

MODELOWANIE PROCESU TERMOMECHANICZNEGO KUCIA ODKUWEK Z UWZGLĘDNIENIEM STANU STRUKTURY

W pracy przedstawiono opracowany przez autorów kompleksowy model, umożliwiający przewidywanie końcowej struktury i właściwości mechanicznych odkuwek dla przemysłu motoryzacyjnego. Opracowany model dla stali C45 zawiera modele cząstkowe: reologiczny, rozwoju mikrostruktury i przemian fazowych. W celu otrzymania wymaganych właściwości mechanicznych w odkuwce zastosowano podejście polegające na zwiększeniu początkowej wielkości ziarna austenitu.

Słowa kluczowe: stal C45, model reologiczny, model rozwoju mikrostruktury, model przemian fazowych, symulacja numeryczna

SIMULATION OF THERMO-MECHANICAL PROCESS OF FORGING ACCOUNTING FOR THE STATE OF STRUCTURE

The paper presents the application of a complex model developed by the authors allowing for the prediction of the final structure and mechanical properties of forgings for the automotive industry. The complex material model for the C45 steel includes the following partial models: rheological, microstructure development and phase transformations. In order to obtain the required mechanical properties of the forging a strategy aimed at increasing the initial austenite grain size during forging was adopted.

Keywords: C45 steel, rheological model, microstructure development model, phase transformations model, numerical simulation

1. WPROWADZENIE

Współczesne procesy wytwarzania odkuwek mają na celu nadanie wymaganego kształtu i otrzymanie odpowiednich właściwości mechanicznych wyrobu. Obecnie kształtowania właściwości mechanicznych odkuwek krajowy przemysł kuźniczy stosuje tradycyjne technologie, który obejmują nagrzewanie i wygrzewanie w sadu, kucie matrycowe i zastosowanie obróbki cieplnej z operacjami hartowania i odpuszczania.

W przypadku odkuwek dla przemysłu motoryzacyjnego wymagane są wysokie właściwości mechaniczne z zachowaniem dobrej ciągliwości, ze względu na duże obciążenia dynamiczne i statyczne w trakcie eksploatacji pojazdu.

Kierunki rozwoju technologii kuźniczych skupiają się obecnie głównie na uzyskiwaniu odkuwek bez nadatków technologicznych oraz na obniżaniu kosztów ich wytwarzania. Z tego powodu od początku lat 90. XX wieku coraz szersze zastosowanie w przemyśle samochodowym znajdują odkuwki o strukturze ferrytyczno-perlitycznej, umacniane poprzez wydzielenia mikrodotków wanadu, niobu i tytanu. Kształtowanie mikrostruktury i właściwości mechanicznych tych odkuwek dokonuje się poprzez kucie połączone z kontrolowanym chłodzeniem (tzw. kucie termomechaniczne). W mniej odpowiedzialnych zastosowaniach pożądane właściwo-

ści mechaniczne odkuwek można uzyskać bez stosowania mikrodotków stopowych, kontrolując jedynie temperaturę materiału podczas kucia oraz szybkość chłodzenia po kuciu [1]. W porównaniu do tradycyjnej technologii wytwarzania odkuwek o wysokich właściwościach mechanicznych polegającej na zastosowaniu dodatkowej obróbki cieplnej, wykorzystanie termomechanicznego kucia daje następujące korzyści [2, 3]:

- wyeliminowanie kosztownej i nieprzyjemnej dla środowiska tradycyjnej obróbki cieplnej (zmniejszenie emisji CO₂ do atmosfery);
- ograniczenie ilości operacji technologicznych;
- skrócenie czasu wytwarzania;
- obniżenie kosztów wytwarzania, magazynowania i transportu;
- zwiększenie konkurencyjności poprzez obniżenie kosztów wytwarzania.

Uzyskanie wyższych właściwości mechanicznych bezpośrednio po kuciu bez hartowania w oleju stało się możliwe po zastosowaniu przyspieszonego chłodzenia odkuwek z wykorzystaniem obróbki BY [4, 5] (Behandlung auf bestimmte Streckgrenze Yield-Strength – obróbka nadająca materiałowi odpowiednią granicę plastyczności). W odróżnieniu od tradycyjnej technologii wytwarzania odkuwek, w której wielkość ziarna austenitu ukształtowanego podczas kucia nie wpływa istotnie na uzyskiwane właściwości mechaniczne wy-

robu, zastosowanie obróbki cieplno-plastycznej wymaga ścisłego przestrzegania reżimu technologicznego w celu uzyskania odpowiedniej wielkości ziarna austenitu. Zatem obróbka cieplno-plastyczna wymaga większej kontroli parametrów procesu kucia w porównaniu z tradycyjną metodą wytwarzania, w której końcowe właściwości półwyrobu kształtowane są za pomocą ulepszenia cieplnego.

Symulacja numeryczna jest wspomagającym narzędziem ułatwiającym analizę dowolnego procesu technologicznego. Zastosowanie tej metody w przypadku kucia matrycowego umożliwia przeprowadzenie analizy procesów zachodzących w odkształcanym materiale i pozwala uwzględnić nieliniowy wpływ parametrów technologicznych na uzyskiwaną strukturę i właściwości mechaniczne wyrobu.

2. MATERIAŁ I METODYKA BADAŃ

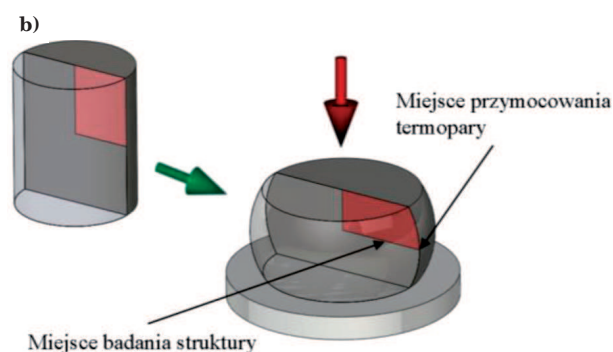
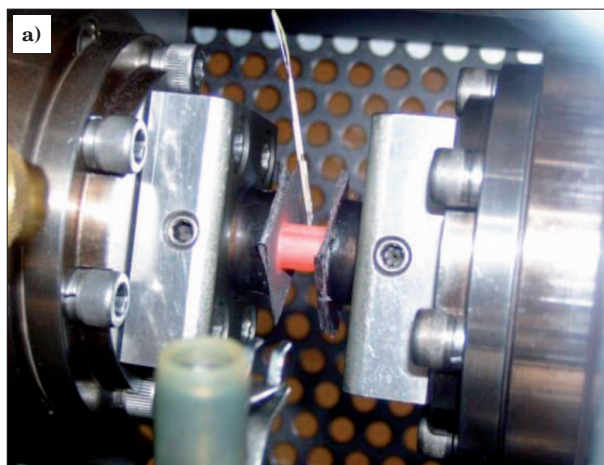
Materiałem do badań była stal C45 o składzie chemicznym podanym w tabeli 1. Stal C45 odlano w warunkach przemysłowych, a następnie walcowano na kwadrat 90×90 mm. W celu wykonania prób plastometrycznych i dylatometrycznych kęsy dodatkowo przekuto na pręt $\varnothing 25$ mm.

W celu zamodelowania procesu termomechanicznego kucia w aspekcie przewidywania końcowej struktury gotowego wyrobu niezbędne jest wprowadzenie do programu MES [6] modeli materiałowych stali. Modele materiałowe dla badanej stali zostały opracowane na podstawie wyników badań laboratoryjnych: plastometrycznych, dylatometrycznych oraz metalograficznych. Do określenia zakresu badań laboratoryjnych wykonano badania przemysłowe i wstępną symulację numeryczną.

W badaniach przemysłowych w celu określenia zakresu temperatur, w którym odbywało się kucie matrycowe użyto kamery termowizyjną ThermaCAM PM 595 firmy FLIR Systems.

W oparciu o badania plastometryczne opracowano modele: reologiczny i rozwoju mikrostruktury. Badania plastometryczne prowadzono za pomocą symulatora Gleeble 3800 [7] firmy Dynamic System Inc. Do tych badań użyto próbek walcowych o wymiarach $\varnothing 10 \times 12$ mm wyciętych z przekutych prętów. Na rys. 1 przedstawiono schemat odkształcenia próbki na jednostce Hydrawedge. Próbkę do badań nagrzewano oporowo bezpośrednio w symulatorze. Dla polepszenia kontaktu próbki z kowadłami, w trakcie grzania stosowano folię grafitową i tantalową (od strony próbki) oraz smar grafitowy.

W celu wyeliminowania wpływu zmian temperatury próbki i tarcia na wyznaczoną wartość naprężenia uplastyczniającego w próbach plastometrycznych zastosowano metodę analizy odwrotnej [8, 9]. Dla wyznaczenia kinetyki rekrytalizacji statycznej i metadynamicznej zastosowano metodę relaksacji naprężenia. Skuteczność tej metody w opracowaniu modelu kinety-



Rys. 1. Proces odkształcania próbki w kształcie walca w symulatorze Gleeble 3800: a) zdjęcie próbki w kowadłach, b) przyjęte założenia w analizie odwrotnej

Fig. 1. Deformation process of the sample in the Gleeble 3800 simulator: a) the sample is held in anvils, b) assumptions made for inverse analysis

ki rekrytalizacji statycznej została potwierdzona we wcześniejszych badaniach [10].

Na podstawie wyznaczonych wykresów przemian fazowych w badaniach dylatometrycznych opracowano modele przemian fazowych. Badania dylatometryczne wykonano z wykorzystaniem dylatometru DIL805A/D [11] firmy Bähr Thermoanalyse GmbH. Dylatometr wyposażony jest w indukcyjny system nagrzewania próbek i w głowicę pomiarową typu LVDT o rozdzielczości około $0,06 \mu\text{m}$. Doświadczenia przeprowadzono na próbkach o wymiarach $\varnothing 4 \times \varnothing 2 \times 10$ mm w próbie bez odkształcenia i $\varnothing 4 \times 10$ mm dla wariantów z odkształceniem.

Badania metalograficzne wykonano z wykorzystaniem mikroskopu świetlnego oraz mikroskopu skaningowego Inspect F (w przypadku identyfikacji udziałów bainitu i martenzytu). W pracy przyjęto, że wielkość ziarna austenitu jest określana za pomocą metody średniej cięciwy.

Pomiar twardości wykonano na mikrotwardościomierzu Future-Tech FM-700, natomiast badania wytrzymałościowe wykonano z użyciem maszyny wytrzymałościowej ZWICK.

Tabela 1. Skład chemiczny stali w gatunku C45

Table 1. Chemical composition of the C45 steel

Gatunek	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al	Ti	N, ppm
C45	0,48	0,23	0,58	0,010	0,012	0,12	0,040	0,16	0,031	<0,005	121

3. BADANIA PRZEMYSŁOWE I LABORATORYJNE

Dla potrzeb symulacji numerycznej procesu przemysłowego niezbędne jest wykonanie badań przemysłowych w oparciu o które wyznacza się warunki brzegowe i początkowe, a także pozyskuje się dane do weryfikacji wyników symulacji numerycznej. Dane te pozwalają również zaprojektować program testów plastometrycznych i badań dylatometrycznych. Zatem badania przemysłowe stanowią integralną część procesu symulacji numerycznej i weryfikacji poprawności opracowanych modeli.

3.1. BADANIA PRZEMYSŁOWE

W badaniach przemysłowych wyznaczono warunki brzegowe i początkowe oraz pozyskano dane do weryfikacji modelu rozwoju mikrostruktury, przemian fazowych i zależności przewidujących właściwości mechaniczne końcowego wyrobu. Do analizy wybrano odkuwkę przedstawioną na rys. 2.

Dla uproszczenia identyfikacji lokalizacji miejsca odkuwki, dla którego prowadzono analizy w tekście nazywano je potocznie „ucho” i „podstawą”.

3.1.1. Kucie matrycowe

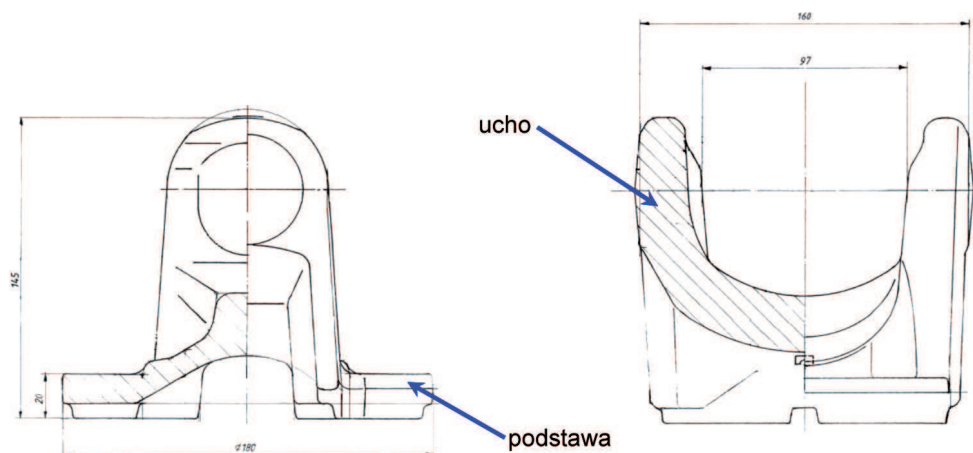
Zgodnie z technologią wytwarzania odkuwki wsad o wymiarach 90×90×137 mm jest nagrzewany w piecu indukcyjnym do temperatury około 1220°C, następnie

dostarczany jest do prasy, gdzie podczas kucia w trzech wykrojach uzyskiwane są wymiary końcowe. Po kuciu odkuwka trafia do obcinarki, gdzie okrawana jest wypływka. W końcowym etapie odkuwka jest wprowadzana do kanału chłodzącego, w którym kształtuje się jej struktura ferrytyczno-perlityczna w warunkach przyspieszonego chłodzenia.

Na rys. 3a przedstawiono poglądowo układ stosowanych matryc. Rozkład temperatury materiału w matrycach, zmierzony w trakcie przerwy w procesie kucia, przedstawiono na rys. 3b. Analizując zdjęcie z kamery termowizyjnej można stwierdzić, że temperatura pierwszej matrycy wynosi około 150°C, drugiej – 250°C a trzeciej – 220°C.

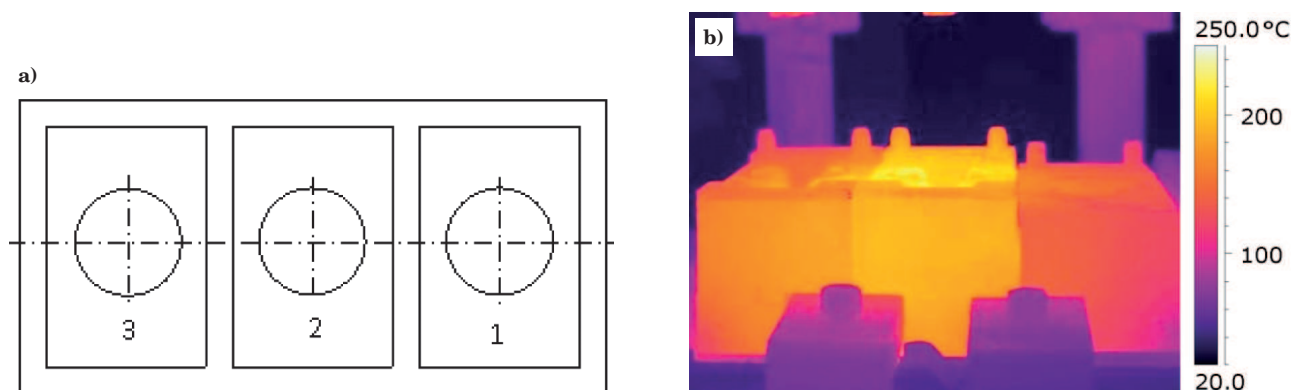
Analiza technologii kucia wybranej odkuwki pozwala stwierdzić, że pierwsza matryca odpowiada za podział materiału, tak aby w pozostałych wykrojach wypełnić „uszy”. W drugim wykroju, odkuwka uzyskuje zbliżone wymiary geometryczne do wymiarów końcowych. Trzeci wykroj odpowiada za otrzymanie właściwych wymiarów odkuwki, w tym wykroju występuje najmniejszy przerób plastyczny materiału.

W procesie technologicznym, po nagraniu, wsad dostarczany jest do prasy za pomocą podajnika. Rozkład temperatury na powierzchni wsadu przed rozpoczęciem procesu kucia przedstawiono na rys. 4, a rozkład temperatury wyznaczony wzdłuż linii „Li1” przedstawiono na rys. 5.

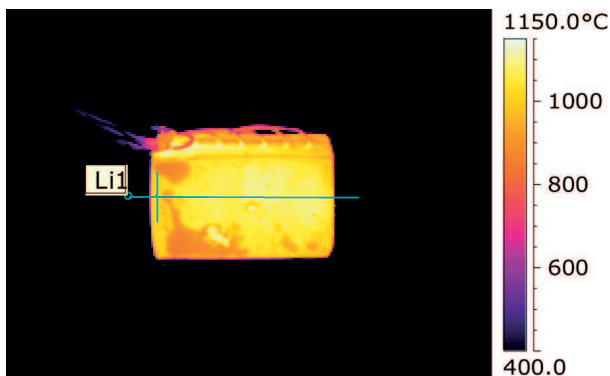


Rys. 2. Odkuwka – łącze Cardana

Fig. 2. Forging – Cardan joint

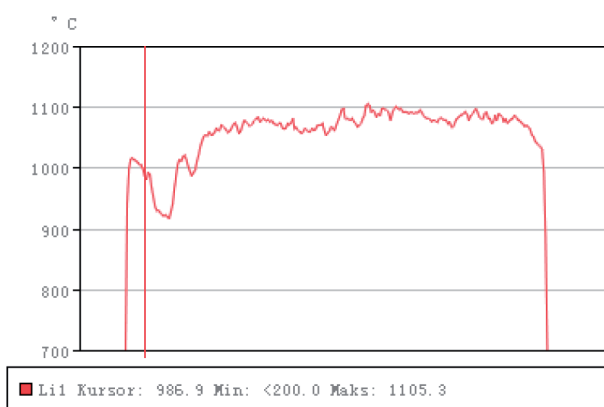


Rys. 3. Schemat wykroi wstępnych i końcowego (a) oraz termogram obrazujący rozkład temperatury w procesie kucia (b)
Fig. 3. Diagram of the contour and finishing impressions (a) and thermal image showing the distribution of temperature in the process of forging (b)



Rys. 4. Termogram obrazujący rozkład pola temperatury nagrzanego wsadu

Fig. 4. Thermogram showing the distribution of temperature field of the heated batch



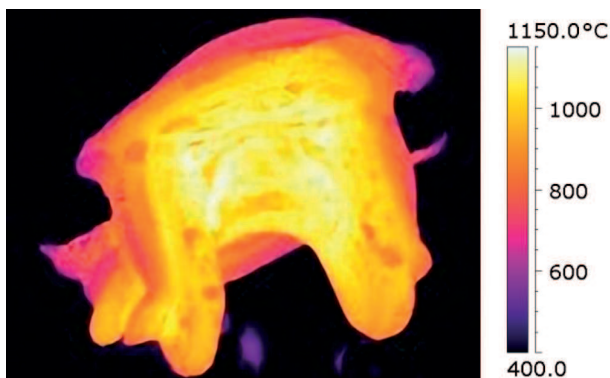
Rys. 5. Rozkład temperatury wzdłuż linii wskazanej na rys. 4

Fig. 5. Temperature distribution along the line indicated in Fig. 4

Przy wyznaczeniu temperatury wsadu zastosowano współczynnik emisyjności równy 0,88, który zastosowano również w symulacji numerycznej.

Obserwacja powierzchniowego rozkładu temperatury wskazuje, że temperatura wsadu po nagrzaniu i dostarczeniu do prasy wynosi około 1100 °C. Rzeczywista temperatura przy powierzchni wsadu może być nieco wyższa, ponieważ po nagrzaniu wsadu na powierzchni materiału występuje zgorzelina.

Po dostarczeniu wsadu do prasy realizowane jest kucie w trzech wykrojach. Rozkład temperatury na

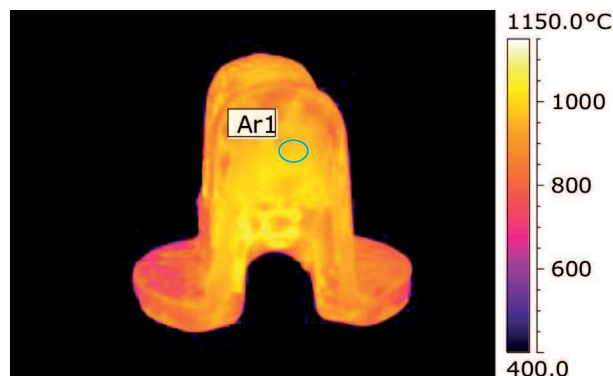


Rys. 6. Termogram obrazujący rozkład pola temperaturowego po kuciu w trzecim wykroju odkuwki

Fig. 6. Thermogram showing the distribution of temperature field for forgings after forging in the third die

powierzchni odkuwki po uzyskaniu końcowych wymiarów przedstawiono na rys. 6. Najwyższa temperatura powierzchni odkuwki po odkształceniu w trzecim wykroju wynosi około 1155 °C.

Po kuciu odkuwka trafia do prasy, gdzie następuje jej okrawanie. Po okrawaniu ponownie zmierzono temperaturę, a wynik pomiarów przedstawiono na rys. 7.



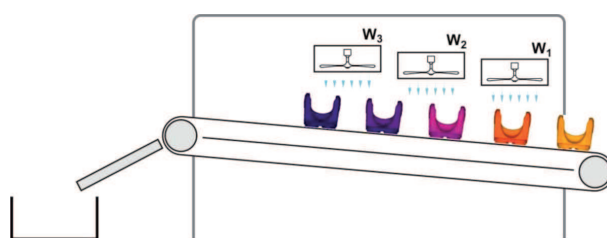
Rys. 7. Termogram obrazujący rozkład pola temperatury po okrawaniu odkuwki

Fig. 7. Thermogram showing the distribution of temperature field in the forgings after trimming

Zmierzona temperatura dla odkuwki w obszarze Ar1 wynosi 1015 °C. Temperatura ta wyznaczona została bezpośrednio przed rozpoczęciem przyspieszonego chłodzenia i jest jednym z parametrów wykorzystywanym podczas weryfikacji wyników symulacji.

3.1.2. Chłodzenie odkuwki

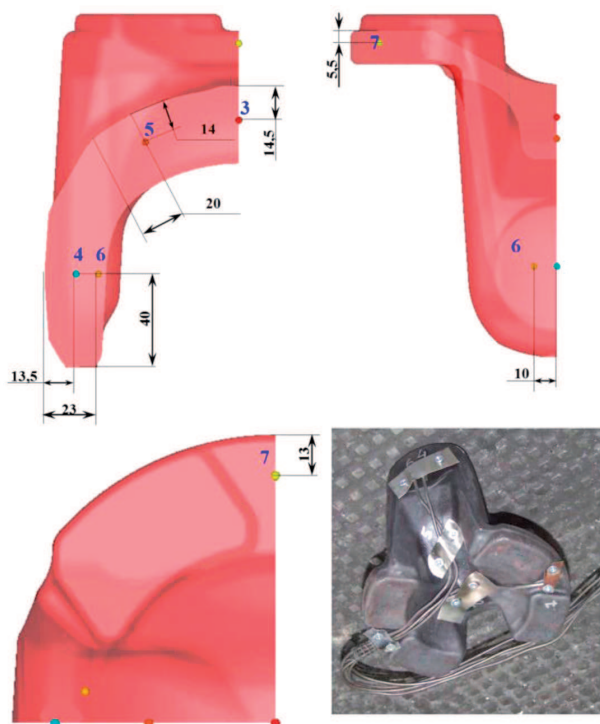
Po okrawaniu odkuwka dostarczana jest do układu chłodzącego (kanał chłodzący), gdzie poddawana jest obróbce BY. Czas przerwy pomiędzy kuciem a momentem rozpoczęcia chłodzenia w kanale chłodzącym wynosi około 20 s. Na rys. 8 pokazano widok kanału chłodzącego, który znajduje się tuż przy prasie, na której wykonywane jest okrawanie wyplýwki.



Rys. 8. Kanał chłodzący

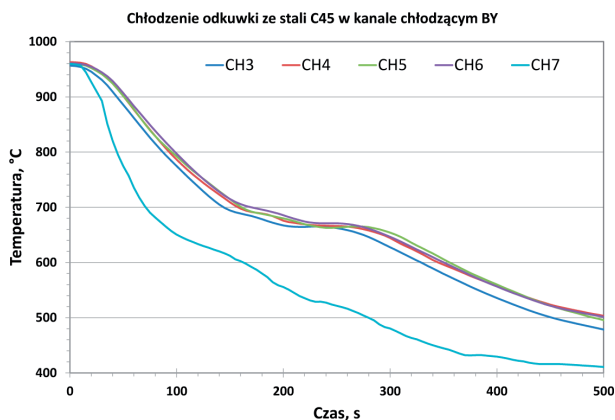
Fig. 8. Cooling channel

W procesie technologicznym odkuwka po okrawaniu trafia do kanału chłodzącego, gdzie przemieszcza się chłodzona strugą powietrzną uformowaną przez trzy wentylatory. W celu wyznaczenia współczynnika wymiany ciepła z otoczeniem, wykonano badania, w których wcześniej przygotowaną odkuwkę z termoparami schładzano w kanale chłodzącym po powtórnym nagrzaniu jej w piecu. Na rys. 9 pokazano odkuwkę wraz z umieszczonymi termoparami. Przebieg zmian temperatury zarejestrowany w trakcie tych badań przedstawiono na rys. 10. Szybkości chłodzenia wyznaczone z krzywych chłodzenia mieściły się w przedziale 2÷6 °C/s (w zakresie od 800 °C do temperatury rozpoczęcia przemiany perlitycznej).



Rys. 9. Miejsce pomiaru temperatury w odkuwce

Fig. 9. Location of temperature measurement points in the forging

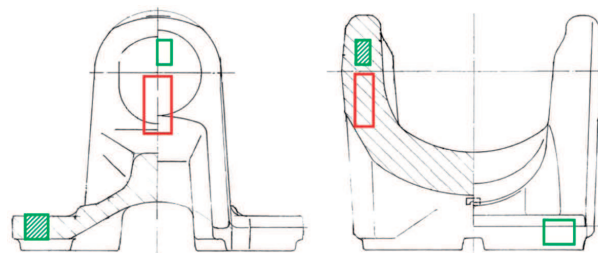


Rys. 10. Wyniki pomiaru zmian temperatury zarejestrowane podczas przyspieszonego chłodzenia

Fig. 10. Results of measurements of temperature changes during accelerated cooling

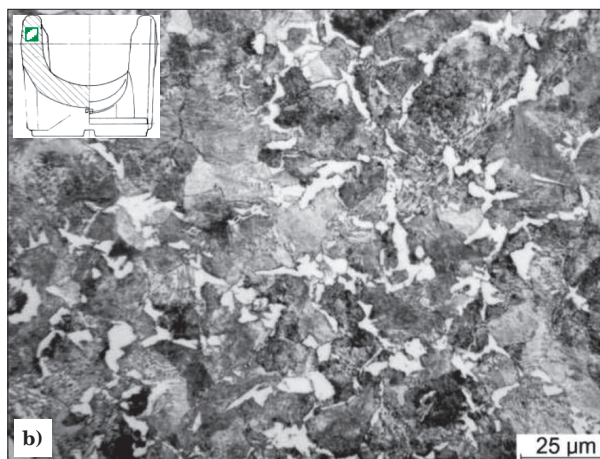
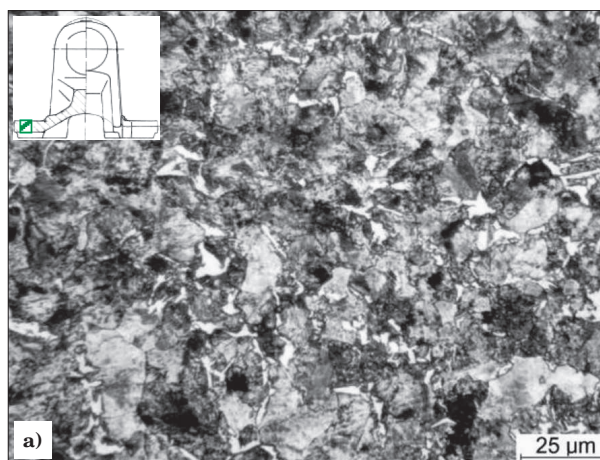
W celu weryfikacji poprawności opracowanych modeli w pracy wykonano badania metalograficzne, w tym pomiar ilościowy mikrostruktury (wielkość ziarna byłego austenitu i objętościowy udział ferrytu i perlitu) oraz badania wytrzymałościowe. Na rys. 11 przedstawiono miejsce pobrania próbek wytrzymałościowych (czerwona strefa) oraz do badań metalograficznych (zielona strefa).

Na rys. 12 pokazano przykładową strukturę otrzymaną dla „podstawy” i „ucha” odkuwki. W tych miejscach wyznaczono udziały objętościowe ferrytu i perlitu, które wynoszą: 10%F+90%P oraz 18%F+82%P. Na rys. 13 i rys. 14 przedstawiono wyniki pomiarów składników struktury oraz pomiarów mikrotwardości uzyskanych dla miejsca oznaczonego jako „ucho” po zastosowaniu opisanej obróbki BY. Ze względu na wymiary odkuwki



Rys. 11. Miejsce pobrania próbek do badań wytrzymałości (czerwona ramka) oraz prowadzonych badań strukturalnych (zielona ramka, kreskowana płaszczyzna obserwacji)

Fig. 11. Location of samples taken for tensile tests (red frame) and conducted structural studies (green frame, dashed plane of observation)

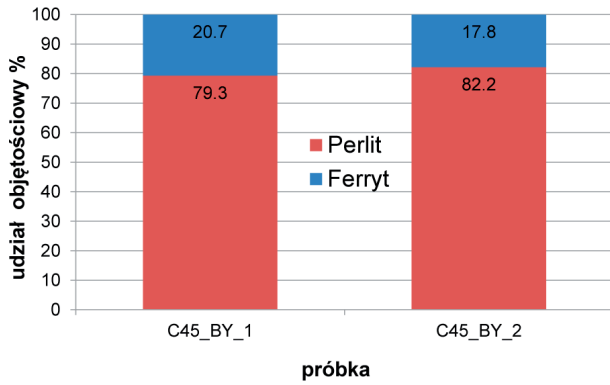


Rys. 12. Przykładowa struktura otrzymana po chłodzeniu odkuwki w kanale chłodzącym: w podstawie (a) i w uchu (b)

Fig. 12. Example of structure in the forgings obtained after cooling in the cooling channel in the base (a) and in the yoke (b)

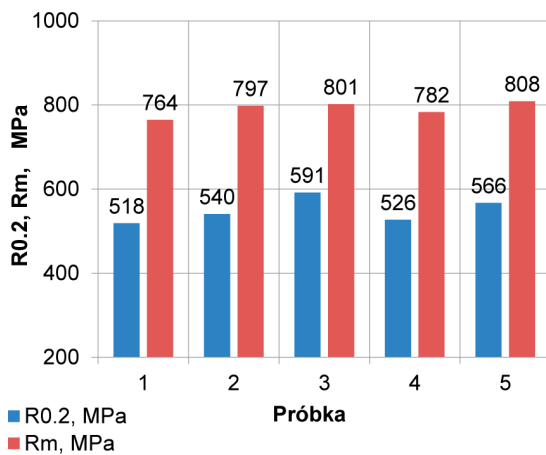
nie było możliwe wykonanie standardowej próbki wytrzymałościowej. Zastosowano zatem próbkę o małych wymiarach i z każdej odkuwki wykonano po trzy próbki, ze względu na możliwość wystąpienia problemu z ich zrywaniem.

Opracowana na podstawie wykonanych badań technologia kucia odkuwek matrycowych daje pożądane właściwości mechaniczne wyrobu. Wytrzymałość na rozciąganie mieści się w wymaganym zakresie od 750 MPa do 850 MPa.



Rys. 13. Udział objętościowy składników struktury po chłodzeniu odkuwki w kanale chłodzącym

Fig. 13. Volume fraction of structural constituents in forgings after cooling in a cooling channel



Rys. 14. Właściwości wytrzymałościowe odkuwek

Fig. 14. Strength properties of forgings

3.2. BADANIA PLASTOMETRYCZNE

Badania plastometryczne wykonano w celu wyznaczenia oporu plastycznego materiału oraz przewidywania rozwoju mikrostruktury w relacji do zmian parametrów kucia matrycowego. Warunki tych badań zaprojektowano w oparciu o wyniki prób przemysłowych i o wstępne symulacje numeryczne. W badaniach plastometrycznych określono kinetykę rozrostu ziarna austenitu podczas nagrzewania oraz zmiany struktury austenitu podczas przeróbki plastycznej.

Do przewidywania kinetyki rozrostu ziarna austenitu w trakcie nagrzewania wykorzystano zależność [12]:

$$d_{roz}^{8,29} = d_0^{8,29} + 2,06 \cdot 10^{42} \exp\left(-\frac{740324}{RT}\right) \text{ dla } T \leq 1423 \text{ K} \quad (3.1)$$

$$d_{roz}^{7,43} = d_0^{7,43} + 1,51 \cdot 10^{28} \exp\left(-\frac{450169}{RT}\right) \text{ dla } T > 1423 \text{ K}$$

gdzie

d, d_0 – aktualna i początkowa wielkość ziarna austenitu,

t – czas,

T – temperatura.

Do matematycznego opisu oporu plastycznego σ_p materiału wykorzystano zmodyfikowany model Tegarta-Sellarsa [13, 14] w postaci:

$$\sigma_p = \sigma_0 + (\sigma_{sse} - \sigma_0) \left[1 - \exp\left(-\frac{\epsilon}{\epsilon_r}\right)\right]^{1/2} - (\sigma_{sse} - \sigma_{ss}) X_{dyn} \quad (3.2)$$

gdzie:

$$\sigma_0 = \frac{1}{3,04 \cdot 10^{-3}} \sinh^{-1}\left(\frac{Z}{1,23 \cdot 10^7}\right)^{\frac{1}{0,133}}$$

$$\sigma_{ss} = \frac{1}{3,29 \cdot 10^{-3}} \sinh^{-1}\left(\frac{Z}{1,60 \cdot 10^{18}}\right)^{\frac{1}{6,69}}$$

$$\sigma_{sse} = \frac{1}{5,41 \cdot 10^{-3}} \sinh^{-1}\left(\frac{Z}{1,66 \cdot 10^{16}}\right)^{\frac{1}{6,98}}$$

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q_{def}}{RT}\right)$$

$$\epsilon_r = \frac{1}{3,23} (0,69 + 6,66 \cdot 10^{-6} \sigma_{sse}^2)$$

$$X_{dyn} = 1 - \exp\left[-1,67 \left(\frac{\epsilon - \epsilon_c}{\epsilon_s - \epsilon_c}\right)^{1,63}\right]$$

$$\epsilon_c = 0,88 \epsilon_m, \quad \epsilon_s = 5,27 \cdot 10^{-6} d_0^{1,48} Z^{0,198},$$

$$\epsilon_m = 6,98 d_0^{0,80} Z^{0,188}$$

gdzie

σ_0 – bazowa wartość naprężenia uplastyczniającego, granica plastyczności,

σ_{ss} – maksymalna wartość naprężenia przy braku rekrytalizacji dynamicznej,

σ_{sse} – wartość naprężenia dla stanu ustalonego,

Z – parametr Zenera-Hollomona,

X – ułamek rekrytalizacji,

– intensywność odkształcenia,

ϵ_c – odkształcenie krytyczne do inicjacji rekrytalizacji dynamicznej,

ϵ_m – odkształcenie odpowiadające maksymalnej wartości naprężenia uplastyczniającego,

ϵ_s – odkształcenie, po którym osiągnięty jest stan stacjonarny,

$\dot{\epsilon}$ – prędkość odkształcenia,

R – stała gazowa.

Po zajściu rekrytalizacji dynamicznej w strukturze powstają nowe ziarna, których średnią wielkość d_{dyn} można wyznaczyć za pomocą zależności [15]:

$$d_{dyn} = 7676 Z^{0,214} \quad (3.3)$$

Podczas odkształcania materiału nie zawsze osiągnięty jest stan stacjonarny (pełna rekrytalizacja dynamiczna). Przyjmuje się wtedy, że w strukturze występuje „mieszane ziarno” (zrekrytalizowane z początkowym). Wielkość ziarna austenitu d w tym przypadku można wyznaczyć z zależności [16]:

$$d = X_{dyn}^{4/3} d_{rec}^{dyn} + (1 - X_{dyn})^2 d_0 \quad (3.4)$$

Po odkształceniu materiału zachodzą kolejne zmiany strukturalne, do których zalicza się rekrytalizację statyczną i metadynamiczną. Do opisanie kinetyki tych procesów stosuje się wzór Johnsona-Mehla-Avramiego-Kolmogorova (JMAK) [17–19] w postaci:

$$X_{st} = 1 - \exp\left(-\ln(2) \left[\frac{t}{t_{0,5}^{st}}\right]^{0,86}\right)$$

$$t_{0,5}^{st} = 2,199 \cdot 10^{-16} \epsilon^{-1,0784} \dot{\epsilon}^{-0,4204} d_0^{3,5972} \exp\left(\frac{18600}{RT}\right) \quad (3.5)$$

$$X_{md} = 1 - \exp\left(-\ln(0,5)\left[\frac{t}{t_{0,5}^{md}}\right]^{0,93}\right)$$

$$t_{0,5}^{md} = 4,1665 \cdot 10^{-4} Z^{-0,5088} \exp\left(\frac{210898,07}{RT}\right)$$

gdzie

$t_{0,5}$ – okres połówkowy, w którym uzyskuje się 50% ułamka zrekrystalizowanego.

Po zejściu pełnej rekrytalizacji statycznej lub meta-dynamicznej wielkość ziarna austenitu d_{rec} wyznacza-na jest z zależności:

$$d_{rec}^{st} = 28,713\epsilon^{-0,3} \dot{\epsilon}^{-0,0796} d_0^{0,1746} \exp\left(-\frac{6445,95}{RT}\right) \quad (3.6)$$

$$d_{rec}^{md} = 3341,33Z^{-0,2146}$$

Po zejściu pełnej rekrytalizacji statycznej lub meta-dynamicznej ziarno rozrasta się według zależności:

$$d^5 = d_0^5 + 2,5837 \cdot 10^{19} \exp\left(-\frac{302085,87}{RT}\right)t \quad (3.7)$$

W celu uwzględnienia kumulacji odkształcenia w kolejnych krokach odkształcenia wykorzystuje się zależność:

$$\epsilon_r^i = (\epsilon_r^{i-1} + \epsilon^i)(1 - X_{st}^i) \quad (3.8)$$

gdzie

i – krok odkształcenia,

ϵ_r^{i-1} – odkształcenie uzyskane w poprzednim kroku odkształcenia ($i = 1 - \epsilon_r^{i-1} = 0$),

ϵ^i – bieżące odkształcenie,

X_{st}^i – ułamek rekrytalizacji.

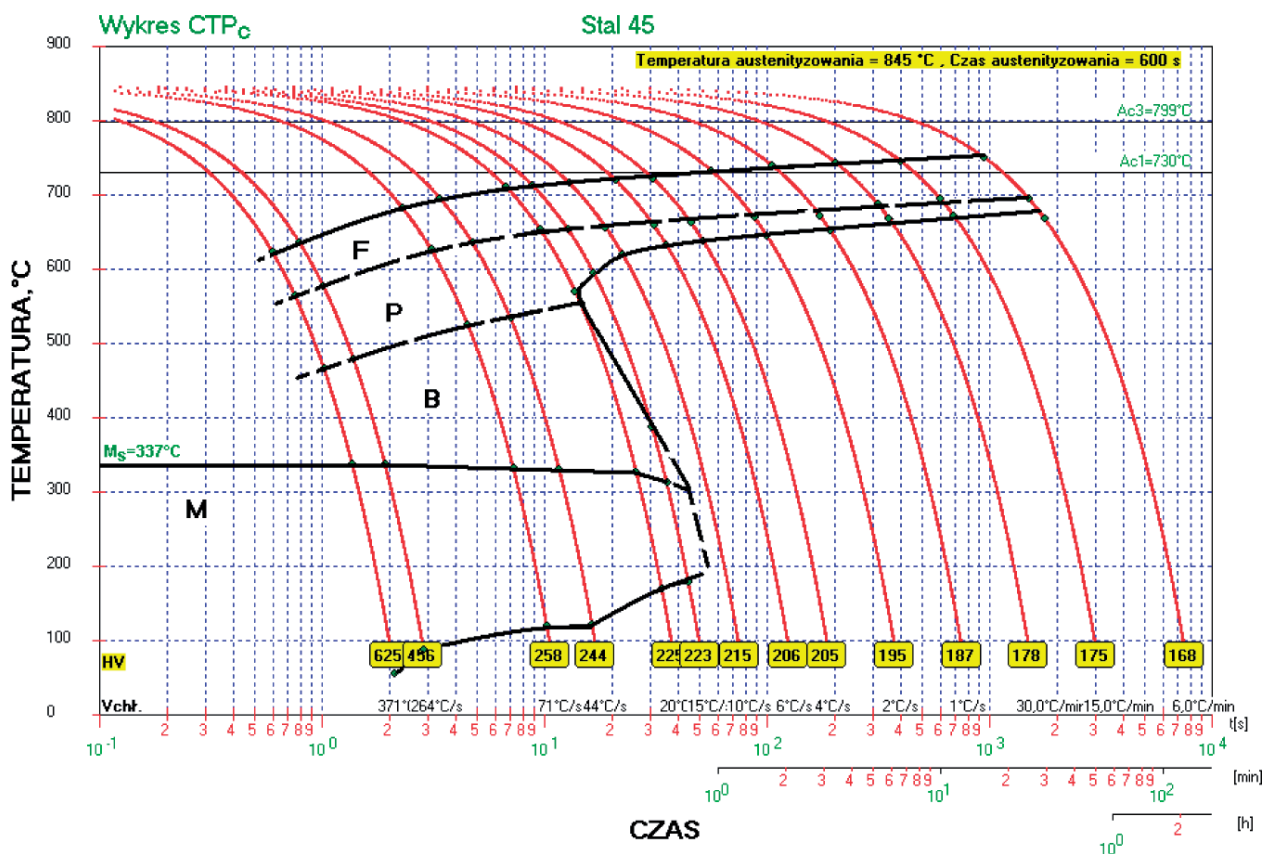
3.3. BADANIA DYLATOMETRYCZNE

Model przemian fazowych opracowano w oparciu o przeprowadzone badania dylatometryczne. Celem badań było oszacowanie wpływu struktury początkowej (stanu odkształcenia i wielkości ziarna) na kinetykę przemian fazowych. Zaplanowano i wykonano badania dla czterech stanów struktury. Warianty przeprowadzonych badań obejmowały testy bez odkształcenia oraz z odkształceniami oraz ze zmiennymi parametrami odkształcenia tak, aby zróżnicować wielkości ziarna austenitu.

Opracowany wykres CTP_c dla stali C45 bez odkształcenia przedstawiono na rys. 15.

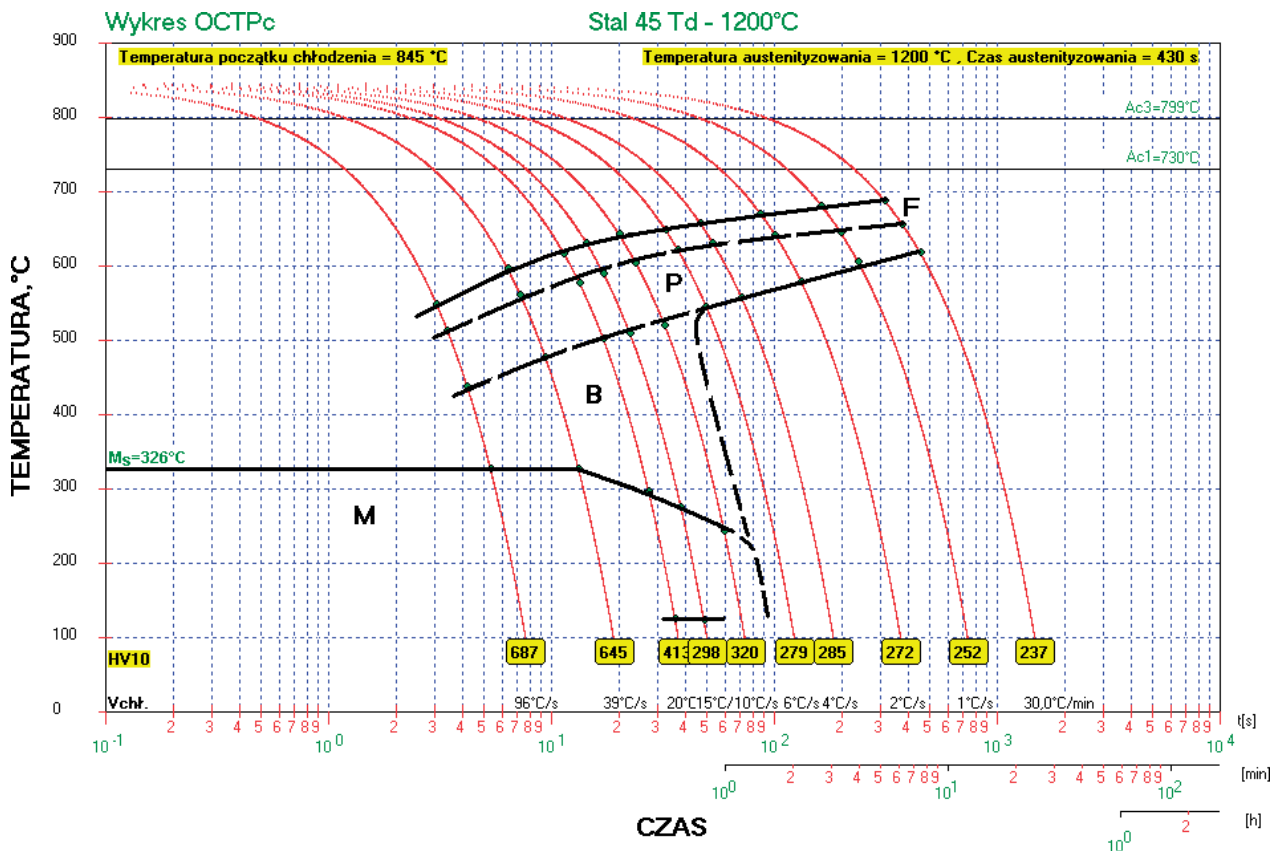
Niejednorodny rozkład temperatury, odkształcenia i prędkości odkształcenia w procesie termomechanicznego kucia prowadzi do niejednorodnej struktury w kształtowanym materiale. W celu uwzględnienia niejednorodnego rozkładu opracowano trzy wykresy OCTP_c (Rys. 16–18), w których różne wielkości ziarna austenitu uzyskano w wyniku odkształcenia w różnych temperaturach: 1200, 1000 i 900°C.

Analizując wyniki pomiarów mikrotwardości podane na wykresach CTP_c zauważono nieliniowy wpływ wielkości ziarna na właściwości mechaniczne. Dla szybkości chłodzenia 2÷6°C/s obserwuje się minimum twardości dla wielkości ziarna 52 μm (Rys. 19). Natomiast dla wyższych szybkości chłodzenia, powyżej 10 °C/s, twardość materiału wzrasta ze zwiększeniem wielkości ziarna austenitu. W trakcie badań przemysłowych stwierdzono, że realne szybkości chłodzenia odkuwki wynoszą 2÷6°C/s, dlatego dla otrzymania wyższych właściwości mechanicznych podwyższano wielkości



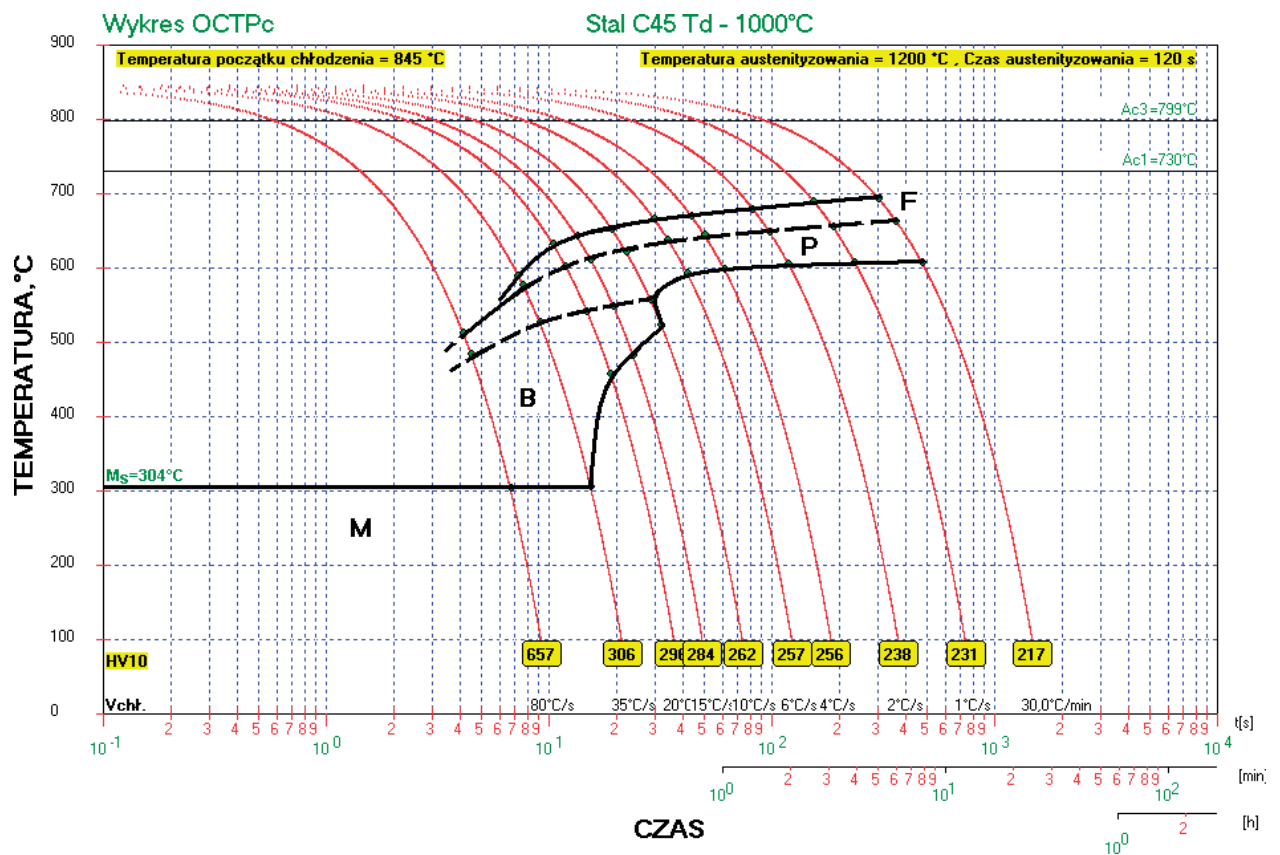
Rys. 15. Wykres CTP_c dla stali C45 dla temperatury austenizowania 845°C

Fig. 15. CCT diagram of the C45 steel for the austenitizing temperature of 845°C



Rys. 16. Wykres CTP_c stali C45 dla temperatury odkształcania 1200°C

Fig. 16. CCT diagram of the C45 steel for the temperature of deformation of 1200°C



Rys. 17. Wykres CTP_c stali C45 dla temperatury odkształcania 1000°C

Fig. 17. CCT diagram of the C45 steel for the temperature of deformation of 1000°C

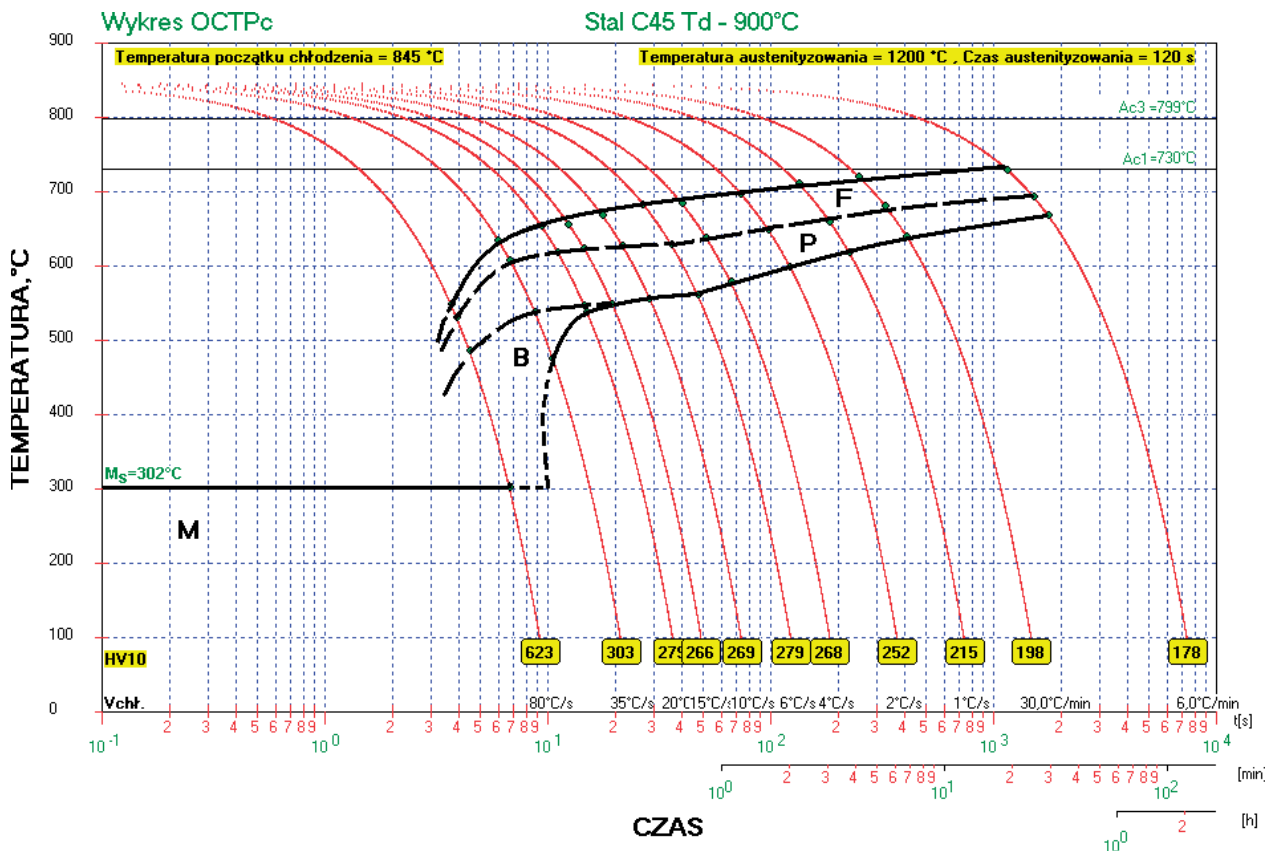
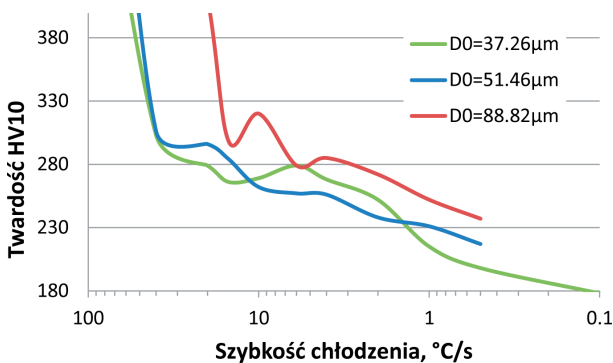
Rys. 18. Wykres CTP_c stali C45 dla temperatury odkształcania 900°C

Fig. 18. CCT diagram of the C45 steel for the temperature of deformation of 900°C

ziarna austenitu poprzez podniesienie temperatury kucia. Takie podejście również ułatwia kształtowanie odkuwki, ponieważ w wyższych temperaturach materiał wykazuje mniejsze opory, co ułatwia wypełnianie wykoju oraz zmniejsza zużycie matrycy.

W ramach pracy opracowano model przemian fazowej dla stanu nieodkształconego i stanu po odkształceniu z uwzględnieniem różnej wielkości ziarna austenitu. Do opracowania tego modelu wykorzystano zmodyfikowany model Victora Li [20]:

$$X = \int_0^X dx = \int_0^t \frac{dX}{dt} dt = \int_0^t \frac{\Delta T^n 2^{(kG)} \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) X^{\lambda(1-X)} (1-X)^{\lambda X}}{\sum_{j=1}^m a_j C_j} dt \quad (3.9)$$



Rys. 19. Wpływ wielkości ziarna austenitu i szybkości chłodzenia na twardość HV10 uzyskaną w badaniach dylatometrycznych

Fig. 19. Effect of austenite grain size and cooling rate on microhardness obtained in dilatometer tests

gdzie:

X – ułamek przemiany fazowej dla faz: ferrytycznej, perlitycznej, bainitycznej i martenzytycznej,

Q – energia aktywacji,

a_j – współczynniki charakteryzujące wpływ pierwiastków stopowych

C_j, n, k, λ – współczynniki modelu.

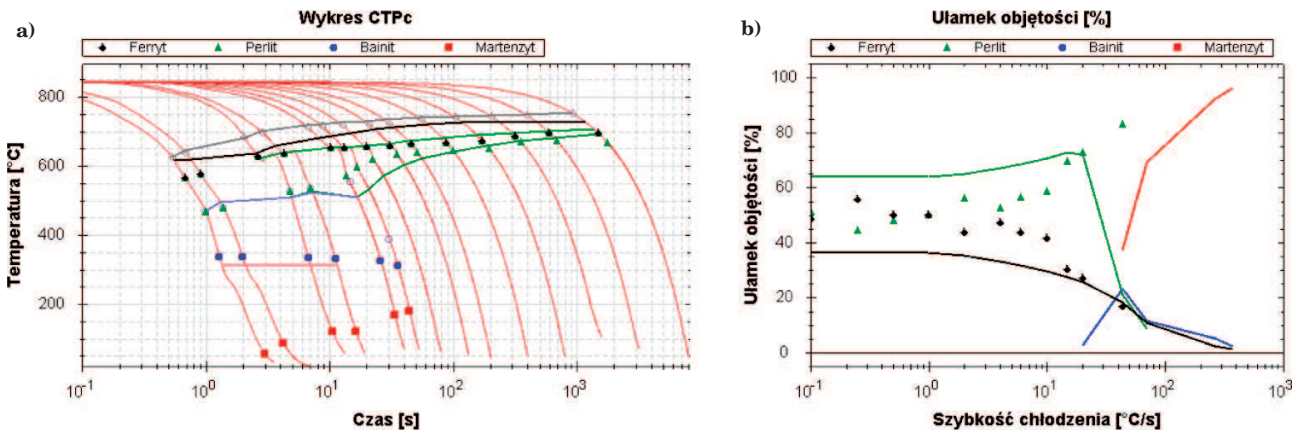
Na rys. 20a przedstawiono wyniki obliczeń za pomocą opracowanego modelu przemian fazowych dla stali C45 w stanie nieodkształconym, dla temperatury austenitowania 845°C. Porównując wyniki dopasowania temperatur początku i końca przemian fazowych można stwierdzić, że opracowany model dobrze przewiduje zachowanie się stali C45 o wielkości ziarna austenitu 21,36 µm. Wyznaczone współczynniki dla modelu przemian fazowych zamieszczono w tabeli 2. Model ten jest niezbędny do wyznaczenia współczynnika wymiany ciepła z otoczeniem w warunkach przemysłowych.

Docelowym modelem w pracy jest model przemian fazowych dla stanu odkształconego w różnych temperaturach. Na rys. 21 przedstawiono dopasowanie modelu do danych doświadczalnych. Optymalizowane współczynniki modelu podano w tabeli 2.

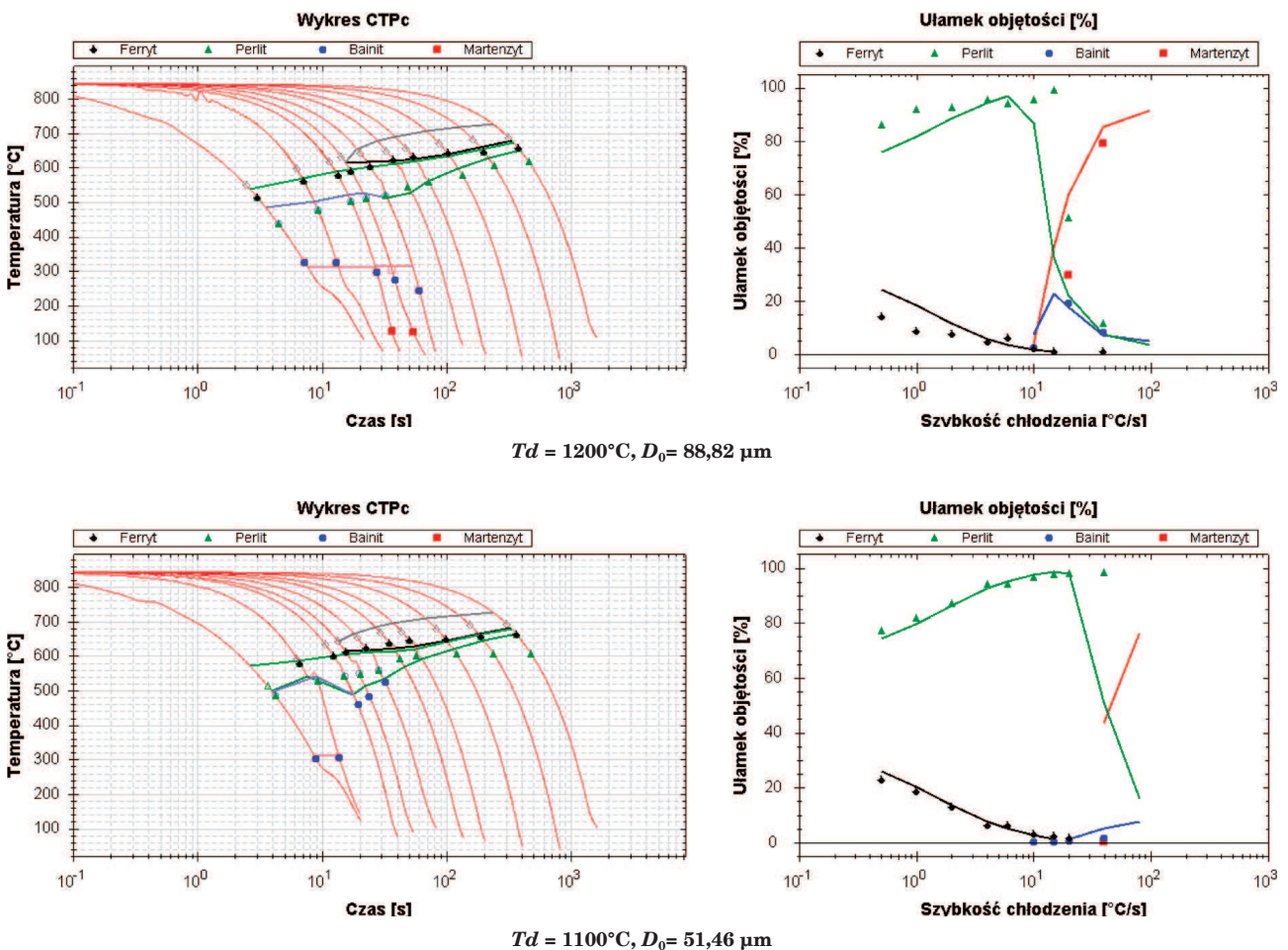
Opracowany model dobrze przewiduje temperatury przemian fazowych dla różnych szybkości chłodzenia z uwzględnieniem wpływu wielkości ziarna austenitu. Model również dobrze przewiduje udziały poszczególnych składników struktury. Jedynie w przypadku przemiany ferrytycznej, dla dużego ziarna, model nieznacznie zawyża temperaturę rozpoczęcia przemiany ferrytycznej, co powoduje zawyżenie wyników obliczeń udziału tego składnika struktury.

Tabela 2. Współczynniki modelu przemian fazowych wyznaczonych dla stali C45
 Table 2. Coefficients of phase transitions model determined for steel C45

Stan wejściowej struktury	Feryt			Perlite			Bainit		
	k	λ	Q	k	λ	Q	k	λ	Q
Bez odkształcenia	0,280	0,503	23 490	0,852	0,584	24 917	0,166	0,310	24 034
Po odkształceniu	0,121	0,350	29 195	0,424	0,702	19 043	0,237	0,281	26 878

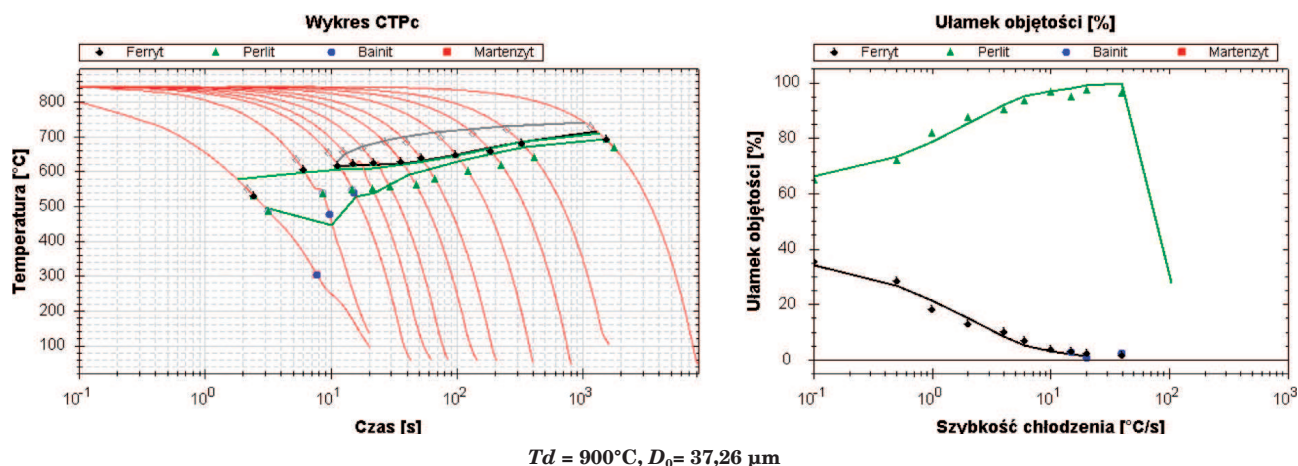


Rys. 20. Przewidywanie wykresu CTPc zgodnie z opracowanym modelem przemian fazowych (a) dla stali C45 w stanie nieodkształconym dla temperatury austenitizowania 845°C i przewidywanie udziału faz dla różnych szybkości chłodzenia (b)
 Fig. 20. Prediction of CCT diagram with the developed model of phase transformation (a) for the C45 steel in an undeformed state at the austenitizing temperature of 845°C and prediction of phase fractions at different cooling rates (b)



Rys. 21. Porównanie temperatur przemiany fazowej i udziałów obliczonych z wykorzystaniem modelu (linie) z danymi uzyskanymi w badaniach dylatometrycznych (punkty) dla stali C45 po zastosowaniu odkształcenia w temperaturach: 1200, 1000

Fig. 21. Comparison of phase transformation temperatures and fractions calculated with the use of the model (lines) with data obtained from dilatometer tests (points) for the C45 steel after deformation at temperatures of 1200, 1000



Rys. 21 cd. Porównanie temperatur przemiany fazowej i ułamków obliczonych z wykorzystaniem modelu (linie) z danymi uzyskanymi w badaniach dylatometrycznych (punkty) dla stali C45 po zastosowaniu odkształcenia w temperaturach: 900°C
 Fig. 21 cont. Comparison of phase transformation temperatures and fractions calculated with the use of the model (lines) with data obtained from dilatometer tests (points) for the C45 steel after deformation at 900°C

4. MODELOWANIE PROCESU KUCIA TERMOMECHANICZNEGO

Modelowanie procesu kucia w ramach pracy zostało zrealizowane za pomocą komercyjnego programu FORGE [21] firmy Transvalor. Symulację procesu przyspieszonego chłodzenia wykonano za pomocą programu TermoMechForge3D, opracowanego przez prof. Milenina [22].

4.1. SYMULACJA PROCESU KUCIA

W symulacji numerycznej modelowano technologię kucia odkuwki w trzech wykrojach. Warunki początkowe i brzegowe zostały wyznaczone w badaniach przemysłowych. Wyniki symulacji rozkładów pola odkształcenia przedstawiono na rys. 22.

W wyniku dużego odkształcenia w pierwszym i drugim wykroju zostaje rozdrobnione ziarno austenitu na wskutek zajścia rekrytalizacji dynamicznej. Małe odkształcenia w trzecim wykroju nie powodują zmian struktury powstającej w poprzedzających wykrojach. Na rys. 22 przedstawiono rozkład wielkości ziarna austenitu obliczony po kuciu w kolejnych wykrojach. Porównanie wielkości ziarna austenitu przewidywanego modelem w symulacji numerycznej z wartościami zmierzonymi w badaniach doświadczalnych pokazano na rys. 23.

Porównując wyniki symulacji z danymi uzyskanymi w doświadczeniach przemysłowych można stwierdzić bardzo dobrą zgodność zarówno w przewidywaniu wielkości ziarna austenitu jak i temperatury odkuwki (1020°C w porównaniu do zmierzonej 1015°C).

4.2. SYMULACJA PROCESU PRZYSPIESZONEGO CHŁODZENIA

W celu modelowania procesu przyspieszonego chłodzenia należało określić warunki brzegowe panujące w kanale chłodzącym. Wyznaczenie współczynnika wymiany ciepła z otoczeniem nie jest możliwe bezpośrednio po kuciu, ponieważ zamknięty układ chłodzenia uniemożliwiał rejestrację zmian temperatury na powierzchni odkuwki za pomocą kamery termowizyjnej.

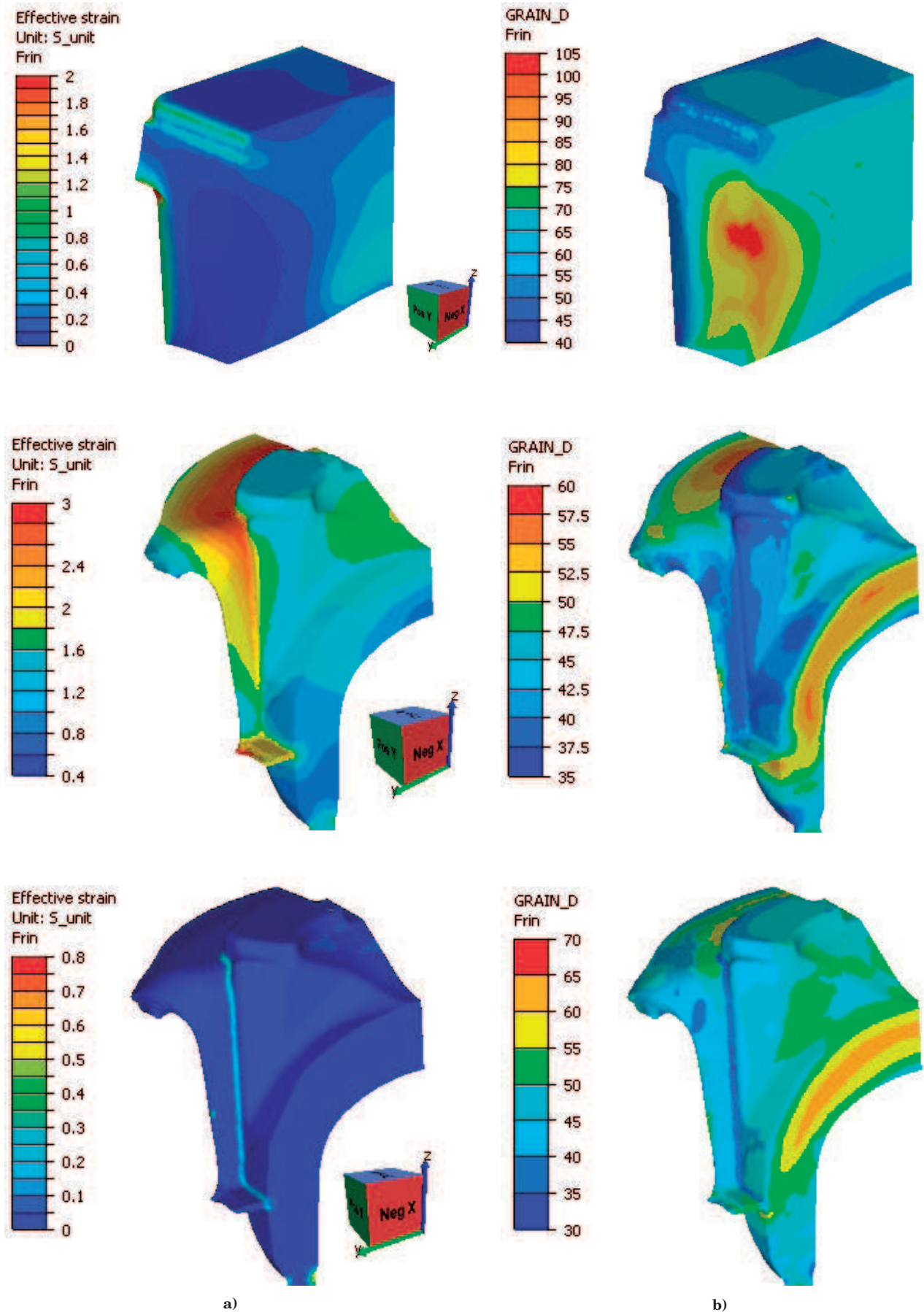
Zamocowanie termopar we wsadzie i przeprowadzenie rejestracji zmian temperatury przez cały proces technologiczny nie jest możliwe. Zastosowano zatem podejście, w którym wykorzystano wstępnie ukształtowaną odkuwkę, w której umieszczono termopary. Ponownie nagrzaną odkuwkę schłodzono w kanale chłodzącym, a wynik z rejestracji zmian temperatury wykorzystano do wyznaczenia warunków brzegowych. Podczas wyznaczenia warunków brzegowych zastosowano opracowany model przemian dla stanu bez odkształcenia, w celu uwzględnienia wpływu stanu struktury na kinetykę przemian fazowych.

4.2.1. Wyznaczanie warunków brzegowych

Prawidłowe przewidywanie struktury i właściwości mechanicznych wymaga określenia warunków początkowych i brzegowych. Warunkami początkowymi w badaniach dla wyznaczenia warunków brzegowych są: rozkład temperatury i wielkość ziarna austenitu uzyskany po nagrzewaniu. W obliczeniach zadano warunek brzegowy w postaci współczynnika wymiany ciepła z otoczeniem w funkcji czasu. W symulacji numerycznej dobrano współczynniki wymiany ciepła z otoczeniem tak, aby uzyskać zadawalający przebieg zmian temperatury w trakcie przyspieszonego chłodzenia testowej odkuwki (Rys. 24).

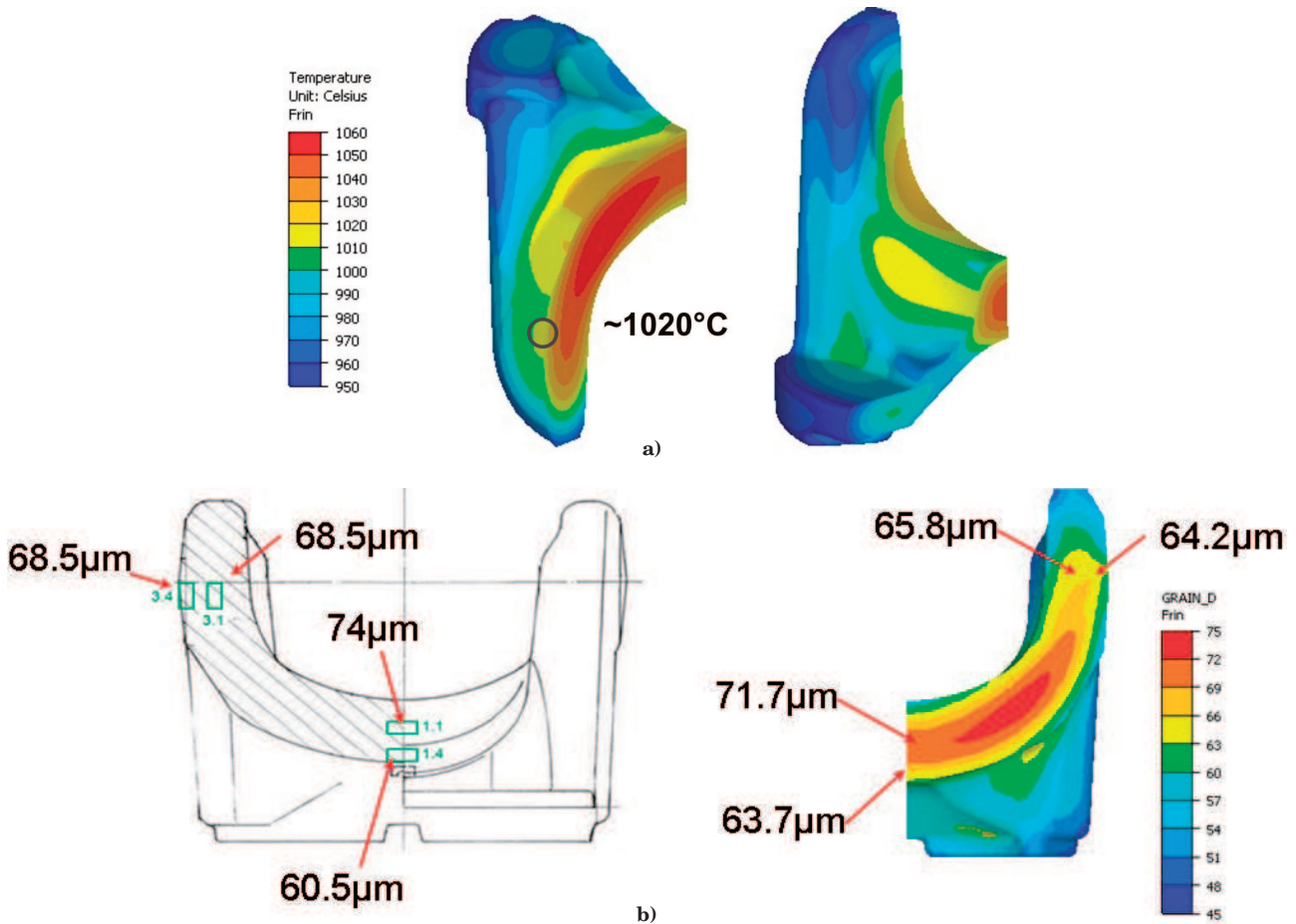
Po wstępnych symulacjach i analizie procesu stwierdzono, że spód odkuwki w początkowym etapie szybciej traci temperaturę. Jest to związane z położeniem odkuwki na zimny transporter, który szybciej odbiera ciepło niż chłodzenie powietrzem od wentylatorów z góry. Po określonym czasie intensywność odbioru ciepła od dołu odkuwki maleje. Wprowadzenie do symulacji dwóch warunków brzegowych pozwoliło uzyskać zadawalający przebieg zmiany temperatury w odkuwce, po zastosowaniu współczynników wymiany ciepła z otoczeniem w funkcji czasu, przedstawionych na rys. 25.

Symulacja procesu chłodzenia bez uwzględnienia przemian fazowych nie odzwierciedla rzeczywistego przebiegu chłodzenia w odkuwce i ma wpływ na przewidywanie końcowej struktury materiału, dlatego w pracy uwzględniono wpływ rekalescencji.



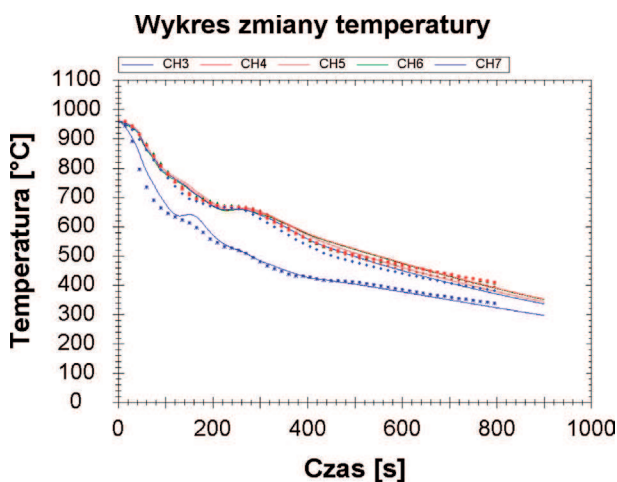
Rys. 22. Obliczone rozkłady parametrów po kuciu odkuwki w trzech wykojach: wartość odkształcenia (a) i wielkość ziarna austenitu (b)

Fig. 22. Calculated distributions of parameters after forging in three blanks: value of strain (a) and austenite grain size (b)



Rys. 23. Rozkład pola temperatury (a) i wielkości ziarna austenitu (b) uzyskany przed rozpoczęciem przyspieszonego chłodzenia

Fig 23. Distribution of temperature field (a) and austenite grain size (b) obtained before the start of accelerated cooling

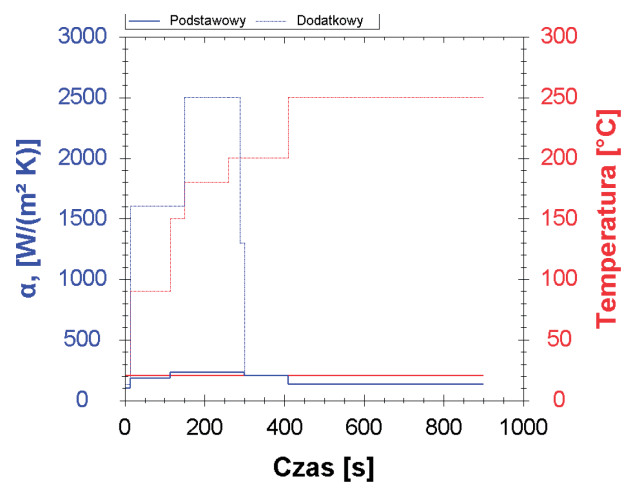


Rys. 24. Zmiany temperatury podczas przyspieszonego chłodzenia odkówek w miejscu montażu termoelementu, jak pokazano na rys. 9 (symbole – pomiar; linia – obliczenie)

Fig. 24. Result of cooling curve measurement at the location of thermocouple indicated in Fig. 9 (symbols – results of the measurement, line – result of calculations)

4.2.2. Symulacja wymuszonego chłodzenia odkuwki

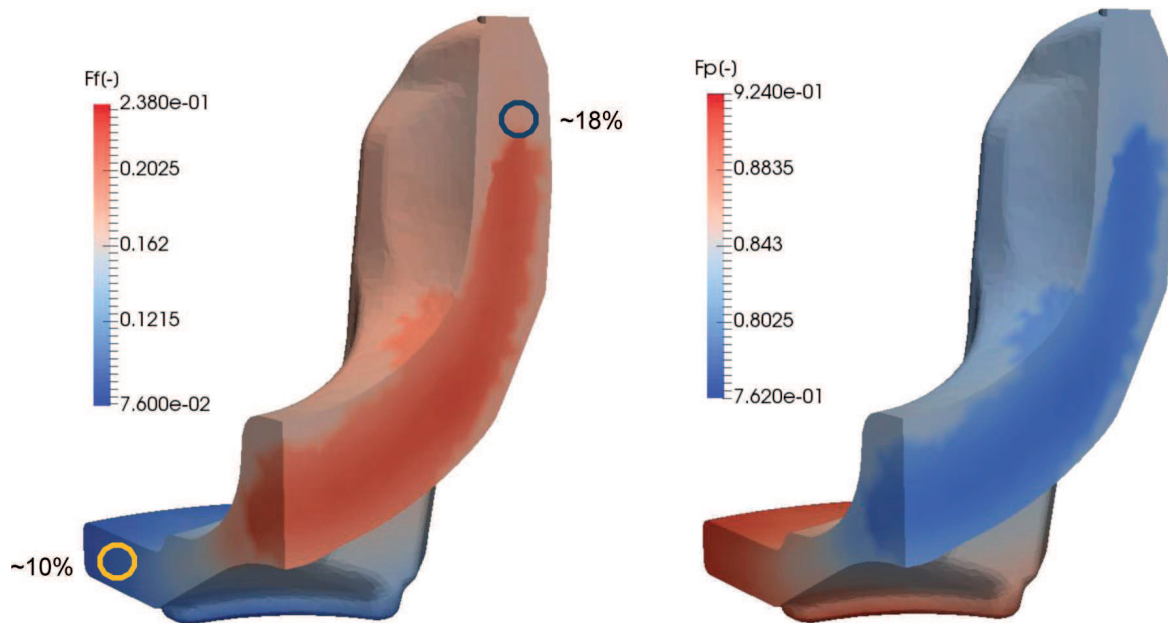
Po pełnym zdefiniowaniu symulacji numerycznej (warunki brzegowe i początkowe oraz model przemian fazowych dla stanu odkształconego) możliwa jest sy-



Rys. 25. Zmiana współczynnika wymiany ciepła z otoczeniem

Fig. 25. Variation of heat exchange coefficient with the environment

mulacja obróbki BY w kanale chłodzącym. Na rys. 26 przedstawiono wynik symulacji uzyskany dla składników struktury (ferrytu i perlitu). Porównując wynik symulacji z wyznaczonym udziałem składników struktury w badaniach strukturalnych stwierdzono dobrą



Rys. 26. Udział składników struktury uzyskany w symulacji przyspieszonego chłodzenia: ferrytu (a) i perlitu (b)

Fig. 26. Fraction of microstructure constituents obtained in the simulation of accelerated cooling: ferrite (a) and pearlite (b)

zgodność. W oparciu o udziały fazowe została obliczona wartość wytrzymałości na rozciąganie R_m za pomocą modelu [23]:

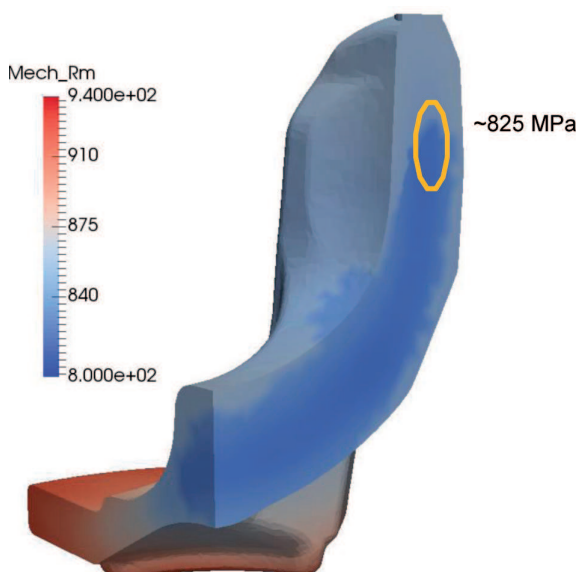
$$D_\alpha = [7,05 - 8,37C - 1,63Mn + 8,5V - 20N]D_\gamma^{0,2}C_r^{-0,25}$$

$$S_0 = 0,13 + 1,027C - 1,93C^2 - 0,1107Mn + 0,0305C_r^{-0,52}$$

$$R_m = F_F^V [20 + 2440N^{0,5} + 18,5D_\alpha^{-0,5}] + 750(1 - F_F^V) + 3(1 - F_F^{V0,5})S_0^{-0,5} + 92,5Si \quad (4.1)$$

gdzie:

D_α, D_γ – średnia wielkość ziarna ferrytu, austenitu,
 C_r – szybkość chłodzenia pomiędzy 900 a 500°C,
 S_0 – odległość między płytkami cementytu,
 F_F^V – ułamek przemiany objętościowej.



Rys. 27. Rozkład wytrzymałości na rozciąganie

Fig. 27. Distribution of tensile strength

Porównując wyniki symulacji z danymi doświadczalnymi stwierdzono, że model dobrze przewiduje wartości wytrzymałości na rozciąganie otrzymane z prób wytrzymałościowych. Analizując wyniki obliczeń widać, że ze względu na warunki chłodzenia w podstawie uzyskano wyraźnie mniejszy udział ferrytu, co przełożyło się bezpośrednio na wysokie właściwości mechaniczne gotowego wyrobu w tej części odkuwki. Wynik ten został pośrednio potwierdzony w badaniach metalograficznych (udział ferrytu wynosi około 10%) oraz podczas mechanicznej obróbki skrawaniem, która w tej części odkuwki była utrudniona.

5. PODSUMOWANIE I Dyskusja WYNIKÓW

W ramach pracy został opracowany kompleksowy model materiałowy dla stali C45, obejmujący modele cząstkowe: reologiczny, rozwoju mikrostruktury austenitu w procesie kucia i przemian fazowych. W celu opracowania modelu wykonano badania własne, które obejmowały: badania plastometryczne, badania dylatometryczne, badania metalograficzne, badania wytrzymałościowe, pomiary twardości i badania przemysłowe.

Opracowane modele walidowano we wstępnych symulacjach numerycznych oraz w badaniach przemysłowych. Przedstawione w niniejszej pracy wyniki symulacji potwierdzają skuteczność opracowanych modeli do analizy procesów zachodzących w materiale podczas kucia oraz do przewidywania struktury końcowej i właściwości mechanicznych wyrobów. Podczas modelowania kucia matrycowego uwzględniono wpływ wielkości ziarna austenitu na postać krzywej naprężenie-odkształcenie z wykorzystaniem klasycznego modelu rekryształizacji dynamicznej. Do przeprowadzenia symulacji numerycznej procesu przyspieszonego chłodzenia opracowano dwa modele przemian fazowych. Pierwszy model został opracowany dla materiału nieodkształconego w celu wyznaczenia warunków brzegowych pod-

czas przyspieszonego-kontrolowanego chłodzenia. Drugi, docelowy model, opracowano w celu uwzględniania wpływu wielkości ziarna austenitu ukształtowanego w procesie kucia na postęp przemian fazowych. Z opracowanego modelu przemian fazowych uwzględniającego wpływ odkształcenia wynika, że wielkość ziarna austenitu silniej wpływa na kinetykę przemiany perlitycznej niż ferrytycznej. W analizowanym przypadku jest to korzystne ze względu na możliwości otrzymania pożądanego poziomu właściwości mechanicznych poprzez uzyskanie w strukturze stali odpowiedniego udziału perlitu (około 80%). Analizując wyniki pomiarów mikrotwardości zauważono nieliniowy wpływ wielkości ziarna austenitu na właściwości mechaniczne (właściwości mechaniczne wyrażone poprzez twardość materiału). W przypadku chłodzenia z szybkościami $2\div 6^\circ\text{C/s}$ minimum twardości występuje dla wielkości ziarna $52\ \mu\text{m}$ (Rys. 19). Dla wyższych szybkości chłodzenia, powyżej 10°C/s , twardość materiału wzrasta ze zwiększeniem wielkości ziarna austenitu. W celu uzyskiwania wyższych właściwości mechanicznych, wybrano kierunek badań, w którym podwyższano wielkość ziarna austenitu poprzez podniesienie temperatury kucia. Takie podejście ułatwia przebieg procesu kucia, ponieważ obrabiany materiał łatwiej płynie plastycznie w wyższych temperaturach, co sprzyja wypełnieniu wykroju oraz zmniejsza zużycie matrycy (niższy opór plastyczny). Należy podkreślić, że procesem kucia można sterować w kierunku obniżenia temperatury kucia. Jednak zastosowanie tego podejścia nie daje tak wyraźnych korzyści, w przeciwieństwie do podwyższenia temperatury kucia (dla szybkości chłodzenia poniżej 6°C/s).

Opracowany w ramach niniejszej pracy model cieplno-mechaniczno-strukturalny prawidłowo przewiduje końcowe właściwości mechaniczne wyrobu w oparciu o symulacje kucia matrycowego i przyspieszonego chłodzenia. Uwzględnienie niejednorodnego rozkładu wielkości ziarna austenitu w symulacji przemian fazowych podczas przyspieszonego chłodzenia było możliwe dzięki zastosowaniu modelu rozwoju mikrostruktury austenitu podczas modelowania procesu kucia matrycowego.

6. WNIOSKI

Uwzględnienie rozwoju mikrostruktury w symulacji numerycznej procesu kucia pozwala na:

- poprawne przewidywanie kumulacji odkształcenia, które bezpośrednio wpływa na wartość naprężenia uplastyczniającego oraz płynięcie materiału;
- wyznaczenie pola rozkładu wielkości ziarna w odkucie po odkształceniu, które wpływa bezpośrednio na postęp przemian fazowych i właściwości mechaniczne wyrobu.

W ramach pracy opracowano algorytm przeprowadzenia symulacji, uwzględniający stan mikrostruktury od momentu nagrzania wsadu do ukształtowania końcowej struktury wyrobu. Opracowany algorytm pozwala na analizę procesu technologicznego wytwarzania wybranej odkuwki na różnych etapach tego procesu w celu uzyskania wymaganego poziomu właściwości mechanicznych.

Na podstawie badań wykonanych w niniejszej pracy oraz uzyskanych wyników symulacji, sformułowano następujące wnioski:

1. Poprawne przewidywanie właściwości mechanicznych wymaga opracowania modelu przemian fazowych z uwzględnieniem wpływu wielkości ziarna austenitu na postęp przemian;
2. Uwzględnienie efektu rekalescencji w symulacji procesu chłodzenia związanego z przemianą fazową pozwala dokładnie wyznaczyć szybkość chłodzenia w zakresie temperatur $800\div 500^\circ\text{C}$, która bezpośrednio wpływa na parametry struktury i przewidywane właściwości mechaniczne;
3. Pominięcie procesów odbudowy struktury związanej z rekrytalizacją w symulacjach wielokrotnego odkształcenia wpływa na wartość naprężenia uplastyczniającego (brak kumulacji odkształcenia lub niewłaściwe jej obliczenie), co prowadzi do błędnego przewidywania płynięcia plastycznego materiału;
4. Konwencjonalne wykresy CTP_c nie pozwalają na dokładne określenie warunków chłodzenia stali w celu uzyskania zakładanej struktury i właściwości mechanicznych wyrobów. Wykresy te opracowywane są bowiem na podstawie doświadczeń ze stałą szybkością chłodzenia. Dokładne wyznaczenie warunków chłodzenia możliwe jest z wykorzystaniem metody symulacji numerycznej w oparciu o opracowany model materiałowy.

Zaproponowano zmianę technologii termo-mechanicznego kucia w kierunku zwiększenia temperatury końca tego procesu oraz zmianę warunków chłodzenia (intensyfikację chłodzenia) w celu uzyskania wymaganych właściwości mechanicznych.

LITERATURA

- [1] J. Malina, H. Stankowá, J. Drnek, Z. Nový, B. Mašek, Influence of Thermomechanical Treatment on the Steel C45 Fatigue Properties, CO-MAT-TECH 2005, Trnava, 2005, 784–788.
- [2] K. Wegner, Werkstoffentwicklung für Schmiedeteile im Automobilbau, ATZ Automobiltechnische Zeitschrift 100 (1985) 918–927.
- [3] B. Huchtenmann, H. Brandis, W. Schmidt: Analyzing the Effects of Hot Forming, Heat Treating (1992) 16–25.
- [4] A. Sigwart, M. Lambeck, H. Zenner, U. Draugelates, Einfluß der Zerspanung auf die Bauteilbetriebsfestigkeit unter Berücksichtigung des Hartdrehens, FAT-Schriftenreihe, Forschungsvereinigung Automobiltechnik 102 (1994) 1–186.
- [5] http://www.raqun.pl/index.php?p=1_7_Urzedzenia-BY, 2017.
- [6] O.C. Zienkiewicz, The Finite Element Method, McGraw Hill, 1997.
- [7] Gleeble Users Training 2013, Gleeble Systems and Applications. Dynamic Systems Inc., Poestenkill, New York, 2013.
- [8] D. Szeliga, M. Pietrzyk, Identification of Rheological and Tribological Parameters, w: Metal Forming Science and Practice, ed., Lenard J.G., Elsevier Science Ltd., Amsterdam, 2002, 227–258.
- [9] D. Szeliga, J. Gawąd, M. Pietrzyk, Inverse Analysis for Identification of Rheological and Friction Models in Metal Forming, Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering, 195 (2006) 6778–6798.
- [10] V. Pidvysots'kyy, R. Kuziak, Analiza kinetyki rekrytalizacji po odkształceniu za pomocą metody relaksacji naprężenia, Prace Instytutu Metalurgii Żelaza 68 (2) (2016) 10–16.

- [11] TA Instruments. DIL 805A/D Quenching & Deformation Dilatometers. <http://www.tainstruments.com/dil-805ad/#tab-1453132573434-4-4>, 2016 (dostęp 28.02.2017).
- [12] O.O. Miller, Influence of Austenitizing Time and Temperature on Austenite Grain Size of Steel, Transactions of the American Society of Mechanical Engineers. 43 (1951) 271–287.
- [13] C.M. Sellars, W.J. McTegart, La relation entre la resistance et la structure dans deformation a chaud, Mémoires scientifiques de la revue de métallurgie, 63 (1966) 731–740.
- [14] B. Kowalski, C.M. Sellars, M. Pietrzyk, Development of a Computer Code for the Interpretation of Results of Hot Plane Strain Compression Tests, ISIJ International 40 (2000) 1230–1236.
- [15] P.D. Hodgson, Mathematical Modeling of Recrystallization Processes during the Hot Rolling of Steel, PhD Thesis, University of Queensland, 1993.
- [16] J.H. Beynon, C.M. Sellars, Modelling Microstructure and its Effects During Multipass Hot Rolling, ISIJ International 32 (1992) 359–367.
- [17] W.A. Johnson, R.F. Mehl, Reaction Kinetics in Processes of Nucleation and Growth, Transactions of the Metallurgical Society of AIME 135 (1939) 417–444.
- [18] M. Avrami, Kinetics of Phase Change. I General Theory, J. Chem. Phys. 7 (1939) 1103–1112.
- [19] А.Н., Колмогоров, К статической теории кристаллизации металлов, Изв. АН СССР, Серия математическая, 3 (1937) 355–359.
- [20] M.V. Li, D.V. Niebuhr, L.L. Meekisho, D.G. Atteridge, A Computational Model for the Prediction of Steel Hardenability, Metallurgical and Materials Transactions B, 29 (1998) 661–672.
- [21] FORGE 2008 Documentation, 3D Forging Datafile, Transvalor, 2008.
- [22] A. Milenin, T. Rec, W. Walczyk, M. Pietrzyk, Model of Curvature of Crankshaft Blank During Heat Treatment after Deformation, Procedia Engineering 81 (2014) 498–503.
- [23] R. Kuziak, Modelowanie zmian struktury i przemian fazowych zachodzących w procesach obróbki cieplno-plastycznej stali, Instytut Metalurgii Żelaza, Gliwice, 2005.