

Stanisław Jemioło, Marcin Gajewski  
Instytut Mechaniki Konstrukcji Inżynierskich

## **ZASTOSOWANIE PROGRAMU SYSWELD W MODELOWANIU RESZTKOWYCH NAPRĘŻEŃ POSPAVALNICZYCH**

Rękopis dostarczono 12.07.2004 r.

Praca jest kontynuacją artykułów [27,28], w których zastosowano teorię nieustalonego przepływu ciepła z uwzględnieniem przejść fazowych stali. Zaprezentowana w [28] symulacja numeryczna procesów termometalurgicznych wywołanych poruszającym się źródłem ciepła jest w tej pracy punktem wyjścia do analizy odkształceń trwałych i naprężeń resztkowych w połączeniach spawanych blach stalowych. W celu sformułowania zagadnienia ze sprzężeniem pól termicznych i metalurgicznych z polami mechanicznymi zastosowano teorię mieszanin oraz teorię sprężystości i plastyczności w ramach teorii zmiennych wewnętrznych. Szczególną uwagę zwrócono na sposób przygotowania kompletu niezbędnych danych termiczno-metalurgiczno-mechanicznych poszczególnych faz stali, które konieczne są w symulacji procesu spawania. Rozwiązania zadań modelujących połączenie czołowe i pachwinowe blach stalowych uzyskano stosując metodę elementów skończonych (MES) i programy SYSTUS [62], SYSWELD [63-65] i SYSWORLD [66].

### **1. WSTĘP**

Teoria plastyczności metali, w której uwzględnia się efekty związane z przejściami fazowymi wywołanymi zmiennym w czasie polem temperatury jest obecnie w fazie intensywnych badań, por. np. [5-7,10-14,17-25,30,33-39,49-60,67-84]. Rozwój tej teorii wynika między innymi z potrzeby opisu procesu spawania i oceny nośności połączeń spawanych. Formułowane są zarówno modele teoretyczne w ramach termodynamiki ośrodków ciągłych [42,48,61], jak i modele wynikające z uogólnień klasycznych teorii sprężystości i nieliniowej plastyczności małych odkształceń [35,47,49,53-55,58]. Efektywne zastosowanie niektórych z tych modeli jest obecnie możliwe dzięki intensywnemu rozwojowi programów i algorytmów metody elementów skończonych (MES, por. [85]) w zagadnieniach sprzężonych pól termiczno-metalurgiczno-mechanicznych, [1,2,56,62-66]. Skuteczne aplikacje istniejących teorii termiczno-metalurgiczno-mechanicznych są wynikiem prac opublikowanych w ostatnim dziesięcioleciu. Wystarczy porównać zagadnienia poruszane, rozwiązywane i analizowane np. w monografii Lancastera [32], z najnowszymi wynikami prac [3,10-14,44-47,49,56-60]. Podejmuje się próby opisu spawania laserowego [10], łukowego [5], gazowego [70] i tarcowego [77]. Stymulacją do tego typu badań są potrzeby przemysłu samochodowego, stocznioowego i lotniczego. Zagadnienia te są całkowicie niedoceniane w projektowaniu połączeń w stalowych konstrukcjach budowlanych.

Jeszcze w latach osiemdziesiątych w opisie procesu spawania stosowane były wyniki klasycznych liniowych zagadnień nieustalonego lub ustalonego przepływu ciepła i termo-sprężystości [8]. Z analizy wyników tych zadań w połączeniu z danymi metalurgicznymi wyciągano wnioski o rozkładzie faz stali w tzw. strefie wpływu ciepła oraz o cechach mechanicznych „zmienionego” cieplnie materiału. Do dzisiaj standardem jest stosowanie tego typu wyników, które w połączeniu ze wzorami empirycznymi pozwalają np. na oszacowanie twardości HV. Często tego typu analizy nazywane są zagadnieniami sprzężonymi termiczno-metalurgiczno-mechanicznymi. Nie ma to jednak nic wspólnego z opisem zjawisk sprzężonych z punktu widzenia fizyki kontinuum. Tego typu prac nie cytujemy. Należy jednak podkreślić, że jakościowy opis zjawisk związanych ze spawaniem jest dobrze poznany, por. np. [9,15,26,32].

W artykule [28] pokazaliśmy w przykładach testowych, że w trakcie nieustalonego przepływu ciepła, który występuje w procesie spawania, istotne jest uwzględnienie przejść fazowych stali. Wynika to także z opublikowanych prac, por. np. [10,82-84]. W obszarze wpływu ciepła materiał jest niejednorodny i składa się z kilku faz. Własności termiczno-mechaniczne poszczególnych faz niejednorodnego materiału są istotnie różne i decydują o deformacji i naprężeniach resztkowych połączenia spawanego [40,43].

W pkt.2 przedstawimy podstawowe założenia stosowanej teorii sprężysto-plastyczności metali z uwzględnieniem efektów termicznych i metalurgicznych, por. np. [4]. Podejście to można nazwać sformułowaniem z tzw. słabym sprzężeniem efektów termicznych i metalurgicznych z polem mechanicznym. Oznacza to między innymi, że pole mechaniczne nie ma wpływu na przebieg przejść fazowych w materiale. Jest to połączenie teorii przepływu ciepła z uwzględnieniem przejść fazowych, którą opisaliśmy w pracy [27], ze zmodyfikowaną wersją standardowej teorii sprężysto-plastyczności metali [35]. Sposób „przygotowania” koniecznych danych do analizy MES podajemy w pkt.3, na przykładzie stali 16MnCr5 i W S355J2G3. W tym celu wykorzystujemy także wyniki podane w naszych pracach [27-29]. W pkt.4 zamieszczamy trzy podstawowe przykłady numeryczne, które rozwiązano stosując MES i programy SYSTUS [62], SYSWELD [63-65] i SYSWORLD [66]. Pierwszy przykład jest kontynuacją zadania zamieszczonego w artykule [28] i jest uproszczonym modelem numerycznym połączenia czołowego blach stalowych. W przykładzie drugim i trzecim modelujemy zaś połączenie pachwinowe. W pkt.5 zamieszczamy podstawowe wnioski i uwagi końcowe.

## **2. PODSTAWOWE ZAŁOŻENIA ORAZ RÓWNANIA TEORII SPRĘŻYSTOŚCI I PLASTYCZNOŚCI Z UWZGLĘDNIENIEM EFEKTÓW TERMICZNO-METALURGICZNYCH**

Teoria sprężystości i plastyczności nie uwzględnia własności lepkich materiału i relacje konstytutywne są niezależne od skali czasu. Stosując do definicji relacji konstytutywnych materiałów sprężysto-plastycznych teorię zmiennych wewnętrznych zapewniamy spełnienie podstawowych wymagań termodynamicznych, które wynikają z drugiego prawa termodynamiki, por. np. [8,42]. W teorii parametrów wewnętrznych zakłada się, postępując fenomenologicznie, że w odróżnieniu od sprężystości należy w relacji konstytutywnej określającej stan odkształcenia cząstki ciała uwzględnić oprócz  $\sigma$  (tensora naprężenia) i  $\theta$  (temperatury) także pewien zbiór zmiennych  $\xi_\alpha$ , ( $\alpha = 1, \dots, N$ ), które nazywa się zmiennymi wewnętrznymi lub zmiennymi ukrytymi. Najczęściej zakłada się, że  $\xi_\alpha$  są skalarami i/lub tensorami symetrycznymi drugiego rzędu. Na przykład w zbiorze zmiennych  $\xi_\alpha$  możemy

uwzględnić odkształcenia plastyczne  $\boldsymbol{\varepsilon}_p$  i ewentualnie parametry wzmocnienia materiału. Postuluje się istnienie relacji konstytutywnej, definiującej odkształcenia, o postaci

$$\boldsymbol{\varepsilon} = \boldsymbol{\varepsilon}(\boldsymbol{\sigma}, \theta, \xi_\alpha), \quad (2.1)$$

którą ze względu na dodatkowe zmienne  $\xi_\alpha$  uzupełnia się tzw. równaniami ewolucji

$$\dot{\xi}_\alpha = \mathbf{g}_\alpha(\boldsymbol{\sigma}, \theta, \xi_\alpha), \quad (2.2)$$

gdzie  $\dot{\xi}_\alpha$  są pochodnymi po czasie  $\xi_\alpha$ . Należy zdecydowanie podkreślić, że w przedstawianej w tym artykule teorii uwzględniającej przejścia fazowe zmiennymi wewnętrznymi nie są parametry definiujące udziały objętościowe poszczególnych faz w materiale, a równania kinetyczne nie są równaniami ewolucji, por. [27].

W teorii plastyczności relacja (2.1) nie może być odwrócona do postaci  $\boldsymbol{\sigma} = \boldsymbol{\sigma}(\boldsymbol{\varepsilon}, T, \xi_\alpha)$ . Zakładamy, że istnieje funkcja ciągła  $f(\boldsymbol{\sigma}, \theta, \xi_\alpha)$ , która dla ustalonych  $\theta$  i  $\xi_\alpha$  określa w przestrzeni stanu naprężenia zbiór wypukły  $f(\boldsymbol{\sigma}, \theta, \xi_\alpha) < 0$ . Wewnątrz tego zbioru występują zerowe prędkości odkształceń plastycznych. Powierzchnia  $f(\boldsymbol{\sigma}, \theta, \xi_\alpha) = 0$  definiuje (dla ustalonych  $\theta$  i  $\xi_\alpha$ ) w przestrzeni naprężeń powierzchnię plastyczności (kryterium uplastycznienia materiału). Powierzchnia ta jest tak zorientowana, że wewnątrz tej powierzchni definiuje zakres sprężystych właściwości materiału i zawiera zerowy stan naprężenia. Na przykład w teorii plastyczności ze wzmocnieniem kinematycznym w zbiorze zmiennych wewnętrznych występuje tensor odkształceń plastycznych, czyli równanie ewolucji na tę zmienną jest stowarzyszonym prawem płynięcia. Postulat istnienia relacji konstytutywnej (2.1) oznacza, że relację (2.1) można zastosować w celu wyliczenia odkształceń tylko wtedy gdy znamy rozwiązanie równań ewolucji (2.2). Proces zależny jest od historii obciążenia, czyli w teorii plastyczności nie obowiązuje zasada superpozycji. W naszym przypadku relacja (2.1) musi być postulowana dla następujących części odkształceń:

$$\boldsymbol{\varepsilon} = \boldsymbol{\varepsilon}_E + \boldsymbol{\varepsilon}_P + \boldsymbol{\varepsilon}_\theta. \quad (2.3)$$

czyli, że tensor odkształceń  $\boldsymbol{\varepsilon}$  można rozdzielić na część sprężystą  $\boldsymbol{\varepsilon}_E$ , część wynikającą z oddziaływań termicznych  $\boldsymbol{\varepsilon}_\theta$  i część plastyczną  $\boldsymbol{\varepsilon}_P$ . Zależność (2.3) ma kluczowe znaczenie w interpretacji wyników prostych testów wytrzymałościowych dla obciążeń monotonicznych.

Ponieważ zależność na część plastyczną odkształcenia postuluje się w postaci stowarzyszonego prawa płynięcia

$$\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}_P = \lambda \frac{\partial f}{\partial \boldsymbol{\sigma}}, \quad \lambda \geq 0, \quad (2.4)$$

gdzie  $\lambda > 0$  dla  $f = 0$ , to w ogólności jednoznacznie zapisujemy relacje konstytutywne tylko dla prędkości odkształceń występujących w (2.3). Oznacza to, że tensor prędkości odkształceń  $\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}$  można rozdzielić następująco:

$$\dot{\boldsymbol{\varepsilon}} = \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}_E + \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}_P + \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}_\theta. \quad (2.5)$$

Powyższą addytywną dekompozycję przyrostów odpowiednio zdefiniowanych miar odkształcenia stosuje się także w teorii plastyczności uwzględniającej przejścia fazowe w stali. Wobec tego zakłada się dodatkowo, że odkształcenia plastyczne  $\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}_p$  są sumą odkształceń  $\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}_{PC}$ , które wynikają ze stowarzyszonego prawa płynięcia (2.4) i trwałych odkształceń  $\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}_{p\gamma}$  wywołanych przez transformację fazy austenitu:

$$\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}_p = \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}_{PC} + \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}_{p\gamma}. \quad (2.6)$$

Oznacza to, że rozpatrujemy teorię, w której pola mechaniczne nie zmieniają rozkładu pola temperatur i udziału objętościowego poszczególnych faz materiału. Konieczna jest wobec tego znajomość historii tych pól z rozwiązania zagadnienia termo-metalurgicznego, por. [27,28].

Najczęściej obecnie stosowane teorie plastyczności metali wynikają ze sformułowania prawa płynięcia, które stowarzyszone jest z warunkiem plastyczności Hubera-Misesa. Wzmocnienie materiału opisuje się przez izotropową i/lub kinematyczną ewolucję warunku plastyczności. Rodzaje wzmocnienia szczegółowo opisaliśmy w drugiej części pracy [29], gdzie cytujemy ponad 100 znaczących pozycji literatury dotyczących podstaw teorii plastyczności i ich aplikacji w termodynamice metali. Z warunku plastyczności Hubera-Misesa wynika następująca definicja naprężeń zastępczych (w [62-66] są to tzw. naprężenia zastępcze Misesa, nazywane także intensywnością naprężenia):

$$\sigma_z = \sqrt{\frac{3}{2} \text{tr} \mathbf{s}^2} = \sqrt{\frac{2}{3}} \|\mathbf{s}\|, \quad (2.7)$$

gdzie  $\mathbf{s} = \boldsymbol{\sigma} - \frac{1}{3}(\text{tr} \boldsymbol{\sigma})\mathbf{I}$  jest dewiatorem naprężenia („tr” oznacza operację śladu,  $\mathbf{I}$  jest tensorem jednostkowym) oraz, że przyjmuje się założenie o nieściśliwości dla części plastycznej przyrostu doksztalcenia,

$$\text{tr} \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}_p = 0. \quad (2.8)$$

Wtedy, w związku (2.6) odkształcenia plastyczne są dewiatorami (przypominamy, że dewiator odkształcenia definiujemy następująco:  $\mathbf{e} = \boldsymbol{\varepsilon} - \frac{1}{3}(\text{tr} \boldsymbol{\varepsilon})\mathbf{I}$ ), zaś niezmiennik dewiatora odkształcenia plastycznego o postaci

$$e_p = \sqrt{\frac{2}{3} \text{tr} \mathbf{e}_p^2}, \quad (2.9)$$

nazywany jest intensywnością odkształcenia trwałego. Stosując oznaczenie (2.8) początkowy warunek plastyczności Hubera-Misesa zapisujemy następująco:

$$\sigma_z - \sigma_p = 0, \quad (2.10)$$

gdzie  $\sigma_p$  jest granicą plastyczności wyznaczoną w teście jednoosiowego rozciągania. W przypadku wzmocnienia izotropowego aktualny warunek plastyczności ma postać (2.10) gdzie  $\sigma_p(e_p, \theta)$  jest funkcją intensywności odkształceń (2.9) i temperatury.

W artykule tym stosujemy następującą zależność, definiującą odkształcenia  $\dot{\epsilon}_{p\gamma}$ , wynikającą z przyjęcia modelu Leblonda [35]:

$$\dot{\epsilon}_{p\gamma} = -\frac{3}{2} Kh \left( \frac{\sigma_z}{\sigma_p} \right) \ln(p_\gamma) \dot{p}_\gamma \mathbf{s}, \quad (2.11)$$

gdzie  $K$  jest współczynnikiem plastyczności wywołanej przez transformację fazy austenitu, zaś  $h$  jest funkcją korekcyjną [63].

Ponieważ w pracy zajmujemy się stałą (materiałem polikrystalicznym), to część sprężystą odkształcenia obliczamy z izotropowego związku Hooke'a,

$$\dot{\epsilon}_E = \frac{1}{E} [(1 + \nu)\dot{\boldsymbol{\sigma}} - \nu(\text{tr}\dot{\boldsymbol{\sigma}})\mathbf{I}], \quad (2.12)$$

gdzie  $\dot{\boldsymbol{\sigma}}$  jest prędkością (przyrostem) tensora naprężenia Cauchy'ego. W izotropowym związku Hooke'a występują dwie niezależne stałe sprężystości, gdzie  $E > 0$  jest modułem Younga, zaś  $\nu \in (-1, 1/2)$  jest współczynnikiem Poissona (podane ograniczenia na stałe sprężystości wynikają z zasady zachowania energii mechanicznej). W wyniku zastosowania teorii mieszanin mamy w ogólności

$$E = \sum_{k=1}^N p_k E_k(\theta), \quad \nu = \sum_{k=1}^N p_k \nu_k(\theta), \quad \sum_{k=1}^N p_k = 1, \quad (2.13)$$

gdzie  $p_k$  są udziałami objętościowymi poszczególnych faz.

Prędkości odkształceń termicznych obliczamy z zależności

$$\dot{\epsilon}_\theta = \sum_{k=1}^N p_k l_k(\theta) \dot{\theta} \mathbf{I}, \quad (2.14)$$

gdzie  $l_k$  są współczynnikami rozszerzalności termicznej. Współczynniki rozszerzalności termicznej przyjmuje się z reguły w postaci odcinkowo-liniowej odmiennie dla faz  $\alpha$  (bainit, perlit, ferryt, martenzyt) i fazy  $\gamma$  (austenit), por. [18,39]. Podobne uproszczenie często stosuje się dla określenia własności sprężystych poszczególnych faz stali w funkcji temperatury.

W programie SYSWELD [63,65] możliwe jest zastosowanie trzech różnych rodzajów opisu ewolucji warunku plastyczności (2.10) i w konsekwencji opisu wzmocnienia stali. Można stosować: a) nieliniowe wzmocnienie izotropowe, b) nieliniowe wzmocnienie kinematyczne i c) nieliniowe wzmocnienie izotropowo-kinematyczne. W każdym przypadku dane materiałowe dotyczące właściwości plastycznych stali podaje się identycznie. Wprowadza się zależność pomiędzy naprężeniami i odkształceniami plastycznymi na podstawie znajomości danych doświadczalnych z testu jednoosiowego ściskania-rozciągania wykonanego dla danej temperatury i danej fazy materiału. Zakłada się, że granica plastyczności stali w funkcji temperatury ma następującą postać:

$$\sigma_p(\theta) = [1 - f(p_\alpha)] \sigma_\gamma(\theta) + f(p_\alpha) \sigma_\alpha(\theta), \quad (2.15)$$

gdzie  $f(p_\alpha)$  jest funkcją korekcyjną (przyjmującą wartość od 0 do 1) oraz

$$\sigma_\alpha(\theta) = \sum_{k=1, k \neq \gamma}^N p_k \sigma_{p_k}(\theta). \quad (2.16)$$

We wzorach (2.15) i (2.16) indeksy  $\alpha$  i  $\gamma$  odpowiadają identycznym fazom jak w równaniu (2.14).

W tej pracy zakładamy kinematyczno-izotropową ewolucję powierzchni plastyczności, która uwzględnia efekt Bauschingera, tzn.:

$$f = F(\mathbf{s} - c(e_p) \mathbf{e}_p) - \sigma_p = 0, \quad (2.17)$$

gdzie funkcja  $F$  definiuje naprężenia zastępcze wg hipotezy Hubera-Misesa (2.7). Zauważmy, że zmienną wewnętrzną jest tensor kinematycznej translacji o interpretacji tensora naprężeń resztkowych wywołanych trwałą deformacją. Tensor naprężeń resztkowych jest dewiatorem o postaci  $\xi = c(e_p) \mathbf{e}_p$ . Translacja powierzchni plastyczności (2.17) występuje w kierunku normalnym do powierzchni plastyczności. Prędkości odkształceń  $\dot{\boldsymbol{\epsilon}}_{PC}$  obliczamy ze stowarzyszonego z warunkiem plastyczności (2.17) prawa płynięcia (2.4). Powstawanie naprężeń resztkowych nazywanych w tej pracy naprężeniami pospawalniczymi wynika z trzech podstawowych powodów, tzn. nieodwracalności odkształceń termicznych, odkształceń trwałych wywołanych cyklicznymi obciążeniami termicznymi wywołowanymi przemieszczającym się źródłem ciepła oraz efektami związanymi z przemianami fazowymi. Należy podkreślić, że uwzględnienie w teorii sprężysto-plastyczności przemiany martenzytycznej jest oddzielnym ważnym problemem w zagadnieniach stopów metali z pamięcią kształtu, por. monografię [48] i literaturę tam cytowaną. W zagadnieniach tego typu konieczne jest uwzględnienie teorii plastyczności dużych deformacji i dowolnych lokalnych obrotów cząstek ciała. W przypadku zagadnień spawania analiza dużych deformacji sprężysto-plastycznych ma znaczenie drugorzędne, na co wskazują wyniki prac [23,26]. Znacznie ważniejsze wydaje się uwzględnienie lepkości roztopionej stali kiedy materiał znajduje się w fazie ciekłej. Nie podajemy w tej pracy sformułowania MES zadania mechanicznego, gdyż z punktu widzenia teorii sprężysto-plastyczności ze sprzężeniem termicznym w postaci (2.5) jest to sformułowanie standardowe, por. [31,61,62-66]. Należy m.in. odpowiednio zastosować zasadę prac wirtualnych i wyprowadzić związki przyrostowe między naprężeniami i odkształceniami. Zagadnienie rozwiązywane jest iteracyjnie. Algorytm ten, w połączeniu z zagadnieniem termo-metalurgicznym, wymaga dodatkowej pętli iteracyjnej, w której odczytywane są dla danej chwili czasu pola temperatur i udziałów objętościowych poszczególnych faz materiału razem z modyfikacją danych termiczno-mechanicznych, patrz [65].

### 3. PODSTAWOWE DANE TERMICZNO-MECHANICZNE WYBRANYCH GATUNKÓW STALI

W punkcie tym zaprezentowano dane termiczno-metalurgiczno-mechaniczne dwóch wybranych gatunków stali: 16MnCr5 i W S355J2G3. Dane termiczno-metalurgiczne stali 16MnCr5 przyjęto zgodnie z pkt.5 pracy [27]. W tym opracowaniu zestawiono więc tylko te dane, których nie zawiera praca [27]. Są one niezbędne przy obliczeniach pól mechanicznych.

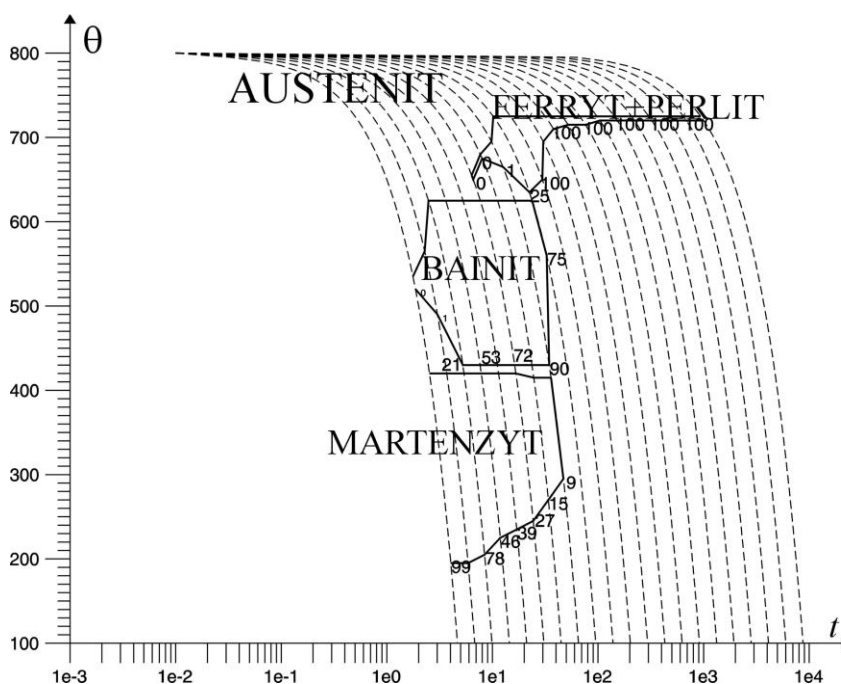
Z kolei zestawiono komplet danych do obliczeń termiczno-metalurgiczno-mechanicznych dla stali W S355J2G3. Jest to stal stopowa, konstrukcyjna o zawartości węgla do 0.2 %, dobrze spawalna. Udział dodatkowych składników poprawiających własności cieplno-mechaniczne stali zamieszczono w tab.3.1.

Tab.3.1. Zawartość składników stopowych w stali W S355J2G3 (w %, wagowo).

| C   | Mn  | Si   | S     | P     |
|-----|-----|------|-------|-------|
| 0.2 | 1.6 | 0.55 | 0.035 | 0.035 |

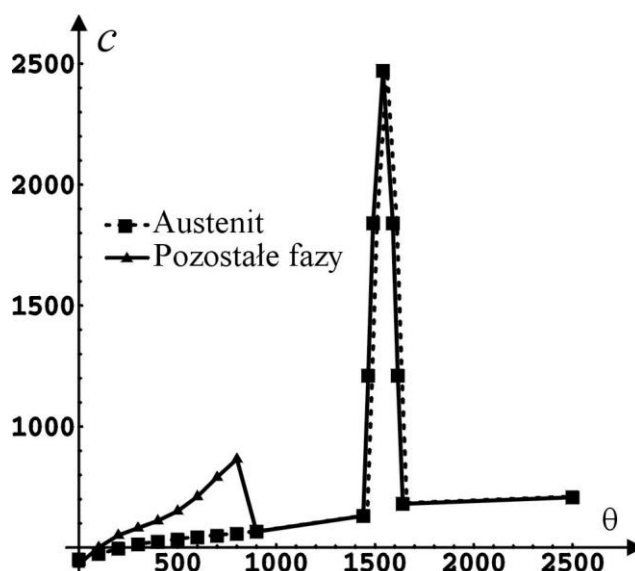
Dla stali W S355J2G3 przyjmuje się, że temperatura solidusa wynosi  $\theta_s = 1440^\circ\text{C}$ , zaś temperatura likwidusa  $\theta_l = 1505^\circ\text{C}$ . Inne charakterystyczne temperatury to:  $\theta_{AC1} = 721^\circ\text{C}$  i  $\theta_{AC3} = 867^\circ\text{C}$ , które określają odpowiednio temperaturę początku przemiany ektoidalnej przy ogrzewaniu i temperaturę równowagi udziałów objętościowych ferrytu i austenitu przy ogrzewaniu. Wartość ciepła utajonego potrzebnego na zmianę stanu skupienia wynosi  $L = 270\text{ kJ/kg}$ .

Tak jak dla stali 16MnCr5, możemy wyróżnić cztery zasadniczo różne fazy, tj. ferryt, bainit, martenzyt i austenit. Dane o kinetyce przejść fazowych zdefiniowano wg „liniowego” modelu Leblonda, por. pracę [27], a szczególnie rozważania zawarte w pkt.2, 4 i 5. Przejścia fazowe przy ogrzewaniu, tj. przemianę martenzytu, bainitu i ferrytu w austenit, opisują te same funkcje  $p^{eq}(\theta)$  i  $\tau(\theta)$ , co oznacza, że nie rozróżniamy tych faz w tym procesie. W przypadku przejść fazowych przy chłodzeniu, zgodnie z rozważaniami w [27], wyróżniono przemianę martenzytyczną opisaną wzorem (3.3) w [27], gdzie parametry wynoszą odpowiednio  $\theta_m = 420^\circ\text{C}$  i  $k_m = 0.025$ . Przemiany dyfuzyjne: bainityczna i ferrytyczna opisane są analogicznie jak w pkt.4 pracy [27]. Ponieważ są to różne przemiany, to wymagają odmiennego zdefiniowania funkcji  $p^{eq}(\theta)$ ,  $\tau(\theta)$  oraz  $f(\dot{\theta})$ . Postępując podobnie jak w pracy [27] odtworzono diagram CCT w celu sprawdzenia poprawności zdefiniowanych danych.



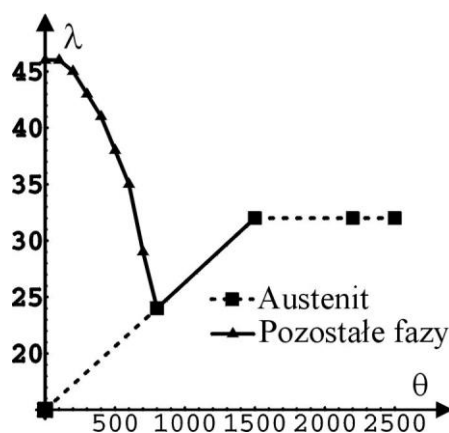
Rys.3.1. Diagram CCT dla stali W S355J2G3.

Z diagramu przedstawionego na rys.3.1 wynika, że martenzyt otrzymamy tylko dla stosunkowo wysokich prędkości chłodzenia. Dla niewielkich prędkości chłodzenia otrzymamy stal o 100% udziale mieszaniny ferrytu i perlitu. Powyżej temperatury  $\theta_{AC1} = 721^{\circ}\text{C}$  mamy tylko austenit. Powyżej temperatury austenitizacji zachodzi jeszcze jedna przemiana, tzn. ciała stałego w ciecz przy ogrzewaniu i odwrotnie przemiana cieczy w ciało stałe przy chłodzeniu. Przemianę tę możemy zaobserwować na wykresie ciepła właściwego w funkcji temperatury, por. rys.3.2.



Rys.3.2. Ciepło właściwe ( $[\text{J}/(\text{kg K})]$ ) w funkcji temperatury dla wyróżnionych faz stali W S355J2G3.

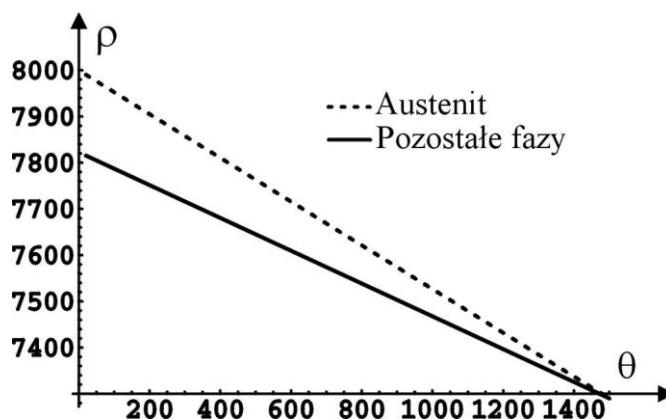
Definiując współczynniki przewodzenia ciepła rozróżniono fazę austenitu od pozostałych faz rozpatrywanej stali. Założono, że współczynnik przewodzenia ciepła austenitu rośnie liniowo do temperatury około  $1500^{\circ}\text{C}$ , a powyżej tej temperatury jest stały. Dla pozostałych faz współczynnik przewodzenia maleje przy wzroście temperatury do około  $\theta_{AC1} = 721^{\circ}\text{C}$ , a następnie rośnie tak jak w przypadku austenitu, por. rys.3.3.



Rys.3.3. Współczynniki przewodzenia ciepła ( $[\text{W}/(\text{m K})]$ ) w funkcji temperatury dla stali W S355J2G3.

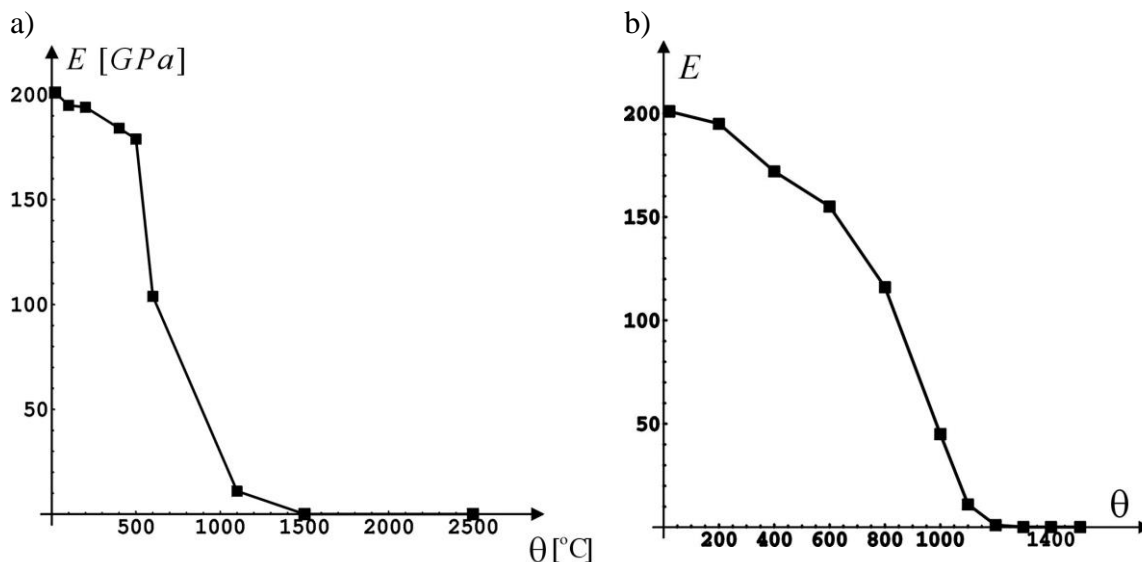


Gęstość wszystkich faz stali maleje ze wzrostem temperatury, więc racjonalna jest liniowa aproksymacja wyników badań doświadczalnych, patrz rys.3.4.



Rys.3.4. Gęstość ( $[kg/m^3]$ ) wyróżnionych faz stali W S355J2G3 w funkcji temperatury.

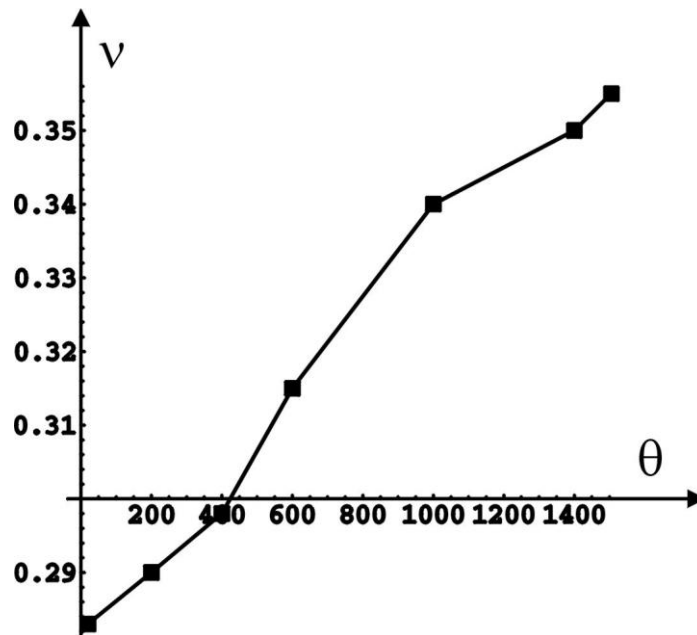
Funkcje: ciepła właściwego z uwzględnieniem ciepła utajonego przemiany, współczynników przewodności cieplnej oraz gęstości, w połączeniu z relacjami kinetycznymi stanowią komplet danych termiczno-metalurgicznych do stosowanego w tej pracy modelu Leblonda. Ponieważ rozpatrujemy także pola mechaniczne (pola deformacji trwałych, naprężeń zastępczych Misesa, itp.), to konieczne jest także zdefiniowanie niezbędnych danych mechanicznych w funkcji temperatury. Zakładamy, że własności sprężyste stali są izotropowe. Na rys.3.5 zaprezentowano jak zmienia się wartość modułu Younga w funkcji temperatury dla obydwu gatunków stali (założono, że własności sprężyste wszystkich faz są jednakowe).



Rys.3.5. Moduł Younga w funkcji temperatury: a) stal 16MnCr5 i b) stal W S355J2G3.

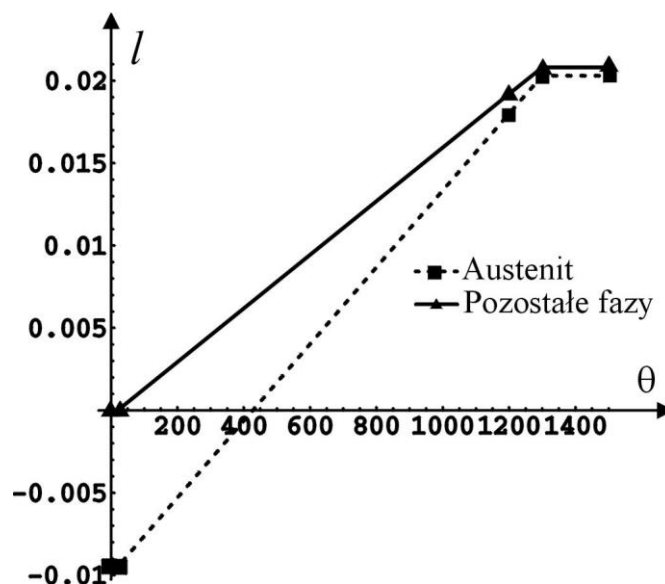
Podobnie założono funkcję określającą współczynnik Poissona w funkcji temperatury, por. rys.3.6. Wartość współczynnika Poissona dla stali W S355J2G3 rośnie od około 0.28 w temperaturze pokojowej do 0.35 w temperaturach zbliżonych do temperatury topnienia. W

przypadku stali 16MnCr5 założono odcinkowo-liniową zależność od temperatury: od wartości 0.33 (w temperaturze 20°C i niższej) do 0.34 (w temperaturze od 1470°C).



Rys.3.6. Współczynnik Poissona w funkcji temperatury dla stali W S355J2G3.

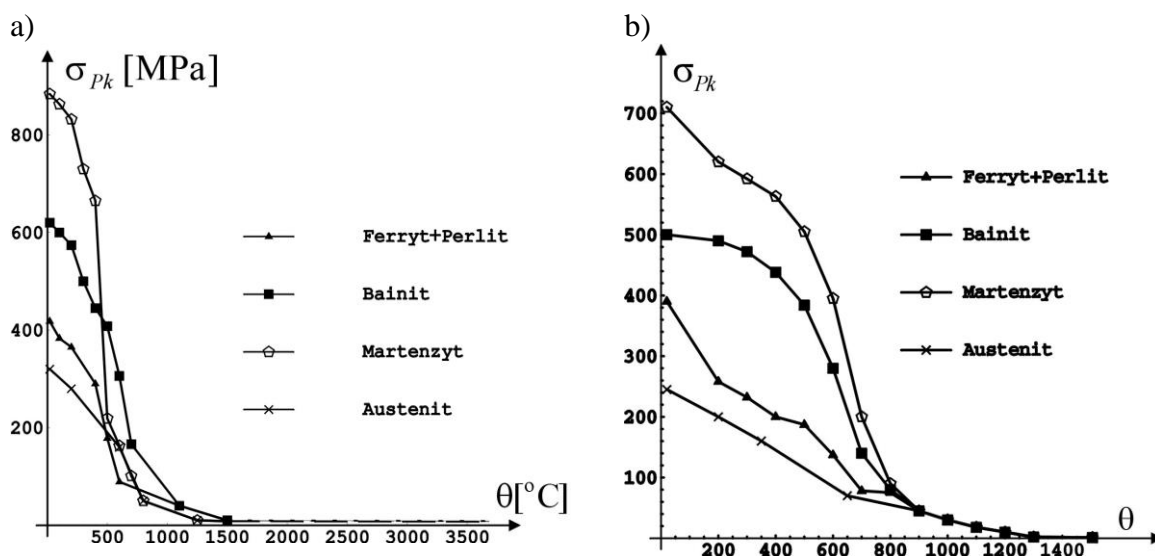
W celu określenia kulistej części tensora odkształcenia  $\epsilon_0$ , wynikającej z oddziaływań termicznych, konieczne jest zdefiniowanie współczynników rozszerzalności termicznej dla poszczególnych faz stali. Zgodnie ze wzorem (2.14) dla każdej fazy stali należy określić funkcję  $l_k(\theta)$ . Wykresy tych funkcji dla stali W S355J2G3 zaprezentowano na rys.3.7, odróżniając jedynie austenit od pozostałych faz stali.



Rys.3.7. Współczynnik rozszerzalności termicznej ( $[1/^\circ\text{C}]$ ) w funkcji temperatury.

Analizując wykresy zamieszczone na rys.3.7 warto zauważyć, że współczynnik rozszerzalności termicznej poniżej temperatury 400°C zmienia znak.

Jak już wspomniano, celem analizy jest określenie trwałych deformacji i rezydualnych naprężeń pospawalniczych, co nie jest możliwe bez uwzględnienia plastycznych własności poszczególnych faz stali. Na rys.3.8 zamieszczono wykresy granic plastyczności poszczególnych faz stali 16MnCr5 i W S355J2G3 w funkcji temperatury.



Rys.3.8. Granica plastyczności dla poszczególnych faz stali (a) 16MnCr5 i (b) W S355J2G3 w funkcji temperatury.

Z wykresów zamieszczonych na rys.3.8 wynika m.in., że wartości granicy plastyczności dla bainitu i martenzytu w temperaturach zbliżonych do temperatury pokojowej są znacznie wyższe dla stali 16MnCr5. Warto podkreślić także, że najwyższą wartość granicy plastyczności w całym zakresie temperatur, w przypadku stali W S355J2G3, ma faza martenzytu. Dla stali 16MnCr5, powyżej temperatury około 500°C, bainit ma wyższą wartość granicy plastyczności niż martenzyt.

Efekt wzmocnienia stali w wyniku narastania odkształceń trwałych można standardowo uwzględnić określając granicę plastyczności w funkcji odkształceń trwałych i temperatury. Dane te dla stali 16MnCr5 zestawiono w tab.3.2 i 3.3, rozróżniając jedynie fazy  $\alpha$  od fazy  $\gamma$ . Natomiast w przypadku stali W S355J2G3 dane dotyczące granic plastyczności wszystkich faz tej stali zaprezentowano na rys.3.9.

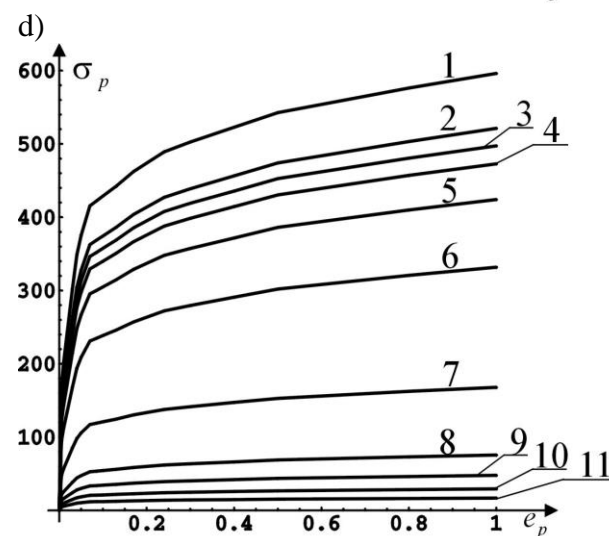
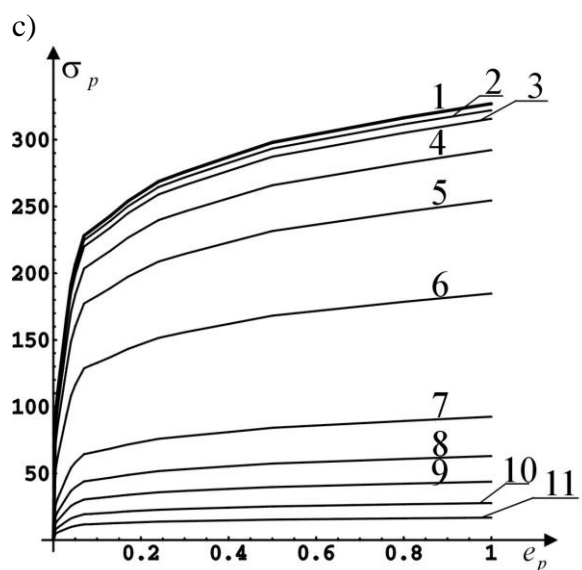
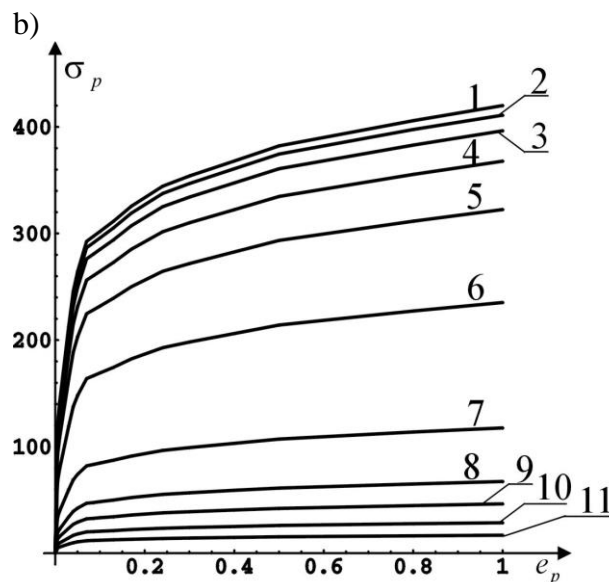
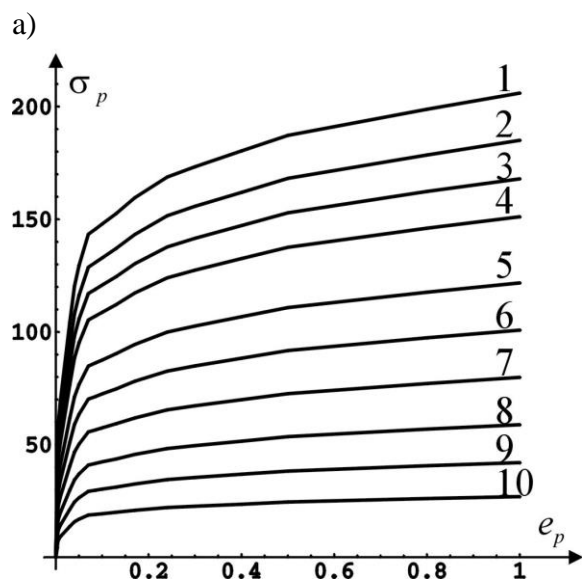
Tablica 3.2. Granica plastyczności stali 16MnCr5 (w [MPa]) w funkcji temperatury i odkształceń trwałych dla faz  $\alpha$ .

| $\theta$ [°C] \ $e_p$ | 0.00 | 0.01   | 0.02   | 0.04   | 0.10   | 0.20   |
|-----------------------|------|--------|--------|--------|--------|--------|
| 20                    | 0.00 | 311.00 | 386.00 | 471.00 | 603.00 | 719.00 |
| 100                   | 0.00 | 212.00 | 305.00 | 407.00 | 560.00 | 689.00 |
| 200                   | 0.00 | 193.00 | 276.00 | 367.00 | 502.00 | 617.00 |
| 300                   | 0.00 | 185.00 | 266.00 | 355.00 | 484.00 | 593.00 |
| 400                   | 0.00 | 177.00 | 261.00 | 353.00 | 488.00 | 601.00 |

|      |      |        |        |        |        |        |
|------|------|--------|--------|--------|--------|--------|
| 500  | 0.00 | 145.00 | 211.00 | 282.00 | 389.00 | 478.00 |
| 600  | 0.00 | 113.00 | 164.00 | 224.00 | 317.00 | 400.00 |
| 700  | 0.00 | 75.00  | 103.00 | 136.00 | 187.00 | 231.00 |
| 1300 | 0.00 | 10.00  | 15.00  | 20.00  | 40.00  | 50.00  |

Tablica 3.3. Granica plastyczności stali 16MnCr5 (w [MPa]) w funkcji temperatury i odkształceń trwałych dla fazy  $\gamma$ .

| $\theta$ [°C] \ $e_p$ | 0.00 | 0.04   | 0.20   |
|-----------------------|------|--------|--------|
| 20                    | 0.00 | 200.00 | 400.00 |
| 200                   | 0.00 | 180.00 | 360.00 |
| 600                   | 0.00 | 90.00  | 180.00 |
| 900                   | 0.00 | 50.00  | 100.00 |
| 1100                  | 0.00 | 30.00  | 60.00  |
| 1300                  | 0.00 | 20.00  | 40.00  |



Rys.3.9. Granica plastyczności stali W S355J2G3 ([MPa]) w funkcji odkształceń plastycznych dla poszczególnych temperatur i fazy: (a) austenitu, (b) mieszaniny ferrytu i perlitu, (c) bainitu, (d) martenzytu.

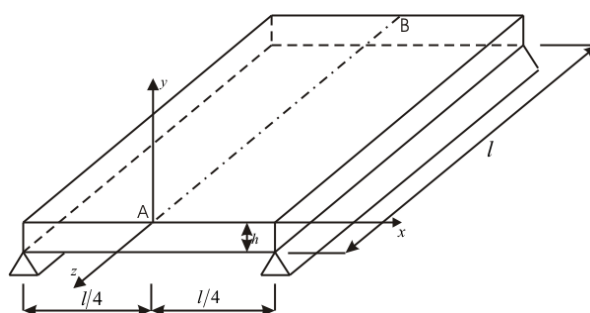
Na rys.3.9 liczby od 1 do 11 odpowiadają odpowiednio następującym wartościom temperatury: 20 °C, 200 °C, 300 °C, 400 °C, 500 °C, 600 °C, 700 °C, 800 °C, 900 °C, 1000 °C i 1100 °C.

#### 4. PRZYKŁADY NUMERYCZNE

W przykładach podanych w tym punkcie stosujemy dane materiałowe dla stali 16MnCr5 i W S355J2G3. Dane o właściwościach termiczno metalurgicznych stali 16MnCr5 podano w pracy [27], zaś brakujące dane termiczno-mechaniczne zawiera pkt.3. W odróżnieniu od prezentowanych w artykule [28] przykładów, tj. chłodzenia koła zębatego oraz analizy przejść fazowych w płycie zachodzących w wyniku stygnięcia, w zadaniach tu prezentowanych założono, że na początku procesu udział fazy 1, tj. mieszaniny ferrytu i perlitu wynosi 100%. Wynika z tego, że zachodzą zarówno przejścia fazowe w trakcie ogrzewania jak i chłodzenia określonych obszarów elementów stalowych, por. odpowiednie wykresy i diagramy podane w naszej pracy [27].

*Przykład 1. Model połączenia czołowego.*

Zadanie to jest kontynuacją Przykładu 2 z artykułu [28], w którym podano szczegółowe dane dotyczące siatki MES, typu elementów skończonych, warunków brzegowych i początkowych, parametry źródła ciepła dla zadania nieustalonego przepływu ciepła. Do opisu źródła ciepła zastosowano model Goldaka, por. [28] i literaturę tam cytowaną. W pracy tej podano wszystkie dane charakteryzujące źródło ciepła, tj. jego moc, sprawność, wymiary charakteryzujące geometrię, szybkość przemieszczania itp. Celem tego przykładu jest obliczenie trwałych deformacji i naprężeń resztkowych w połączonych blachach stalowych wykonanych ze stali 16MnCr5. Jest to tylko przykład testowy, gdyż rozpatrujemy deformacje powstałe w wyniku jednokrotnego przemieszczenia się źródła ciepła w połączeniu.

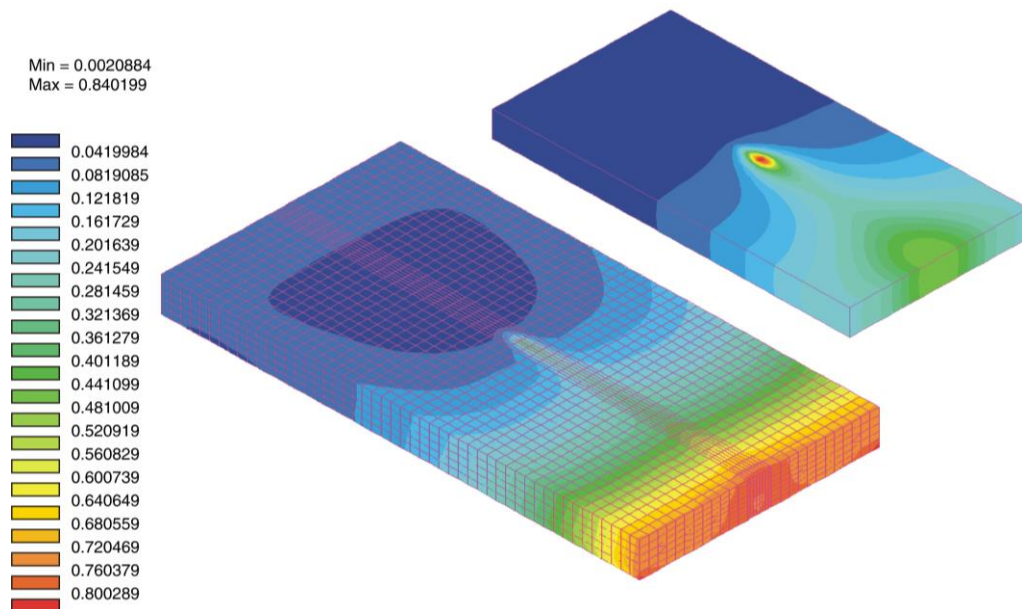


Rys. 4.1. Schemat łączonych blach, przemieszczeniowe warunki brzegowe oraz tor źródła ciepła (odcinek AB).

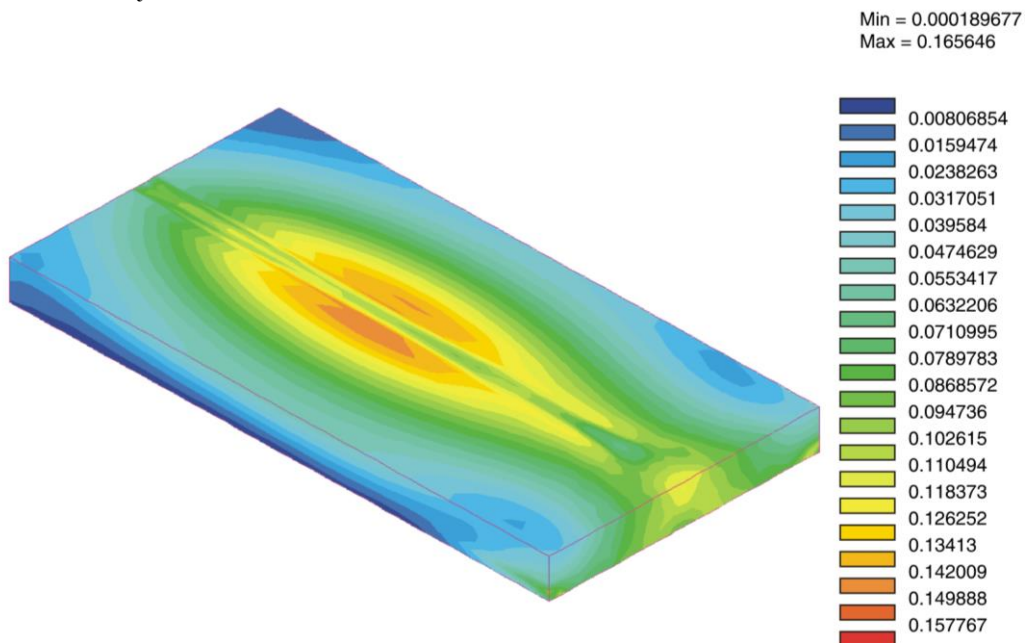
Zadanie rozwiązano w dwóch krokach. W kroku pierwszym znaleziono rozwiązanie zadania nieustalonego przepływu ciepła [28], którego wynikiem są oprócz pola temperatury także udziały objętościowe poszczególnych faz stali w każdym punkcie łączonych blach i w każdej wybranej chwili czasowej. Do rozwiązania zadania nieliniowego stosowano m.in. algorytm BFGS. Wyniki tej analizy są, oprócz danych o właściwościach termiczno-mechanicznych

stali podanych w pkt.3, danymi do drugiego kroku analizy. Oznacza to między innymi, że w połączeniu spawanym mamy dane o niejednorodnościach stali w strefie wpływu ciepła. Wyniki poszukiwanych w drugim kroku pól odkształceń termicznych i mechanicznych nie mają wpływu na rozkład faz stali. W drugim kroku obliczeń założono przemieszczeniowe warunki brzegowe, zgodnie ze schematem podanym na rys.4.1.

Przykładowo na rys. 4.2 i 4.3 pokazano wykresy warstwiczne normy przemieszczenia w wybranych chwilach czasu.

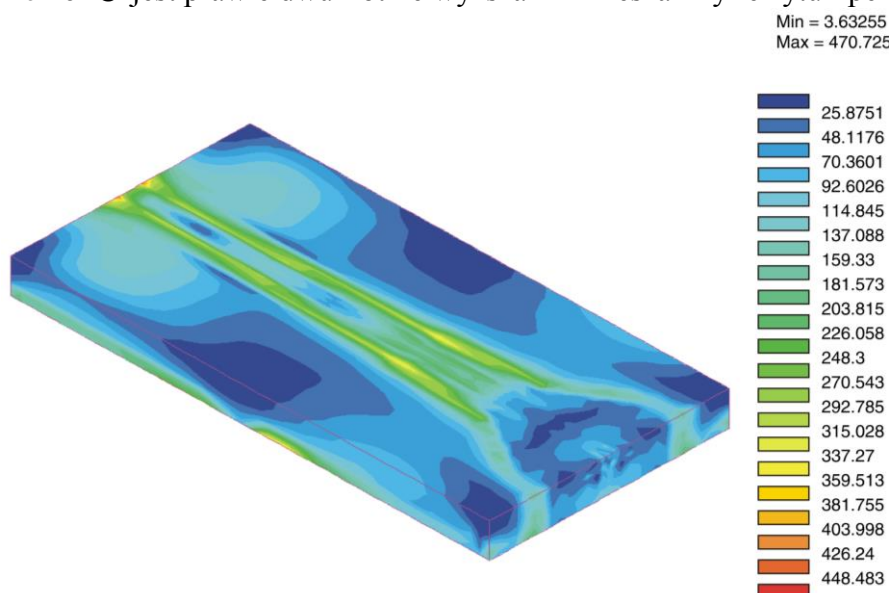


Rys. 4.2. Wykres warstwiczny normy przemieszczenia (w [mm]) w chwili  $t=25s$ , która odpowiada polu temperatur pokazanemu wyżej. Na rysunku zamieszczono także stosowaną w obliczeniach siatkę MES.



Rys. 4.3. Wykres warstwiczny normy przemieszczenia trwałego (w [mm]) po ustaleniu równowagi termicznej w chwili  $t=3260s$ .

W wyniku analizy numerycznej otrzymuje się wszystkie pola mechaniczne (podane w pkt.2) w funkcji czasu, czyli otrzymuje się całą historię procesu. Przykładowo na rys. 4.4 zamieszczono wykresy warstwiczne naprężeń zastępczych Hubera-Misesa. Naprężenia te można interpretować jako naprężenia resztkowe powstałe w wyniku procesu spawania. Ich wartości przekraczają granicę plastyczności mieszaniny ferrytu i perlitu, który był materiałem bazowym. Poprawna interpretacja wykresu warstwicowego naprężeń zastępczych Misesa możliwa jest wraz z jednoczesną analizą wykresów warstwicowych udziałów objętościowych poszczególnych faz materiału w konkretnych obszarach, bo np. granica plastyczności bainitu w temperaturze 20°C jest prawie dwukrotnie wyższa niż mieszaniny ferrytu i perlitu.



Rys. 4.4. Wykres warstwiczny naprężeń zastępczych Hubera-Misesa ([MPa]) w chwili  $t=3260s$  po ustaleniu równowagi termicznej.

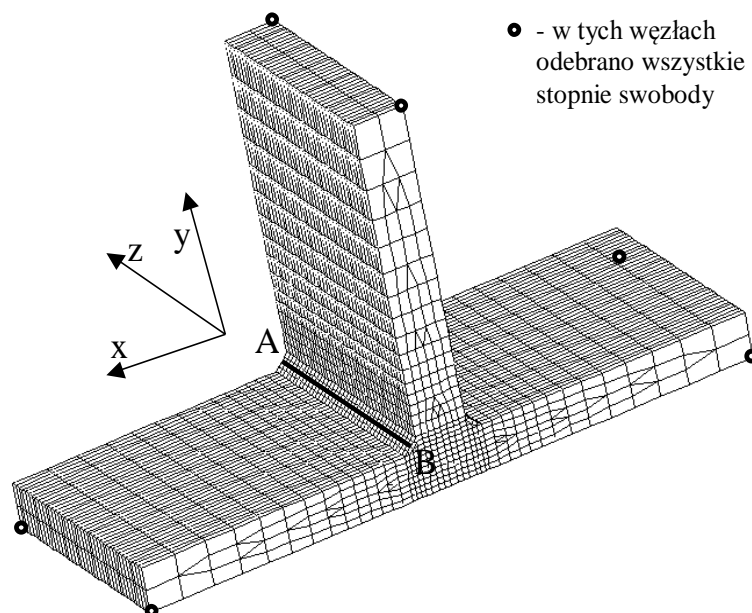
*Przykład 2. Model połączenia pachwinowego.*

Analizujemy model połączenia pachwinowego dwóch blach wykonanych ze stali 16MnCr5. Dłuższa blacha ma wymiary 55x20x4mm, zaś krótsza 30x20x4mm, por. rys.4.5. Zadanie zamodelowano stosując trójwymiarowe elementy skończone, zaś siatkę MES zagęszczono w okolicach połączenia blach. Połączenie blach obciążono poruszającym się wzdłuż odcinka A-B źródłem ciepła, które modeluje oddziaływanie termiczne od spawania. Źródło ciepła opisano według modelu Goldaka, por. [28], którego parametry zamieszczono w tabl. 4.1.

Tablica 4.1. Wartości poszczególnych parametrów źródła ciepła.

|                                      |                       |
|--------------------------------------|-----------------------|
| $\frac{6\sqrt{3}W}{ab\pi\sqrt{\pi}}$ | 300 W                 |
| a                                    | 4.0 mm                |
| b                                    | 2.0 mm                |
| $c_1$                                | 2.0 mm                |
| $c_2$                                | 6.0 mm                |
| v                                    | 50 mm s <sup>-1</sup> |
| $\eta$                               | 0.9                   |
| $f_1$                                | 0.8                   |
| $f_2$                                | 1.2                   |

Definiując termiczne warunki początkowe założono, że temperatura całego obszaru wynosi  $20^{\circ}\text{C}$ , zaś warunkami brzegowymi są, na wszystkich powierzchniach ograniczających obszar, konwekcyjne warunki swobodnej wymiany ciepła z otaczającym ośrodkiem (powietrzem). Przemieszczeniowe warunki brzegowe zadano w węzłach zaznaczonych na rys. 4.5. W węzłach tych odebrano wszystkie stopnie swobody przemieszczeń.

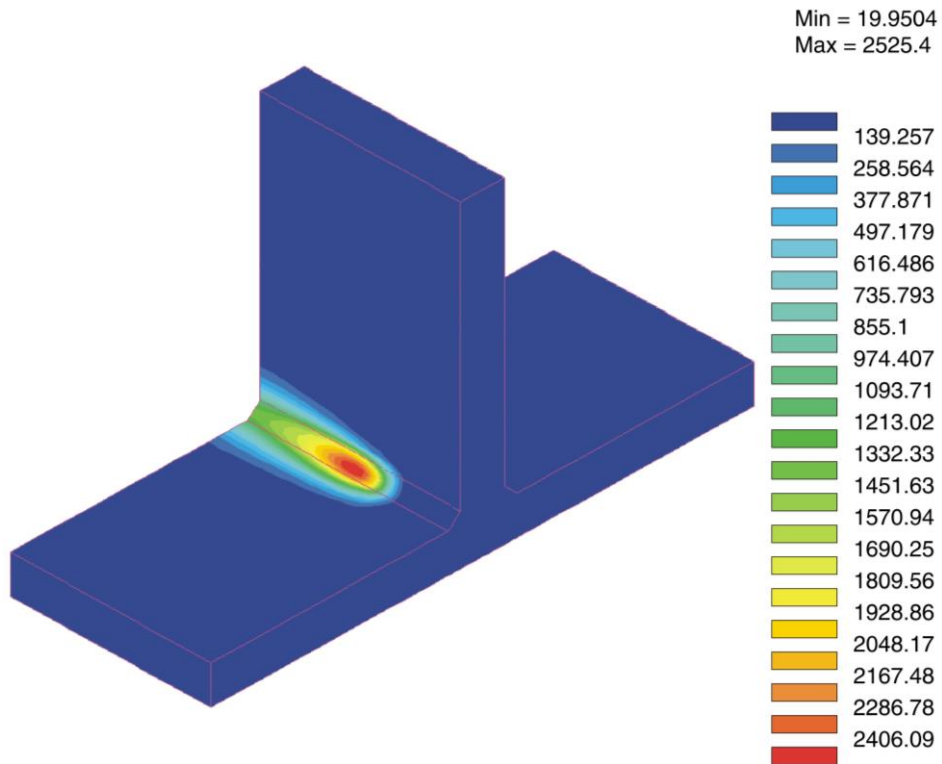


Rys. 4.5. Siatka MES, definicje przemieszczeniowych warunków brzegowych i toru źródła ciepła

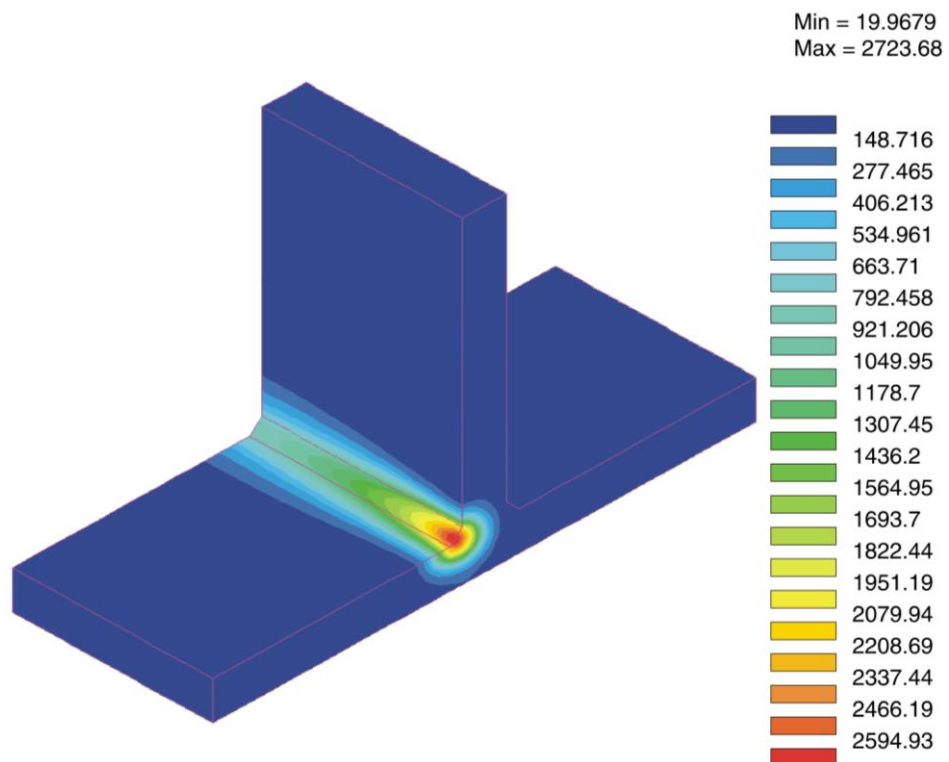
Podobnie jak w Przykładzie 1 otrzymujemy w wyniku obliczeń całą historię procesu spawania. Należy podkreślić, że konieczna jest kontrola uzyskanych wyników w dwóch krokach, gdyż brak zbieżności wyników do stanu równowagi termicznej w kroku pierwszym prowadzi do całkowicie nierealistycznych wyników analizy pól termo-mechanicznych w kroku drugim. Dlatego przykładowo na rys. 4.6 i rys. 4.7 zamieściliśmy wybrane wyniki numeryczne uzyskane w pierwszym kroku. Zauważmy, że siatka MES jest wystarczająco dokładna, gdyż w wynikach numerycznych obserwujemy prawidłowy rozkład temperatur w całym procesie, por. rys.4.6. Nie jest konieczne w tym przypadku stosowanie adaptacyjnej siatki MES. Na rys.4.7 zamieściliśmy wykresy warstwowe udziałów objętościowych wybranych faz stali na końcu pierwszego kroku obliczeń, po ustaleniu się równowagi termicznej. Ponieważ na początku procesu założono, że struktura fazowa blach stalowych jest ferrytyczno-perlityczna, to zauważmy, że na końcu, w obszarze istotnego wpływu źródła ciepła, otrzymujemy stal o strukturze bainitycznej z nieznacznym udziałem martenzytu, por. rys.4.7. Udział martenzytu jest w sposób istotny zależny od sposobu chłodzenia, por. wykres CCT w [28] i pośrednio od mocy źródła ciepła i jego prędkości. W połączeniu spawanym udział martenzytu powinien być jak najmniejszy.



a)

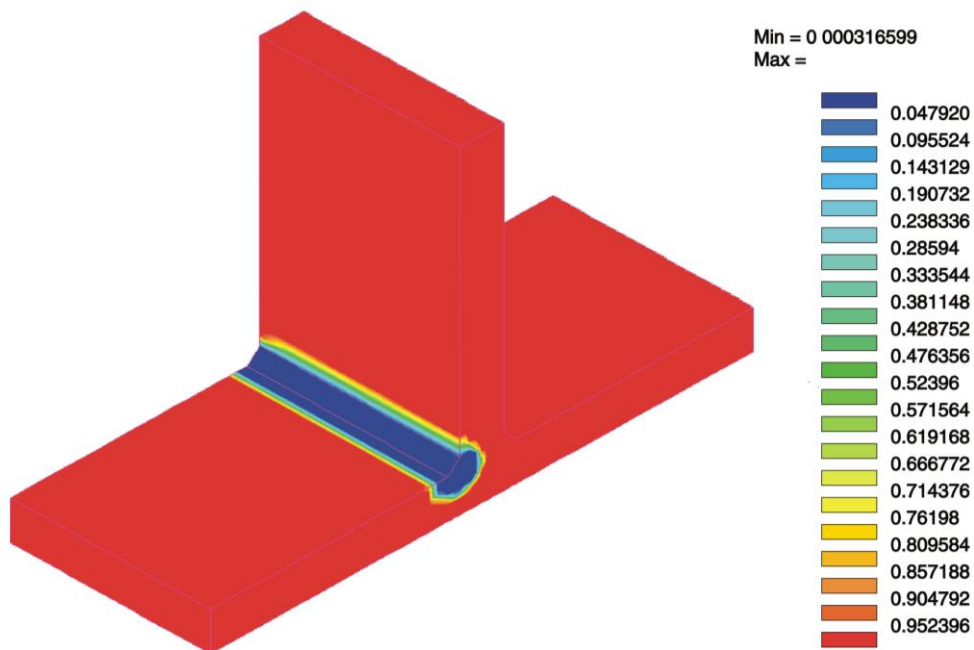


b)

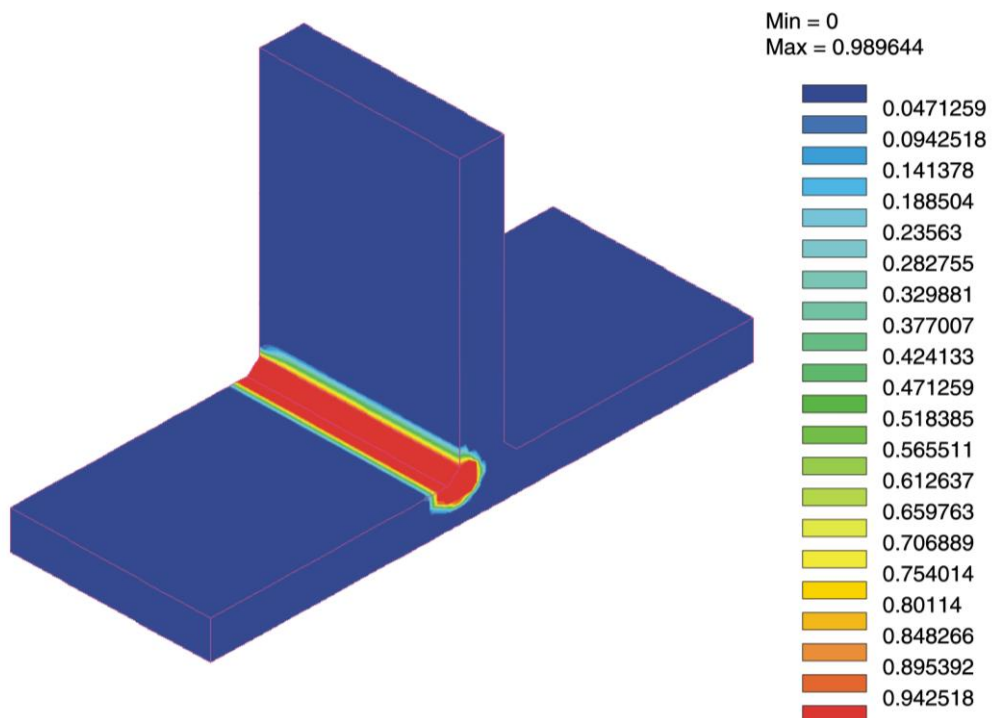


Rys. 4.6. Wykresy warstwowe temperatury: a)  $t = 0.3\text{ s}$ , b)  $t = 0.5\text{ s}$ .

a)



b)

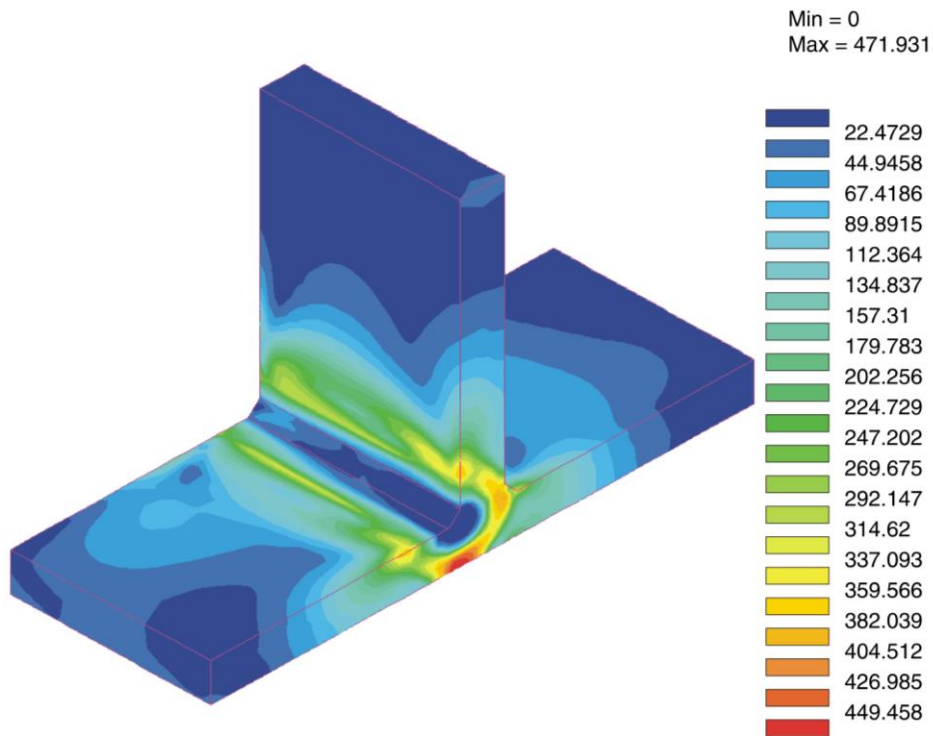


Rys. 4.7. Wykres warstwowy udziałów objętościowych faz w chwili  $t=500s$  po ustaleniu równowagi termicznej: a) faza 1 (feryt-perlit), b) faza 3 (bainit).

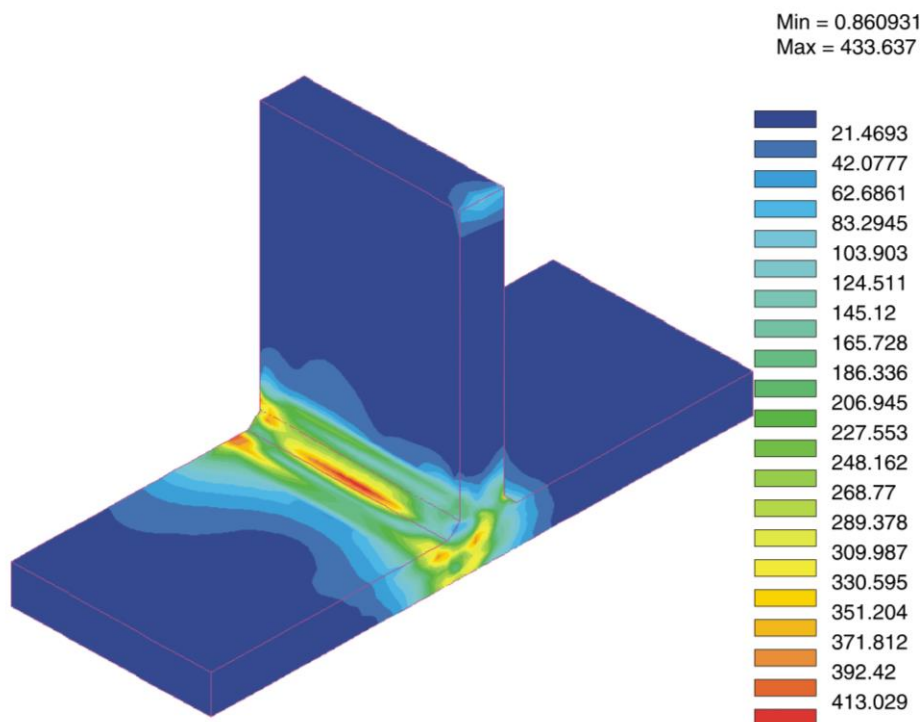
Na rys. 4.8 zamieszczono wykresy warstwowe naprężeń zastępczych Hubera-Misesa w wybranej chwili czasu i na końcu kroku drugiego. Zauważmy, że znaczne koncentracje

naprężeń w trakcie spawania występują głównie wokół spawu, patrz rys. 4.8a, zaś na końcu procesu obserwuje się także znaczne koncentracje naprężeń wewnątrz spawu. Podobnie jak w przykładzie 1 świadczy to o znacznych deformacjach trwałych połączenia. Potwierdzają to wyniki zarówno trwałych odkształceń jak i przemieszczeń.

a)



b)



Rys. 4.8. Wykresy warstwiczne naprężeń zastępczych Hubera- Misesa ([MPa]):

a)  $t = 0.5$  s, b)  $t = 500$  s.

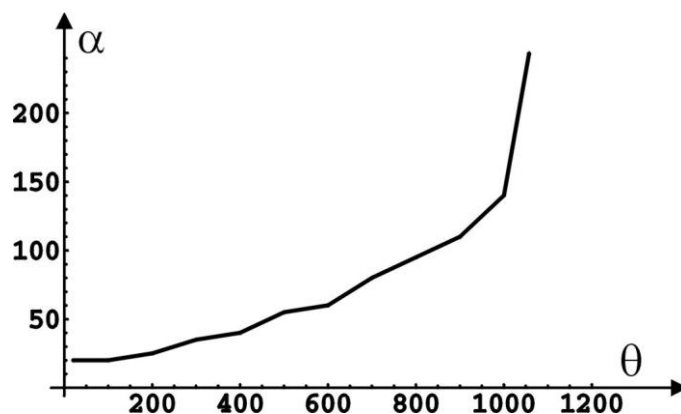
*Przykład 3. Model połączenia pachwinowego blach o różnej grubości.*

Rozpatrujemy połączenie spawane dwóch blach odpowiednio o wymiarach 120x80x10mm i 80x80x5mm wykonanych ze stali W S355J2G3, której właściwości materiałowe zestawiono w pkt.3. Geometria modelu przedstawiona została na rys.4.10. Połączenie obciążono źródłem ciepła, które modeluje oddziaływanie termiczne od elektrycznego spawania łukowego. Stosujemy model Goldaka, z prędkością przesuwu źródła ciepła 10 mm/s. Parametry modelu źródła ciepła zamieszczono poniżej, w tab. 4.2.

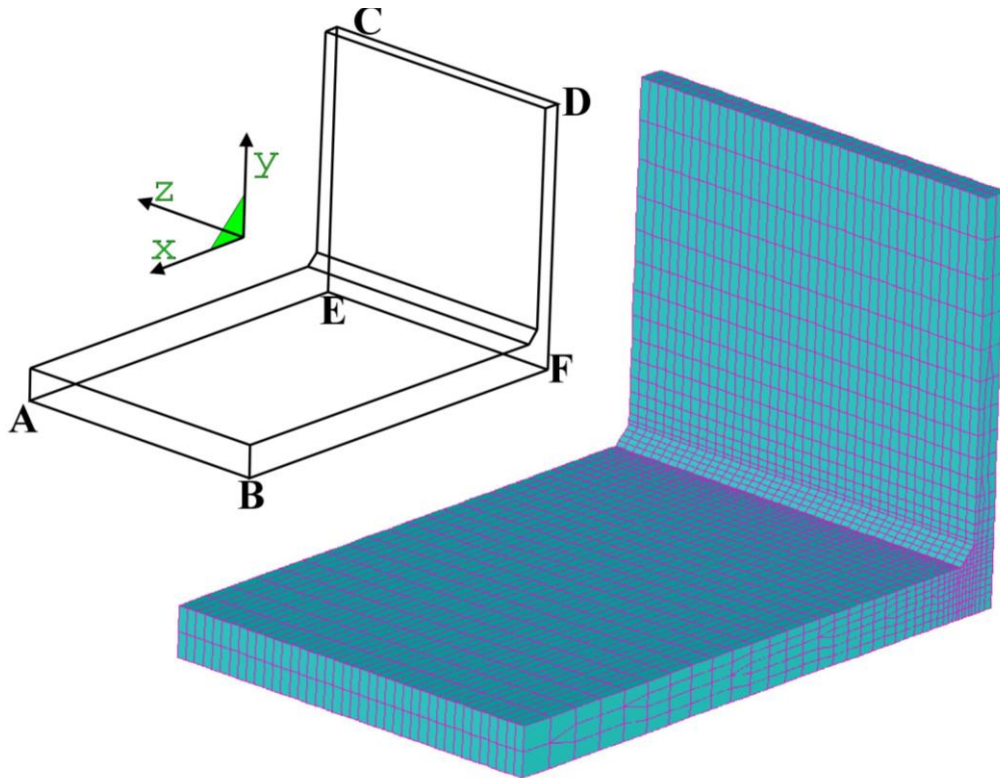
Tablica 4.2. Wartości parametrów źródła ciepła.

|        |                       |
|--------|-----------------------|
| $W$    | 80 W                  |
| $a$    | 3.0 mm                |
| $b$    | 2.0 mm                |
| $c_1$  | 2.0 mm                |
| $c_2$  | 4.0 mm                |
| $v$    | 10 mm s <sup>-1</sup> |
| $\eta$ | 0.9                   |
| $f_1$  | 1                     |
| $f_2$  | 0.625                 |

W pierwszym kroku obliczeń, źródło ciepła przemierza płytę w ciągu 8s, a następnie potrzeba około 5000s aby ustalił się stan równowagi. Na powierzchniach łączonych elementów zadano warunki brzegowe, zgodnie z równaniem  $q(\theta, t) = \alpha(\theta)(\theta_0 - \theta)$ , w którym współczynnik wymiany ciepła z otoczeniem przyjęto wg danych zamieszczonych na rys.4.9, tak aby uwzględnić konwekcję i promieniowanie. Temperatura początkowa łączonych blach wynosi 20 °C. W chwili początkowej założono także 100% udział objętościowy mieszaniny ferrytu i perlitu w łączonych blachach. Siatka MES o 14760 węzłach złożona jest z 16572 elementów skończonych, rys.4.10. W drugim kroku obliczeń, przemieszczeniowe warunki brzegowe założono w płaszczyźnie CDEF, odbierając możliwość przemieszczenia w kierunku osi x (warunek symetrii). Odebrano także możliwość przemieszczeń w kierunku osi y we wszystkich węzłach na linii CD. Dodatkowo w punktach A i B zablokowano możliwość przesuwu w kierunku osi y i z. Założono powierzchnię plastyczności Hubera-Misesa i stowarzyszone prawo płynięcia oraz wzmocnienie izotropowe.

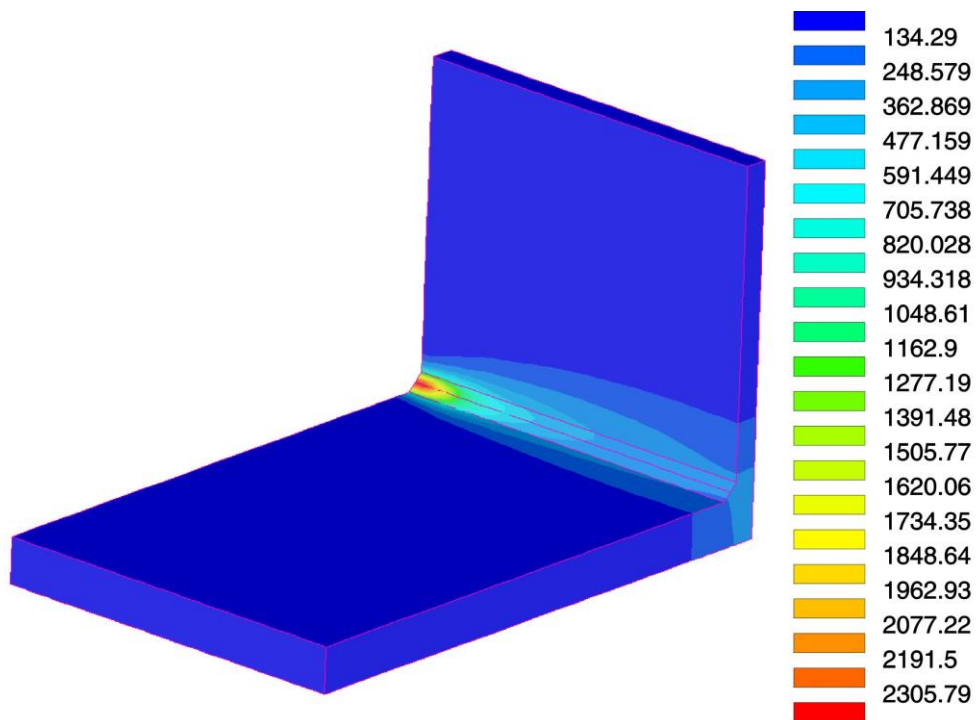


4.9. Wykres współczynnika przejmowania ciepła  $\alpha$  w funkcji temperatury (w [W/(m<sup>2</sup>K)]).

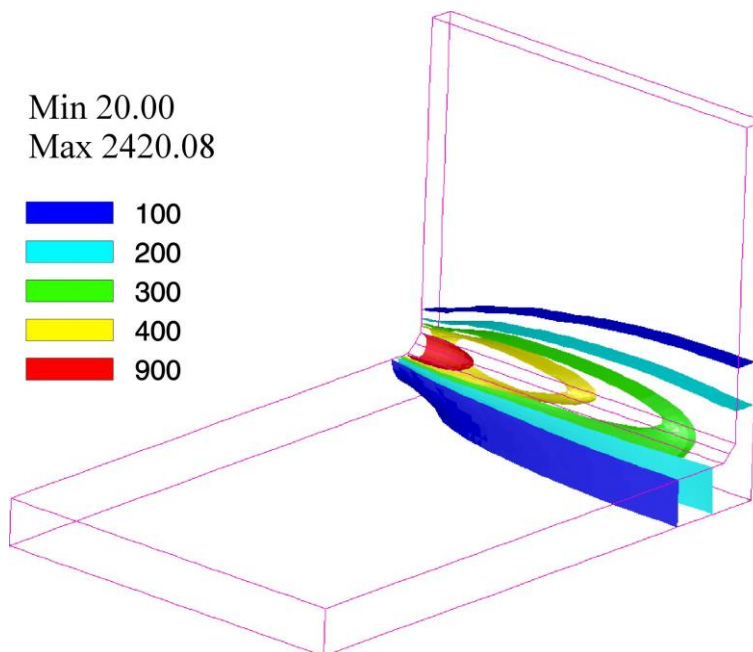


Rys.4.10. Siatka MES.

Przykładowe wyniki obliczeń podano na rys.4.11-4.18. Wykresy warstwiczne temperatury podane na rys.4.11 i 4.12 oraz wykresy normy przemieszczenia (rys.4.13) dotyczą wybranej chwili czasu, gdzie występuje niestabilny przepływ ciepła. Wykres normy przemieszczenia podany na rys.4.14 odpowiada sytuacji końcowej. Znaczne przemieszczenia dolnej płyty wynikają z przyjętych warunków brzegowych. Ze względów aplikacyjnych istotna jest tylko analiza wyników odkształceń trwałych i naprężeń rezydualnych w połączeniu, por. rys.4.15 i 4.16.

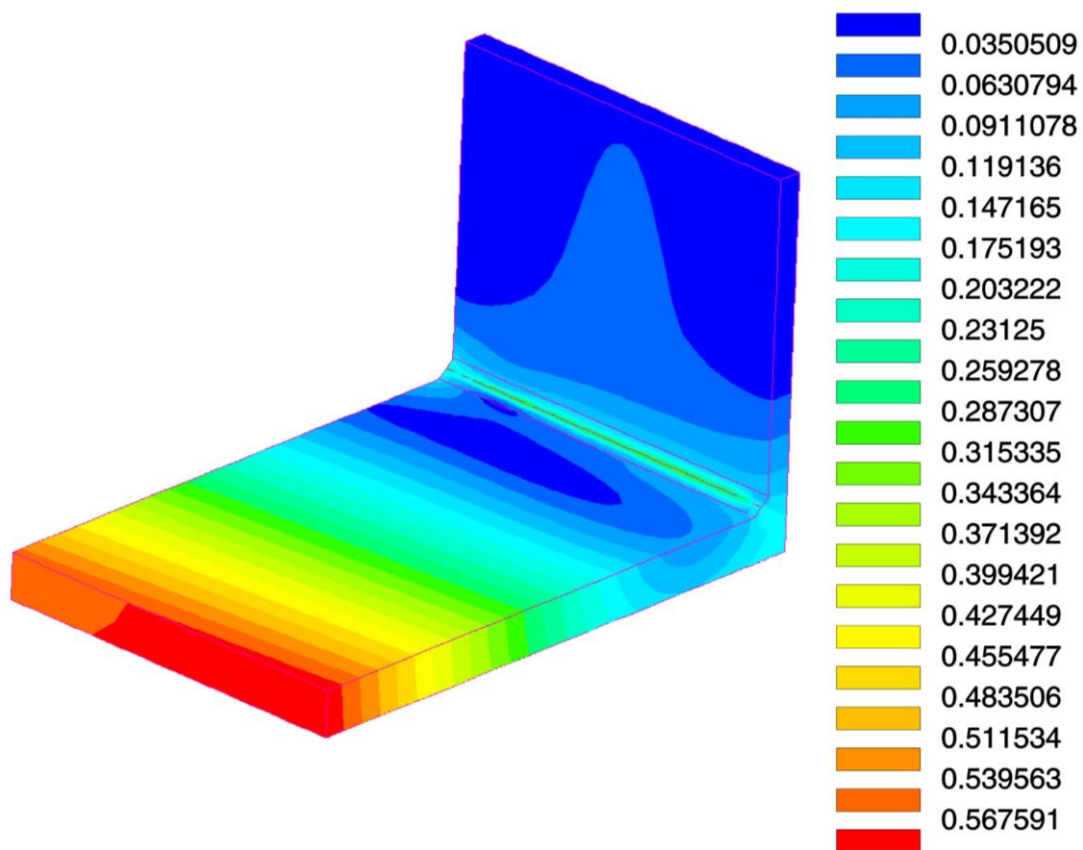


Rys.4.11. Wykres warstwowy temperatury w chwili czasu  $t = 8\text{ s}$ .

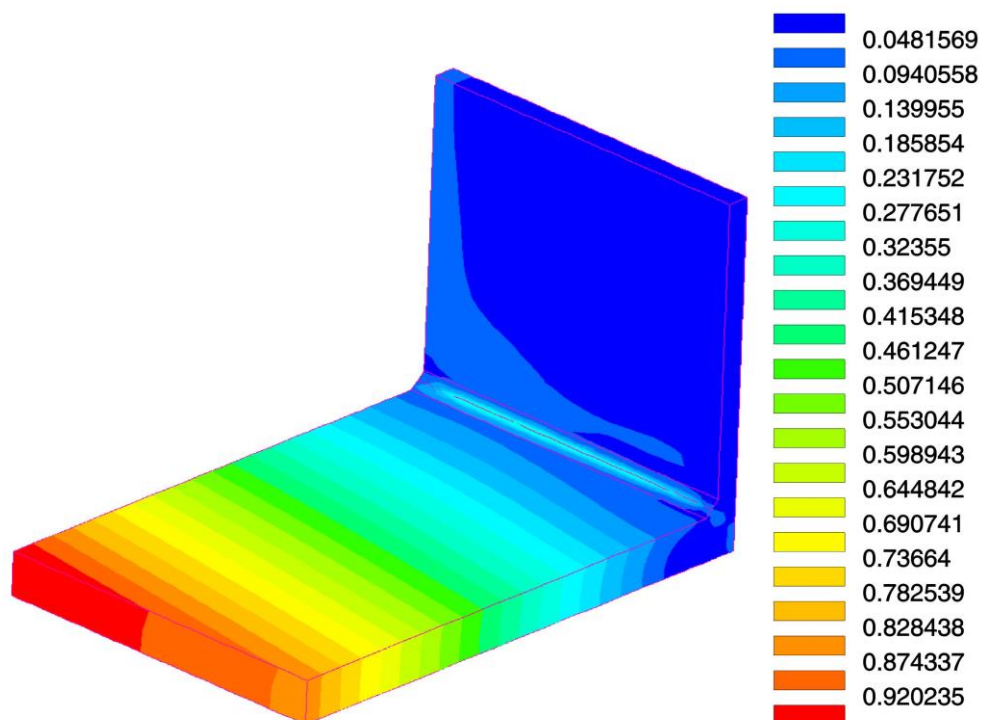


Rys.4.12. Powierzchnie stałej temperatury w chwili czasu  $t = 8\text{ s}$ .

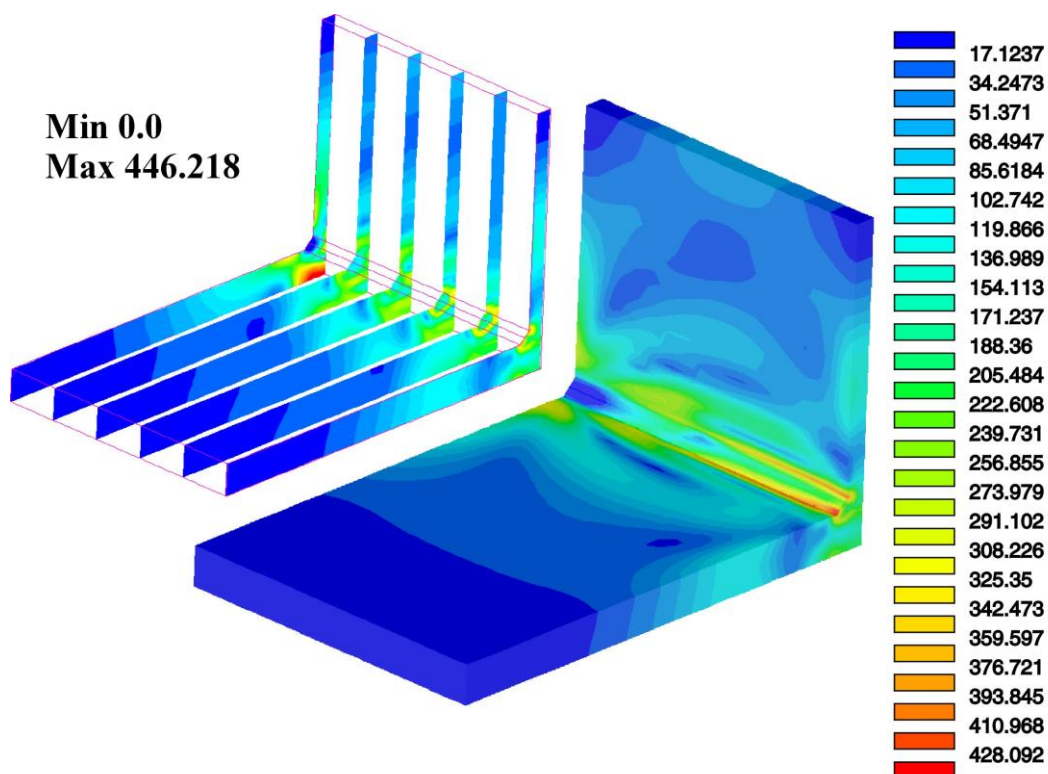




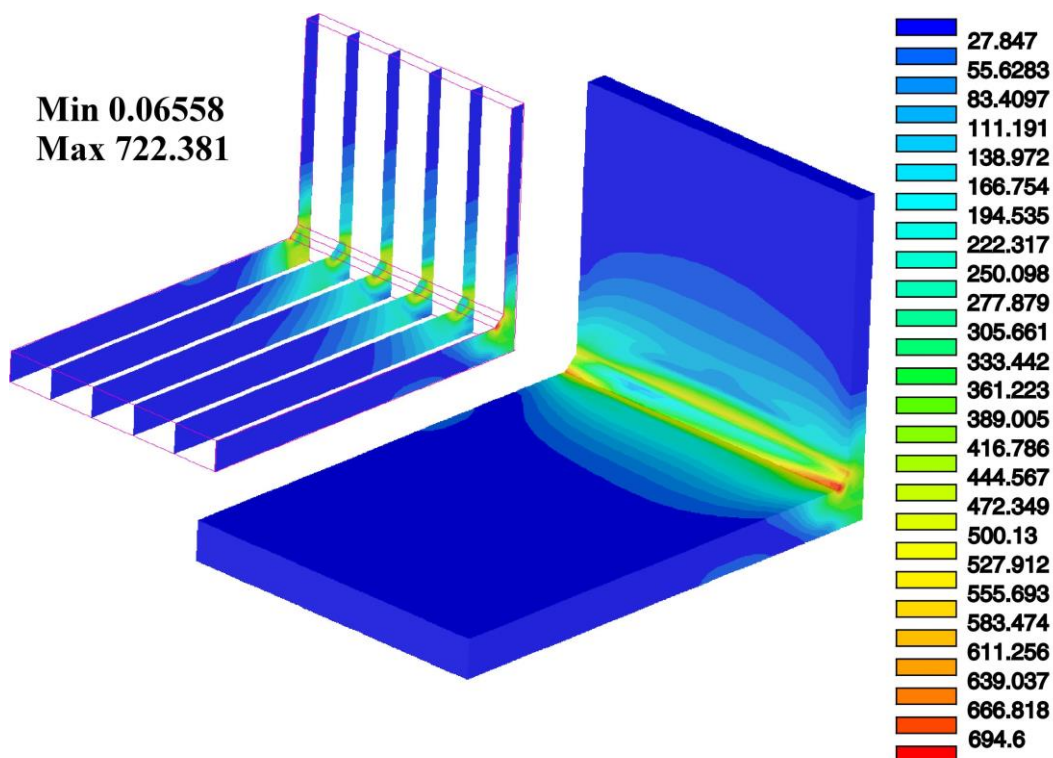
Rys.4.13. Wykres warstwiczny normy przemieszczenia (w [mm]) w chwili czasu  $t = 8$  s .



Rys.4.14. Wykres warstwiczny normy przemieszczenia (w [mm]) w chwili czasu  $t = 5000$  s .



Rys.4.15. Wykres warstwiczny naprężeń zastępczych Misesa ([MPa]) w chwili czasu  $t = 8\text{ s}$ .

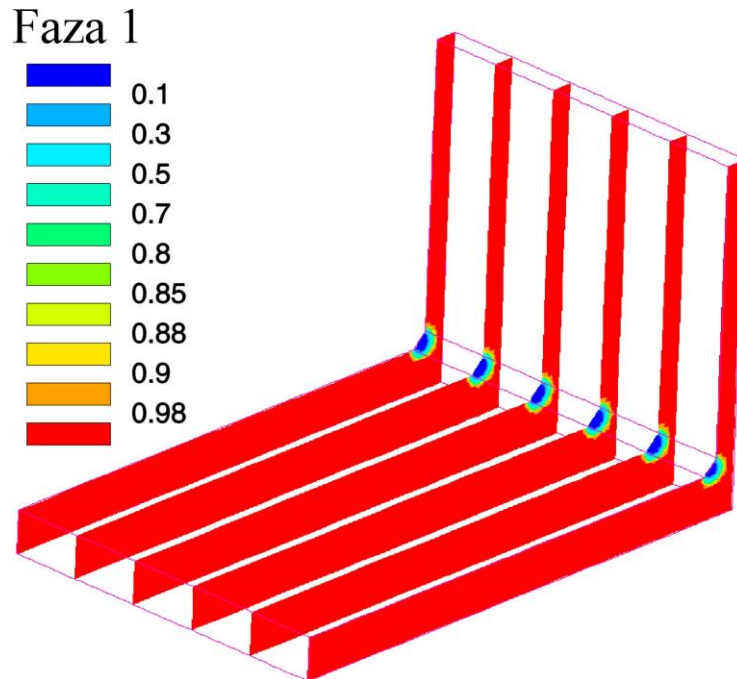


Rys.4.16. Wykres warstwiczny naprężeń zastępczych Misesa ([MPa]) w chwili czasu  $t = 5000\text{ s}$ .

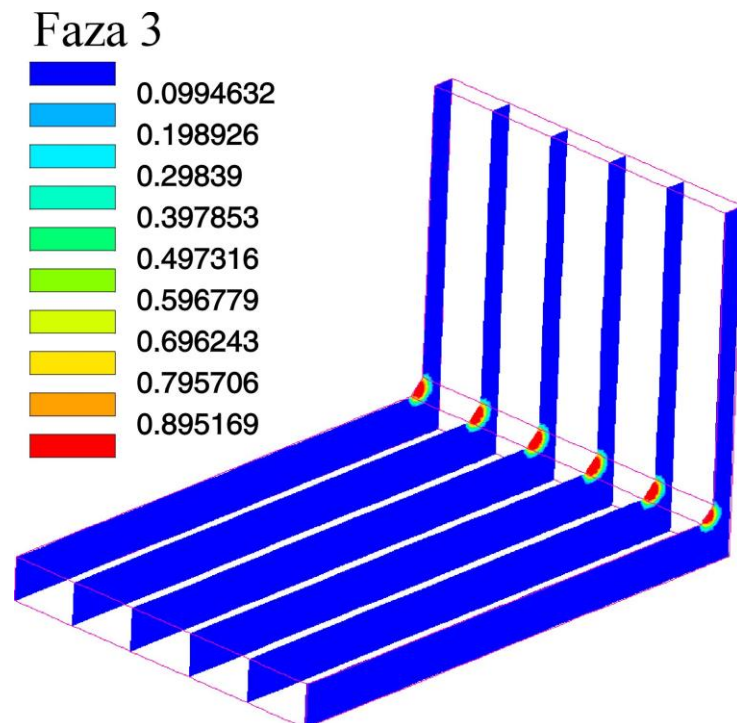
Na rys. 4.15 zamieszczono przykładowe wyniki, odpowiadające chwili nieustalonego przepływu ciepła, w postaci wykresu warstwicowego naprężeń zastępczych Hubera-Misesa.



Lokalnie, w strefie wpływu ciepła występują znaczne koncentracje naprężeń, których wartości są zbliżone do granicy plastyczności fazy bainitu, ale nie przekraczają one granicy plastyczności martenzytu. Naprężenia resztkowe są znacznie większe, co pokazujemy na rys. 4.16. Prawidłowa analiza wyników wymaga jednoczesnej analizy porównawczej odkształceń trwałych, naprężeń resztkowych i udziałów objętościowych poszczególnych faz stali.



Rys.4.17. Wykres warstwicowy udziału objętościowego fazy 1 w chwili czasu  $t = 5000s$ .



Rys.4.18. Wykres warstwicowy udziału objętościowego fazy 3 w chwili czasu  $t = 5000s$ .

## 5. WNIOSKI I UWAGI KOŃCOWE

Artykuł, łącznie z pracami autorów [27,28], stanowi próbę racjonalnego modelowania procesu spawania i jest etapem wstępnym do oceny nośności połączeń spawanych stosowanych w budownictwie. Z punktu widzenia teoretycznego wybrano jedną z najprostszych możliwych dróg postępowania w analizie sprzężonych pól termo-metalurgiczno-mechanicznych. W tej pracy wykazano, że metodologia tego podejścia, w celu wyznaczenia pól termo-mechanicznych, mieści się w ramach teorii mieszanin, teorii nieustalonego przepływu ciepła i teorii sprężysto-plastyczności ze zmiennymi wewnętrznymi i słabym sprzężeniem pól termo-metalurgicznych. Wszystkie wnioski podane w artykule [28] dotyczą także zagadnienia rozpatrywanego w tej pracy. Dodatkowo podstawowym problemem jest uwzględnienie własności plastyczno-kruchych stali poniżej temperatury przemiany martenzytycznej, co pozwala na jakościowo poprawny opis w trakcie szybkiego chłodzenia, [41]. Tego typu teorie nie są jeszcze rozważane w zagadnieniach spawania i odlewania. W modelowaniu procesu spawania i mechanicznego obciążania zespawanych połączeń ma to większe znaczenie niż uwzględnianie teorii dużych deformacji, sprzężenia z polami elektrycznymi, dyfuzyjnymi, itp. Należy zaznaczyć, że w prezentowanym podejściu, konieczna byłaby modyfikacja kryterium uplastycznienia/pęknięcia fazy martenzytu. W ten sposób, zastosowania przedstawionej tej pracy teorii powinny być ograniczone do projektowania technologii spawania, a nie do diagnostyki źle wykonanych połączeń z zauważalnymi pęknięciami.

W zaprezentowanym podejściu fenomenologicznym konieczne jest sprecyzowanie znacznego zbioru różnorodnych danych materiałowych, które są punktem wyjścia do analizy numerycznej z zastosowaniem MES. O adekwatności obliczeń decyduje nie tylko rodzaj zastosowanej aproksymacji poszukiwanych pól (tzn. siatki MES, rodzaju elementów skończonych) ale także poprawność przygotowania danych materiałowych i zastosowanych warunków początkowych i brzegowych. Dodatkowo, poprawne zamodelowanie procesu spawania wymaga określenia danych materiałowych także w warunkach brzegowych, które opisują konwekcję i promieniowanie ciepła między łączonymi elementami a otaczającym je gazem (lub cieczą) w szerokim zakresie temperatur. Oznacza to, że konieczne jest określenie współczynnika przejmowania ciepła i emisyjności powierzchni w funkcji temperatury. Dodatkowo występują także klasyczne warunki brzegowe i początkowe mechaniki ciał odkształcalnych. W warunkach początkowych zadania konieczna jest informacja o rozkładzie i udziale objętościowym faz w materiale, w stanie, który *a priori* uznajemy za stan naturalny ciała (z zerowymi polami odkształceń i naprężeń). Informacja ta wynika z badań mikrostruktury rozpatrywanej stali. W przykładach, które podaliśmy w tej pracy zakładaliśmy, że na początku procesu materiał jest jednorodną mieszaniną ferrytu i perlitu. Obliczenia numeryczne MES zawsze wykonuje się przyrostowo w dwóch zasadniczych krokach. W kroku pierwszym obciążenie termiczne w połączeniu zakłada się w postaci źródła ciepła np. wg modelu Goldaka. Modelowanie tego obciążenia wymaga zdefiniowania prędkości, trajektorii, danych o geometrii i mocy źródła, por. [28] i tabl.4.1. Dane termiczno-metalurgiczne, konieczne do określenia kinetyki przejść fazowych, otrzymuje się między innymi z diagramów dotyczących transformacji fazowych podczas procesu chłodzenia stali z różnymi stałymi prędkościami, patrz [28]. Konieczne jest także podanie współczynników przewodzenia ciepła każdej fazy w funkcji temperatury. Wyniki numeryczne z kroku pierwszego stanowią część danych do wykonania drugiego kroku obliczeń, w którym należy podać w danych materiałowych: stałe sprężystości poszczególnych faz w funkcji temperatury, współczynniki rozszerzalności termicznej każdej fazy w funkcji temperatury, granice plastyczności faz materiału w funkcji temperatury i odkształceń trwałych, które są otrzymane z testów izotermicznego jednoosiowego rozciągania-ściskania, patrz pkt.3.

Przedstawione w pracy przykłady symulacji spawania blach stalowych są znaczną idealizacją tego procesu technologicznego, ale z punktu widzenia MES są to bardzo złożone zadania numeryczne, które wymagają znacznego nakładu obliczeń. Otrzymuje się w wyniku analizy całą historię procesu, co prowadzi do dużych zbiorów wyników (rzędu gigabajtów). Czynnikiem istotnie ograniczającym możliwość stosowania zaprezentowanego podejścia w praktycznych obliczeniach inżynierskich nie jest jednak złożoność numeryczna zadania i ograniczenia sprzętowe, które najprawdopodobniej nie będą wkrótce problemem ale dostęp do wiarygodnych i kompletnych dla danej stali danych termiczno-metalurgiczno mechanicznych. Szczególnie dotyczy to danych termiczno-mechanicznych dla poszczególnych faz materiału. Proces przygotowania tych danych nie jest także obecnie w pełni zalgorytmizowany.

Należy podkreślić, że po wykonaniu drugiego kroku obliczeń wyniki tego zadania mogą być zastosowane jako dane do kroku trzeciego, w którym przeprowadza się klasyczne obliczenia numeryczne w ramach izotermicznej teorii sprężysto-plastyczności materiałów niejednorodnych w celu oceny nośności połączenia spawanego.

**Podziękowania:** Praca finansowana była w ramach Grantu KBN Nr 8 T07E016 20.

## **Bibliografia**

- [1] ABAQUS *Theory manual*, Version 6.1., Hibbitt, Karlsson and Sorensen, Inc., Pawtucket, 2000.
- [2] ABAQUS/Standard *User's manual*, Version 6.1., Hibbitt, Karlsson and Sorensen, Inc., Pawtucket, 2000.
- [3] Abdel-Tawab K., Noor A.K.: Uncertainty analysis of welding residual stress fields, *Comput. Methods Appl. Mech. Engrg.*, 179, pp. 327-344, 1999.
- [4] Alberg H., Berglund D.: Comparison of plastic, viscoplastic, and creep models when modelling welding and stress relief heat treatment, *Comput. Methods Appl. Mech. Engrg.*, **192**, pp. 51189-5208, 2003.
- [5] Bachorski A., Painter M.J., Smailes A.J., Wahab M.A.: Finite-element prediction of distortion during gas metal arc welding using the shrinkage volume approach, *J. Of Materials Processing Technology*, **92-93**, pp. 405-409, 1999.
- [6] Bae K.-Y., Na S.-J.: An analysis of thermal stress and distortion in bead-on-plate welding using laminated isotropic plate theory, *J. Materials Processing Technology*, **57**, pp. 337-344, 1996.
- [7] Bokota A., Iskierka S.: Numerical analysis of phase transformation and residual stresses in steel cone-shaped elements hardened by induction and flame methods, *Int. J. Mech. Sci.*, 40, 6, pp. 617-629, 1998.
- [8] Boley B.A., Weiner J.H.: *Theory of thermal stresses*, John Wiley and Sons, New York-London, 1960.
- [9] Butnicki S.: *Spawalność i kruchość stali*, WNT, Warszawa, 1979.
- [10] Carmignani C., Mares R., Toselli G.: Transient finite element analysis of deep penetration laser welding in a singlepass butt-welded thick steel plate, *Comput. Methods Appl. Mech. Engrg.*, 179, pp. 197-214, 1999.
- [11] Chen B., Peng X.H., Nong S.N., Liang X.C.: An incremental constitutive relationship incorporating phase transformation with the application to stress analysis for the quenching process, *J. Materials Processing Technology*, **122**, pp. 208-212, 2002.

- [12] Cherkaoui M., Berveiller M., Sabar H.: Micromechanical modelling of martensitic transformation induced plasticity (TRIP) in austenitic single crystals, *Int. J. of Plasticity*, **14**, 7, pp. 597-626, 1998.
- [13] Coret M., Calloch S., Combescure A.: Experimental study of the phase transformation plasticity of 16MND5 low carbon steel under multiaxial loading, *Int. J. of Plasticity*, **18**, pp. 1707-1727, 2002.
- [14] Coret M., Combescure A.: A mesomodel for the numerical simulation of the multiphase behavior of materials under anisothermal loading (application to two low-carbon steel), *Int. J. of Mechanical Sciences*, **44**, pp. 1947-1963, 2002.
- [15] Czyski W., Pilarczyk J.: Spawanie stali, PWT, Warszawa, 1960.
- [16] Fisher F.D., Oberaigner E.R., Tanaka K., Nishimura F.: Transformation induced plasticity revised and updated formulation, *Int. J. Solids Structures*, **35**, pp. 2209-2227, 1998.
- [17] Fisher F.D., Reisner G., Werner E., Tanaka K., Cailletaud G., Antretter T.: A new view on transformation induced plasticity (TRIP), *Int. J. of Plasticity*, **16**, pp. 723-748, 2000.
- [18] Gamsjäger E., Antretter T., Schmaranzer C., Preis W., Chimani C.M., Simha N.K., Svoboda J., Fischer F.D.: Diffusional phase transformation and deformation in steels, *Computational Materials and Science*, **25**, pp. 92-99, 2002.
- [19] Gür C.H., Tekkaya A.E.: Numerical investigation of non-homogeneous plastic deformation in quenching process, *Materials Science and Engineering*, **A319-321**, pp. 164-169, 2001.
- [20] Hackmair C., Werner E., Pönisch M.: Application of welding simulation for chassis components within the development manufacturing methods, *Computational Materials Science*, **28**, pp. 540-547, 2003.
- [21] Han H.N., Lee J.K., Kim H.J., Jin Y.-S.: A model for deformation, temperature and phase transformation behavior of steels on run-out table in hot strip mill, *J. Materials Processing Technology*, **128**, pp. 216-225, 2002.
- [22] Han H.N., Suh D.-W.: A model for transformation plasticity during bainite transformation of steel under external stress, *Acta Materialia*, **51**, pp. 4907-4917, 2003.
- [23] Heming Ch., Xieqing H., Honggang W.: Calculation of the residual stress of a 45 steel cylinder with a non-linear surface heat-transfer coefficient including phase transformation during quenching, *J. Materials Processing Technology*, **89-90**, pp. 339-343, 1999.
- [24] Hömberg D.: A mathematical model for induction hardening including mechanical effect, *Nonlinear Analysis: Real World Applications*, **5**, pp. 55-90, 2004.
- [25] Huespe A.E., Cardona A., Fachinotti V.: Thermomechanical model of a continuous casting process, *Comput. Methods Appl. Mech. Engrg.*, **182**, pp.439-455, 2000.
- [26] Jakubiec M.: Lesiński K., Czajkowski H.: Technologia konstrukcji spawanych, WNT, Warszawa, 1980.
- [27] Jemioło S., Gajewski M.: Symulacja MES obróbki cieplnej wyrobów stalowych z uwzględnieniem zjawisk termo-metalurgicznych, Część 1. Nieustalony przepływ ciepła z uwzględnieniem przejść fazowych, w przygotowaniu.
- [28] Jemioło S., Gajewski M.: Symulacja MES obróbki cieplnej wyrobów stalowych z uwzględnieniem zjawisk termo-metalurgicznych, Część 2. Przykłady numeryczne z zastosowaniem programu SYSWELD, w przygotowaniu.
- [29] Jemioło S., Giżejowski M.: Modele konstytutywne ze zmiennymi wewnętrznymi do opisu zachowania się stali, Cz.1: Podstawy termodynamiczne, Cz.2: Modele lepkoplastyczności i plastyczności”, *Prace Naukowe, Budownictwo* z. 138, str.99-150, Warszawa 2001.

- [30] Ju D.-Y., Liu Ch., Inoue T.: Numerical modeling and simulation of carburized and nitrided quenching process, *J. of Materials Processing Technology*, 134-144, pp. 880-885, 2003.
- [31] Kleiber M. [ed]: *Mechanika techniczna t.11, Komputerowe metody mechaniki ciał stałych*, PWN, Warszawa, 1995.
- [32] Lancaster J.F.: *Metallurgy of welding*, Third edition, George ALLEN & UNWIN, London, 1980.
- [33] Lebedev A.A., Kosarchuk V.V.: Influence of phase transformations on the mechanical properties of austenitic stainless, *Int. J. of Plasticity*, **16**, pp. 749-767, 2000.
- [34] Leblond J.B., Devaux J.: A new kinetic model for anisothermal metallurgical transformations in steels including effect of austenite grain size, *Acta Metall.*, **32**, 1, pp. 137-146, 1984.
- [35] Leblond J.B., Mottet G., Devaux J.: A theoretical and numerical approach to the plastic behavior of steels during phase transformations. I: Derivation of general relations, II: Study of classical plasticity for ideal plastic phases, *J. Mech. Phys. Solids*, **34**, 4, pp. 395-409, 411-432, 1986.
- [36] Lindgren L.-E., Häggblad H.-A., McDill J.M.J., Oddy A.S.: Automatic remeshing for three-dimensional finite element simulation of welding, *Comput. Methods Appl. Mech. Engrg.*, **147**, pp. 401-409, 1997.
- [37] Lindgren L. E.: Finite element modelling and simulation of welding, Part 1: Increased complexity, *Journal of Thermal Stresses*, **24**, pp. 141-192, 2001.
- [38] Lindgren L. E.: Finite element modelling and simulation of welding, Part 2: Improved material modelling, *Journal of Thermal Stresses*, **24**, pp. 1195-231, 2001.
- [39] Lindgren L. E.: Finite element modelling and simulation of welding, Part 3: Efficiency and integration, *Journal of Thermal Stresses*, **24**, pp. 305-334, 2001.
- [40] Lis A.K.: Mechanical properties and microstructure of ULCB steels affected by thermomechanical rolling, quenching and tempering, *J. Materials Processing Technology*, **106**, pp. 212-218, 2000.
- [41] Liu C.C., Xu X.J., Liu Z.: A FEM modelling of quenching and tempering and its application in industrial engineering, *Finite Elements in Analysis and Design*, **39**, pp. 1053-1070, 2003.
- [42] Lubliner J.: *Plasticity theory*. Macmillan Publishing Company, New York, 1990.
- [43] Markiewicz É., Drazétic P.: Experimental and local/global numerical characterization of mechanical strength for spot-welded assemblies, *Mécanique and Industries*, **4**, pp.17-27, 2003.
- [44] Moulik P.N., Yang H.T.Y., Chandrasekar S.: Simulation of thermal stresses due to grinding, *Int. J. of Mechanical Sciences*, **43**, pp. 831-851, 2001.
- [45] Muraki T., Bryan J. J., Masubuchi K.: Analysis of thermal stresses and metal movement during welding, Part I: Analytical study, *Transactions of the ASME, Journal of Engineering Materials and Technology*, **97**, 1, pp. 81-84, 1975.
- [46] Muraki T., Bryan J. J., Masubuchi K.: Analysis of thermal stresses and metal movement during welding, Part II: Comparison of experimental data and analytical results, *Transactions of the ASME, Journal of Engineering Materials and Technology*, **97**, 1, pp. 85-91, 1975.
- [47] Murthy Y.V.L.N., Rao G.V., Iyer P.K.: Numerical simulation of welding and quenching processes using transient thermal and thermo-elasto-plastic formulations, *Computers and Structures*, **60**,1, pp.131-154, 1996.
- [48] Nowacki W.K. (red.), *Podstawy termodynamiki materiałów z pamięcią kształtu*, PAN IPPT, Warszawa 1996.

- [49] Oliver G.J.: A Mathematical Consistent Fully Coupled Thermo-Mechano-Metallurgical Model of Welding, Praca doktorska, IPPT PAN, Warszawa, 1999.
- [50] Rhima A.B., Bessrouer J., Bouhafis M., Khadrani R.: An idealization of the residual stresses genesis in heat treatments by a laser moving source, *Int. J. of Thermal Sciences*, **42**, pp. 759-776, 2003.
- [51] Roelens J.-B.: Numerical simulation of some multipass submerged arc welding – Determination of the residual stress and comparison with experimental measurements, *Welding in the World*, **35**, pp. 110-117, 1995.
- [52] Rońda J., Estrin Y., Oliver G.J.: Modelling of welding. A comparison of a thermo-mechano-metallurgical constitutive model with a thermo-viscoplastic material model, *J. Materials Processing Technology*, **60**, pp. 629-636, 1996.
- [53] Rońda J., Murakawa H., Nogi K., Ushio M.: Enhanced method of heat sources in welding and plasma spraying (1st Report) –Overview of simple thermal plasma models, *Trans. JWRI*, **31**,1, pp.1-11, 2002.
- [54] Rońda J., Murakawa H., Nogi K., Ushio M.: Enhanced method of heat sources in welding and plasma spraying (2-nd Report) –Examples of thermal plasma models, *Trans. JWRI*, in print.
- [55] Rońda J., Oliver G.J.: Comparison of applicability of various thermo-viscoplastic constitutive models in modelling of welding, *Comput. Methods Appl. Mech. Engrg.*, **153**, 195-221, 1998.
- [56] Runnemalm H., Hyun S.: Three-dimensional welding analysis using an adaptive mesh scheme, *Comput. Methods Appl. Mech. Engrg.*, **188**, pp. 515-523, 2000.
- [57] Sarkani S., Trutchkov V., Michaelov G.: An efficient approach for computing residual stresses in welded joints, *Finite Elements in Analysis and Design*, **35**, pp.247-268, 2000.
- [58] Sedláček R., Blum W.: Microstructure-based constitutive law of plastic deformation, *Computational Materials Science*, **25**, pp. 200-206, 2002.
- [59] Shi Q., Lu A., Zhao H., Wu A.: Development and application of the adaptive mesh technique in the three-dimensional numerical simulation of the welding process, *J. Materials Processing Technology*, **121**, pp. 167-172, 2002.
- [60] Silva E.P., Pacheco P.M.C.L., Savi M.A.: On the thermo-mechanical coupling in austenite-martensite phase transformation related to the quenching process, *Int. J. of Solids and Structures*, **41**, pp. 1139-1155, 2004.
- [61] Simo J.C., Taylor R.L.: Consistent tangent operators for rate independent elasto-plasticity, *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, **48**, pp. 101-118, 1985.
- [62] SYSTUS™ 2000, Heat Transfer Reference Manual, ESI Group, The Virtual Try-Out Space Company.
- [63] SYSWELD™ 2000, Reference Manual, ESI Group, The Virtual Try-Out Space Company.
- [64] SYSWELD™ 2000, Example Manual, ESI Group, The Virtual Try-Out Space Company.
- [65] SYSWELD™ 2003, Reference Manual, ESI Group, The Virtual Try-Out Space Company.
- [66] SYSWORLD™ 2000, Technical Description of Capabilities, ESI Group, The Virtual Try-Out Space Company.
- [67] Šittner P., Novák V.: Anisotropy of martensitic transformations in modeling of shape memory alloy polycrystals, *Int. J. of Plasticity*, **16**, pp. 1243-1268, 2000.
- [68] Taleb L., Cavallo N., Waeckel F.: Experimental analysis of transformation plasticity, *Int. J. of Plasticity*, **17**, pp. 1-20, 2001.

- [69] Taleb L., Sidoroff F.: A micromechanical modeling of the Greenwood-Johnson mechanism in transformation induced plasticity, *Int. J. of Plasticity*, **19**, pp. 1821-1842, 2003.
- [70] Taylor G.A., Hughes M., Strusevich N., Pericleous K.: Finite volume methods applied to the computational modeling of welding phenomena, *Applied Mathematical Modelling*, **26**, pp. 309-320, 2002.
- [71] Teixeira-Dias F., Menezes L.F.: A kinematic and incremental integration model for the micromechanical numerical analysis of dual-phase materials, *Computational Materials Science*, **25**, pp. 237-245, 2002.
- [72] Teng T.-L., Lin Ch.-Ch.: Effect of welding conditions on residual stresses due to butt welds, *Int. J. Pressure Vessels and Piping*, **75**, pp. 857-864, 1998.
- [73] Teng T.-L., Chang P.-H., Ko H.-Ch.: Finite element analysis of circular patch welds, *Int. J. Pressure Vessels and Piping*, **77**, pp. 643-650, 2000.
- [74] Teng T.-L., Fung Ch.-P., Chang P.-H., Yang W.-Ch.: Analysis of residual stresses and distortions in T-joint fillet welds, *Int. J. Pressure Vessels and Piping*, **78**, pp. 523-538, 2001.
- [75] Toyoda M., Mochizuki M.: Control of mechanical properties in structural steel welds by numerical simulation of coupling among temperature, microstructure, and macro-mechanics, *Science and Technology of Advanced Materials*, **5**, pp. 255-266, 2004.
- [76] Tsirkas S.A., Papanikos P., Keramidis Th.: Numerical simulation of the laser welding process in buttjoint specimens, *J. Materials Processing Technology*, **134**, pp. 59-69, 2003.
- [77] Ulysse P.: Three-dimensional modeling of the friction stir-welding process, *Int. J. of Machine Tools and Manufacture*, **42**, pp. 1549-1557, 2002.
- [78] Vincent Y., Bergeau J.-M., Leblond J.-B.: Viscoplastic behaviour of steels during phase transformations, *C.R. Mecanique*, **331**, pp. 587-594, 2003.
- [79] Wang H.G., Guan Y.H., Chen T.L., Zhang J.T.: A study of thermal stresses during laser quenching, *J. Materials Processing Technology*, **63**, pp. 550-553, 1997.
- [80] Wen S.W., Hilton P., Farrugia D.C.J.: Finite element modeling of submerged arc welding process, *J. Materials Processing Technology*, **119**, pp. 203-209, 2001.
- [81] Yan W., Wang Ch.H., Zhang X.P., Mai Y.-W.: Theoretical modelling of the effect of plasticity on reverse transformation in superelastic shape memory alloys, *Materials Science and Engineering*, **A354**, pp. 146-157, 2003.
- [82] Zhang Z.L., Ødegård J., Myhr O.R., Fjær H.: From microstructure to deformation and fracture behaviour of aluminium welded joints – a holistic modeling approach, *Computational Materials Science*, **21**, pp. 429-435, 2001.
- [83] Zhao J. -C., Notis M. R.: Continuous cooling transformation kinetics versus isothermal transformation kinetics of steels: a phenomenological rationalization of experiment observations, *Reports: A Review Journal, Materials Science and Engineering*, **R15**, pp. 135-208, 1995.
- [84] Zhu X.K., Chao Y.J.: Effects of temperature-dependent material properties on welding simulation, *Computers and Structures*, **80**, pp. 967-976, 2002.
- [85] Zienkiewicz O.C., Taylor R.L.: *The finite element method*, McGraw-Hill, 4<sup>th</sup> edition, Volumes 1 and 2, 1994.

## **SYSWELD PROGRAM APPLICATION IN MODELLING OF RESIDUAL POSTWELDING STRESSES**

### **Summary**

The paper is a continuation of [27,28], where phenomenological theory of unsteady heat flow including phase change phenomena in steel is applied. A numerical simulations of thermo-metalurgical processes due to moving heat source were basic for analysis of permanent deformation and residual stresses in the welded steel joints. The mixture theory, theory of elasticity and plasticity based of internal variables framework are used to formulate coupling of thermo-metallurgical with mechanical fields. The way of preparing of thermo- mechano-metallurgical data for each phase needed for welding simulation is strongly emphasized. The finite element method and programs: SYSTUS [62], SYSWELD [63-65] and SYSWORLD [66] are used to model and solve the problem of butt joints of steel blanks.