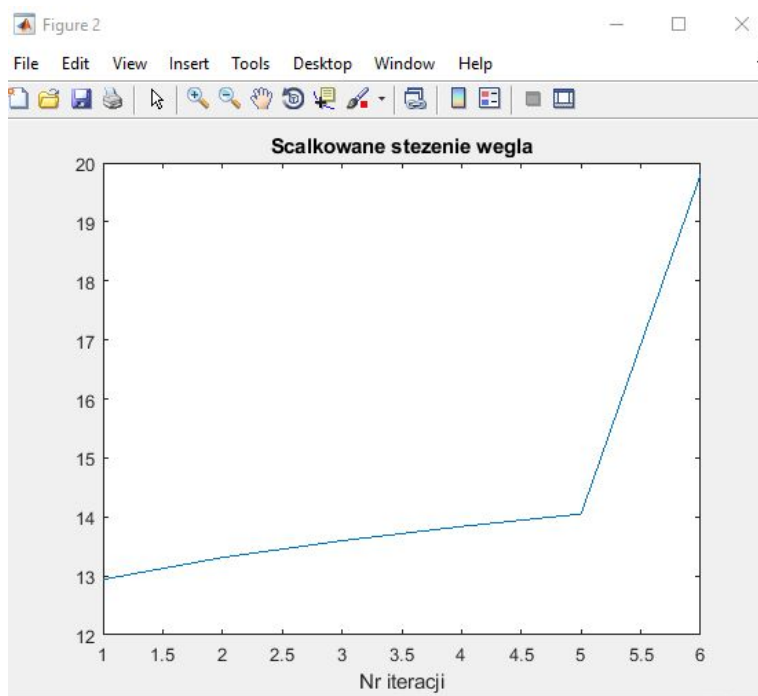
Wynik przeprowadzonej symulacji dla temperatury wynoszącej 780 °C oraz prędkości chłodzenia równej 3[°C / s]:



Wynik przeprowadzonej symulacji dla temperatury wynoszącej 800 °C oraz prędkości chłodzenia równej 3[°C / s]:



Wynik przeprowadzonej symulacji dla temperatury wynoszącej 820 °C oraz prędkości chłodzenia równej 3[°C / s]:



- Wnioski

Skład i struktura stali ma duże znaczenie w celu osiągnięcia określonych własności mechanicznych.

Programy symulujące takie procesy jak ten realizowany w ramach ćwiczenia nr 3 pozwalają na zadowalające oszczędności finansowe.

Program realizowany w ramach laboratoriów symuluje proces przemiany austenitu w perlit. Dzięki przeprowadzonej symulacji możemy na jej podstawie opracować odpowiedniego modelu materiału.

Dzięki symulacji możemy wywnioskować, iż z austenitu powstaje ferryt, co spowodowała dyfuzja atomów węgla.

Używana jest wielkość $c_g = -(Temp - 845) / 210$ w celu poprawnego określenia modelu na wykresie.

W modelu konieczne było zastosowanie metody trapezów w celu poprawnego obliczania całki.

Symulacja przemian austenitu w ferryt została przedstawiona na dwóch typach wykresów. Pierwszy tym, ukazuje stężenie węgla C w badanej próbce na zadanym obszarze.

Utworzył on wykres dla danej temperatury i prędkości chłodzenia (łącznie 12 wariantów)

Zadanie zostało wykonane poprawnie przy odpowiednim wykorzystaniu drugiego prawa Ficka następnie metody różnic skończonych, ilorazu różnicowego oraz całkowania.

W modelu jest obliczana granica przesuwania się obszaru austenitu tak, jak to miało miejsce w poprzednim projekcie, natomiast granica przesuwa się zawsze o stały krok dx .

Z wykresów wynika, że im niższa temperatura tym wyniki całkowania mają większe wartości. Dla 820 °C jest to ok. 13, dla 800 °C wynosi ok 22, natomiast dla 780 °C dochodzi do 31

W modelu dodatkowo wykorzystano równanie dyfuzji aby poprawnie przedstawić symulację.

Całkowanie wykonuje się w maksymalnie 7 iteracjach a wykres przyjmuje kształt krzywej rosnącej.

Krzywa delikatnie rośnie do momentu piątej iteracji, gdzie łamie się i zaczyna gwałtownie rosnąć aż do szóstej iteracji. Wyjątek stanowi temperatura 780 °C, gdzie krzywa łamie się dwukrotnie – w piątej i szóstej iteracji, później gwałtownie rośnie. Tylko i wyłącznie W przypadku tej temperatury całkowanie wykonuje się w 7 iteracjach. W poprzednich wykonuje się 6 iteracji.