

POLSKA AKADEMIA NAUK
INSTYTUT PODSTAWOWYCH PROBLEMÓW TECHNIKI

Modelowanie i badania doświadczalne
termo-sprężysto-plastycznych deformacji
aktuatora dwumostkowego

ROZPRAWA DOKTORSKA

mgr inż. Jacek Widłaszewski

Promotor: prof. dr hab. inż. Lech Dietrich

Warszawa 2007

STRESZCZENIE

W pracy przedstawione są fizyczne podstawy i przykłady realizacji procesów kształtowania termicznego. Dokonano przeglądu zastosowań przemysłowych i omówiono stan badań nad aktuatorami wykorzystywanymi w operacjach bezdotykowego mikropozycjonowania.

Przeprowadzono badania doświadczalne modeli aktuatora dwumostkowego z użyciem wiązki lasera Nd:YAG i laserowego mikrometru skanującego. Zastosowano próbki o różnych parametrach geometrycznych, wykonane ze stali niskowęglowej i nierdzewnej 1H18N9T.

Dla wyznaczenia parametrów absorpcji i dyssypacji energii wiązki laserowej przez stal nierdzewną wykonano pomiary temperatury w procesie laserowego nagrzewania i swobodnego stygnięcia materiału. Zastosowano bezdotkowy sposób pomiaru temperatury pirometrem dwubarwowym. Wyniki pomiarów ustalonego stanu wymiany ciepła oraz swobodnego stygnięcia próbki zostały wykorzystane do wyznaczenia emisyjności powierzchni, współczynnika absorpcji i współczynnika konwekcji z użyciem modelowania metodą elementów skończonych.

Opracowano model teoretyczny opisujący termo-sprężysto-plastyczną deformację aktuatora dwumostkowego pod wpływem lokalnego ogrzewania wiązką laserową. Podane rozwiązanie opiera się na koncepcji temperatury krytycznej jako temperatury utraty własności sprężystych materiału. W analizie pola temperatury zastosowano model jednowymiarowego przewodzenia ciepła. Siły wewnętrzne zostały wyznaczone traktując aktuator dwumostkowy jako miniaturową ramę lokalnie obciążoną termicznie.

W wyrażeniu na naprężenie termiczne wyodrębniono człon opisujący ograniczenie swobody deformacji termicznej wynikające ze sztywności konstrukcji oraz człon związany z charakterem rozkładu temperatury. Wykorzystano pojęcie współczynnika sztywności podparcia (sztywności zamocowania) stosowane w analizie procesów zmęczenia termicznego. Wyprowadzono wyrażenia na kąt deformacji termosprężystej i kąt deformacji plastycznej aktuatora dwumostkowego. Wyprowadzono równania na progowe wartości mocy i czasu nagrzewania laserowego niezbędne do uzyskania deformacji plastycznej. Dokonano przeglądu czynników wpływających na zależność naprężenia uplastyczniającego metali i ich stopów od temperatury pod kątem znalezienia fizycznie uzasadnionego sposobu określania wartości temperatury krytycznej. Doświadczalnie wykazano poprawność opracowanego modelu teoretycznego.

Opracowano model numeryczny i przeprowadzono obliczenia metodą elementów skończonych termo-sprężysto-plastycznej deformacji aktuatora dwumostkowego. Zweryfikowane doświadczalnie wyniki symulacji pozwoliły dokonać szczegółowej analizy pracy konstrukcji przy lokalnym obciążeniu termicznym i sprawdzić zasadność założeń upraszczających przyjętych przy wyprowadzaniu rozwiązania teoretycznego. Obliczenia wykazały dużą wrażliwość wyników modelowania mikrodeformacji plastycznych na dane opisujące temperaturową zależność naprężenia uplastyczniającego.

PODZIĘKOWANIA

Autor składa podziękowanie promotorowi prof. dr hab. inż. Lechowi Dietrichowi, a także doc. dr hab. inż. Zbigniewowi L. Kowalewskiemu oraz doc. dr hab. Zygmuntowi Szymańskiemu za pomoc, stworzenie sprzyjających warunków i słowa zachęty przy powstawaniu pracy. Podziękowanie kieruję również do prof. dr hab. Zygmunta Muchy za owocne dyskusje w toku wieloletniej współpracy nad zagadnieniami kształtowania laserowego. Wyrazy wdzięczności za okazaną życzliwość i pomoc w dostępie do literatury fachowej pragnę złożyć pani mgr Joannie Osieckiej i Hannie Gutowskiej z Biblioteki Instytutu Podstawowych Problemów Techniki PAN w Warszawie. Dziękuję także innym pracownikom IPPT PAN, którzy wnieśli cenny wkład w powstawanie stanowiska badawczego, jego oprzyrządowania i utrzymywanie w sprawności aparatury wykorzystywanej w badaniach, a w szczególności panom: inż. Krzysztofowi Mizerskiemu, dr Zbigniewowi Trawińskiemu, mgr inż. Tomaszowi Dębowskiemu, Witoldowi Cieślakowi, Andrzejowi Chojnackiemu, Tadeuszowi Sokołowskiemu i Ryszardowi Wszyńskiemu. Z wdzięcznością zachowuję w pamięci pomoc ś.p. pana Wiktora Raszpli.

SPIS TREŚCI

1	Wstęp.....	7
1.1	Kształtowanie termiczne	7
1.2	Cechy kształtowania termicznego	8
1.3	Motywacja badań.....	9
1.4	Uwagi terminologiczne.....	10
2	Badania literaturowe.....	12
2.1	Zjawisko rozszerzalności termicznej	12
2.2	Rozwój metod kształtowania termicznego.....	17
2.3	Mechanizmy deformacji	19
2.3.1	Mechanizm gradientowy.....	19
2.3.2	Mechanizm spęzeniowy	22
2.3.3	Mechanizm wyboczeniowy	24
2.4	Przykłady kształtowania	26
2.4.1	Kształtowanie blach i płyt	26
2.4.2	Kształtowanie rur.....	28
2.4.3	Kształtowanie blach i płyt stocznionych	30
2.4.4	Kształtowanie materiałów kruchych i niemetalicznych	32
2.5	Pozycjonowanie z wykorzystaniem kształtowania laserowego	34
2.6	Badania eksperymentalne i modelowanie pozycjonowania	44
3	Cel, zakres i teza pracy	51
4	Badania doświadczalne.....	53
4.1	Próbki do badań.....	53
4.2	Stanowisko badawcze.....	55
4.2.1	Laser Nd:YAG RSY 150 Q	56
4.2.2	Pomiary mocy wiązki laserowej.....	57
4.2.3	Mikrometr laserowy Keyence LS-3100/3034	59

4.2.4	Pomiary temperatury	60
4.3	Procedura badawcza	60
5	Absorpcja promieniowania laserowego	62
5.1	Wstęp	62
5.2	Wyznaczenie współczynników absorpcji i konwekcji	67
6	Model teoretyczny aktuatora dwumostkowego	74
6.1	Wprowadzenie	74
6.2	Założenia wstępne	75
6.3	Pole temperatury.....	76
6.3.1	Równanie różniczkowe przewodzenia ciepła.....	76
6.3.2	Przekazywanie ciepła drogą konwekcji	77
6.3.3	Przekazywanie ciepła drogą promieniowania	78
6.3.4	Oszacowanie strumieni cieplnych	78
6.3.5	Zagadnienie ciała półnieskończonego ogrzewanego strumieniem ciepła	80
6.3.6	Opis we współrzędnych bezwymiarowych.....	83
6.3.7	Aproksymacja zależności zasięgu temperatury od jej wartości.....	88
6.3.8	Numeryczne wyznaczanie położenia wybranej izotermy	89
6.4	Wydłużenie termiczne	91
6.5	Naprężenie termiczne	93
6.5.1	Równania Duhamela-Neumanna	93
6.5.2	Analiza sił wewnętrznych	94
6.5.3	Sztywność podparcia	96
6.6	Termicznie indukowane odkształcenie plastyczne	102
6.6.1	Cykl termiczny pręta sztywno podpartego	102
6.6.2	Koncepcja temperatury krytycznej.....	108
6.6.3	Deformacja plastyczna	112
6.7	Progowe parametry obróbki	115
6.8	Określanie temperatury krytycznej	116
6.9	Wyniki	139
6.9.1	Próbki ze stali niskowęglowej	139
6.9.2	Próbki ze stali nierdzewnej.....	143
6.9.3	Wnioski	149
7	Modelowanie metodą elementów skończonych.....	151

7.1	Badania eksperymentalne dla weryfikacji modelu MES.....	151
7.2	Modelowanie numeryczne	151
8	Uwagi końcowe	164
9	Literatura cytowana.....	165
10	Dodatki	179
10.1	Zmiany wymiarowe wynikające z przemian fazowych	179
10.2	Parametry termofizyczne stali niskowęglowej	181
10.3	Parametry termofizyczne stali nierdzewnych typu 18/8	182
10.4	Program sterowania stanowiskiem badawczym	185
10.4.1	Moduł główny	185
10.4.2	Ważniejsze procedury	188
10.5	Plik wejściowy analizy termicznej w systemie ABAQUS.....	201
10.6	Plik wejściowy analizy mechanicznej w systemie ABAQUS	205
10.7	Tablica funkcji $x = ierfc^{-1}(y)$ odwrotnej względem funkcji $y = ierfc(x)$	209

1 Wstęp

1.1 Kształtowanie termiczne

Odształceniem plastycznym nazywamy odształcenie materiału pozostające po usunięciu obciążenia. Obciążenie potrzebne do wywołania odształcenia plastycznego może być przyłożone do kształtowanego materiału w postaci sił zewnętrznych, ale też może mieć postać sił wewnętrznych – naprężeń indukowanych przez czynniki inne niż siły zewnętrzne, bez mechanicznego kontaktu z kształtowanym obiektem. Jedną z możliwości bezdotykowego wywoływania naprężeń w materiale jest oddziaływanie termiczne. Wykorzystując zjawisko rozszerzalności termicznej można wywoływać naprężenia termiczne o poziomie dostatecznym dla uzyskiwania trwałych deformacji. Sprzyja temu własność generalnego spadku naprężenia uplastycznienia wielu materiałów wraz ze wzrostem temperatury. Przez *kształtowanie termiczne* w niniejszej pracy rozumiane są procesy celowej zmiany kształtu przedmiotu z wykorzystaniem zjawiska rozszerzalności termicznej.

Jeśli odształcenie ciała izotropowego pod wpływem zmiany temperatury zachodzi w sposób swobodny, pole temperatury jest liniową funkcją współrzędnych przestrzennych, a przemieszczenia opisane są funkcjami ciągłymi, wówczas w ciele nie pojawiają się naprężenia termiczne [Boley, Weiner 1960, str. 244, 273]. Natomiast, gdy termiczne rozszerzanie lub kurczenie się jest ograniczone zewnętrznymi więzami lub pole temperatury jest nieliniową funkcją współrzędnych, to powstające naprężenia mogą spowodować uplastycznienie materiału i trwałą deformację ciała. Jako *zewnętrzne ograniczenia* swobody odształceń termicznych Jakowluk (1993, str. 211) określa więzy zewnętrzne, w których pod wpływem odształcenia termicznego pojawiają się siły reakcji przeciwstawiające się deformacji termicznej ciała, natomiast ograniczenia swobody deformacji materiału wynikające z nieliniowości rozkładu temperatury lub niejednorodności strukturalnej nazywa *ograniczeniami wewnętrznymi* [Jakowluk 1993, str. 213]. Oba typy ograniczeń swobody odształceń termicznych są źródłem naprężeń powodujących zmęczenie termiczne i są od dawna wykorzystywane do celowego wywoływania naprężeń w badaniach nad tym zjawiskiem. W procesach kształtowania termicznego wykorzystywane są oba rodzaje ograniczeń swobody deformacji termicznej. Ograniczenia wewnętrzne wynikające z nieliniowości rozkładu temperatury są wykorzystywane przy kształtowaniu termicznym z użyciem mechanizmów: gradientowego (ang. *The Temperature Gradient Mechanism*), wyboczeniowego (ang. *The Buckling Mechanism*) lub spęzeniowego (ang. *The Upsetting Mechanism*) [Vollertsen 1994], które są omówione w dalszej części pracy. Ograniczenia zewnętrzne stosowane są w niektórych procesach prostowania termicznego (ang. *heat straightening*), gdzie do obiektu prostowanego jest mocowany dodatkowy element usztywniający [Avent, Mukai 1998, str. 27].

Jednym z zastosowań kształtowania termicznego jest bezdotykowe, precyzyjne pozycjonowanie elementów konstrukcyjnych w miniaturowych podzespołach elektromechanicznych [Steiger 1984], [Kitada, Asahi 2002], [Matsushita 2003] i optoelektronicznych [Müller, Huber 2000], [Hoving 2001]. Na przeciwległym biegunie pod względem skali obiektów i wywoływanej deformacji znajduje się termiczne kształtowanie blach poszycia statków [Jang, Seo i in. 1997], [Yu, Anderson i in. 2001]. Zarówno w przypadku deformacji w skali mikro, jak i w skali makro, podstawowym efektem

wykorzystywanym do zmiany kształtu jest efekt spęczania termicznego, to jest deformacji plastycznej występującej w warunkach wewnętrznego ograniczenia swobody deformacji termicznej.

1.2 Cechy kształtowania termicznego

Kształtowanie termiczne nie może zastąpić tradycyjnych metod obróbki plastycznej. Wynika to z czaso- i energochłonności procesu, a także z ograniczonych możliwości wywoływania zmian kształtu tą metodą. Jest jednak ono stosowane przemysłowo w skali masowej i może znaleźć dalsze zastosowania praktyczne w przypadku szczególnych warunków i wymagań wobec realizacji obróbki plastycznej:

1. Brak kontaktu mechanicznego z elementem obrabianym, kształtowanie w miejscach niedostępnych lub trudno dostępnych dla narzędzi mechanicznych, w zamkniętych komorach i pojemnikach, w środowisku agresywnym chemicznie, przy produkcji elementów miniaturowych. Wystarczy wąski kanał dla doprowadzenia wiązki energii bezpośrednio w swobodnej przestrzeni lub za pomocą elastycznego światłowodu.
2. Kształtowanie bez konieczności stosowania silnego zamocowania elementu obrabianego i narzędzi kształtowych (stempli, matryc).
3. Możliwość kształtowania materiałów twardych i kruchych [Magee, Watkins i in. 1998]. W podwyższonej temperaturze występuje na ogół zwiększona zdolność do odkształcenia plastycznego.
4. Gięcie bez zjawiska nawrotu sprężystego (powrotnego odkształcenia sprężystego). Efekt ten w przypadku gięcia mechanicznego zmniejsza dokładność obróbki oraz ogranicza lub eliminuje możliwość wykonywania operacji gięcia w zmontowanych już zespołach elementów ze względu na wzajemne kolizje.
5. Łatwość uzyskiwania bardzo małych zmian kształtu. Możliwość stosowania do prostowania lub korekcji kształtu po innych operacjach [Geiger, Vollertsen i in. 1991], [Geiger, Vollertsen i in. 1993], na przykład uzupełnianie gięcia mechanicznego gięciem laserowym [Vollertsen 1995]. Po gięciu mechanicznym blach cienkich często występują duże odchyłki wymiarowe ze względu na nawrót sprężysty. Precyzyjne gięcie laserowe może służyć do minimalizacji tych błędów.
6. Możliwość łączenia z innymi metodami obróbki na jednym stanowisku obróbczym [Geiger, Hoffmann i in. 1993]. Przykładem rozsądnej kombinacji metod wytwórczych jest połączenie laserowego cięcia, gięcia i spawania [Vollertsen 1995].
7. Wzrost grubości materiału w procesie termicznego spęczania.
8. Możliwość stosowania wobec obiektów ruchomych, na przykład do redukcji bicia wirujących tarcz [Hoving 1997].

Kształtowanie termiczne należy do technologii niszowych, które charakteryzuje stosunkowo mała, chociaż stale rosnąca, liczba specyficznych zastosowań przemysłowych. Ze względu na łatwość automatyzacji i niemal powszechną obecność laserów w nowoczesnych fabrykach, kształtowanie laserowe jest stosowane w masowej produkcji, głównie przemysłu elektronicznego.

1.3 Motywacja badań

W produkcji miniaturowych podzespołów elektromechanicznych i optoelektronicznych bezdotykowa metoda kształtowania laserowego znalazła liczne zastosowania. Wywoływane termicznie bardzo małe zmiany kształtu są wykorzystywane do wzajemnego pozycjonowania elementów i podzespołów. Nieunikniony wpływ rozrzutu własności materiałowych i grubości materiału na efekty kształtowania jest uwzględniany i minimalizowany dzięki sterowaniu procesem pozycjonowania w pętli ze sprzężeniem zwrotnym [Hennige, Holzer i in. 1997].

Badania eksperymentalne termicznie wywołanych deformacji sprężysto-plastycznych i opracowywanie modeli teoretycznych mają na celu opanowanie i zwiększanie dokładności procesów kształtowania termicznego realizowanych w praktyce przemysłowej. Dzięki modelowaniu lepiej poznajemy mechanizmy wywoływania zmiany kształtu i możemy określać użyteczne zakresy parametrów oddziaływania termicznego. Możliwa jest również optymalizacja zarówno procesów obróbki, jak i konstrukcji przeznaczonych do bezdotykowego pozycjonowania.

Dla uzyskania pożądanej zmiany kształtu w procesie kształtowania termicznego konieczne jest odpowiednie sterowanie źródłem ciepła. Wymaga to znajomości mechaniki deformacji termo-sprężysto-plastycznych i uzyskiwania odpowiednich pól temperatury. Ze względu na złożoność procesu, wielość czynników wpływających na końcową deformację trwałą, rozrzut i zmienność parametrów materiałowych oraz parametrów strumienia ciepła doprowadzanego do materiału zazwyczaj niezbędna jest bieżąca kontrola wyników kształtowania i sterowanie procesem w pętli ze sprzężeniem zwrotnym. Rozpoznanie zależności pomiędzy parametrami procesu a jego efektami może w sposób zasadniczy ułatwić realizację sterowania obróbką termiczną.

Dzięki poznaniu procesów termicznego wywoływania zmiany kształtu i odpowiedniemu sterowaniu obróbka termiczna może być realizowana poniżej temperatury niekorzystnych zmian strukturalnych. Obciążenie termiczne materiału w procesach kształtowania termicznego zazwyczaj jest znacznie mniejsze niż podczas spawania, gdzie lokalnie temperatura przekracza poziom temperatury topnienia materiału. W teoretycznych warunkach podparcia doskonale sztywnego, do wywołania deformacji plastycznej na przykład stali nierdzewnej wystarczy podgrzanie jej zaledwie do temperatury około 80 °C. W praktyce kształtowania termicznego mamy na ogół do czynienia z podparciem podatnym, wynikającym ze sprężystości materiału otaczającego obszar ogrzewany, ale i w tych warunkach przyrost temperatury konieczny do wywołania deformacji plastycznej nie musi być bardzo wysoki. Można ograniczyć go do zakresu, w którym występują nieistotne zmiany strukturalne, pod warunkiem zrozumienia mechanizmu kształtowania i zastosowania kontroli temperatury materiału. Odpowiednie procedury pozwalają na przykład stosować prostowanie termiczne (ang. *heat straightening*) przy naprawie odpowiedzialnych konstrukcji użytku publicznego, takich jak mosty i wiadukty [Avent, Mukai 1998].

Zagadnienia deformacji termo-sprężysto-plastycznych są złożonymi zagadnieniami nieliniowymi ze względu na zależność parametrów materiałowych od temperatury oraz nieliniowość warunków brzegowych. Mimo ciągłego wzrostu mocy obliczeniowej dostępnych komputerów koszt i czas wymagany do uzyskania rozwiązania o dostatecznej dokładności nadal stanowią istotne czynniki w prowadzeniu analizy i praktycznym wykorzystaniu symulacji numerycznych procesów kształtowania termicznego. Stąd, poszukiwane są

sposoby zmniejszania złożoności modeli metody elementów skończonych i skracania czasu obliczeń. Do tych sposobów należy wykorzystanie siatek adaptacyjnych oraz uproszczone wyznaczanie deformacji plastycznych [Clausen 2000], [Yu, Anderson i in. 2001], [Jang, Moon i in. 2000], [Jang, Seo i in. 2001].

Jednym ze sposobów uproszczenia analizy zagadnień termoplastycznych jest zastosowanie koncepcji temperatury krytycznej. Chodzi o temperaturę krytyczną ze względu na pojawienie się lub zmianę odkształcenia plastycznego. Przyjęcie określonej wartości temperatury jako temperatury utraty własności sprężystych lub temperatury uplastycznienia w danych warunkach procesu deformacji pozwala określić granicę obszaru uplastycznienia, a przez to ułatwia obliczanie deformacji plastycznej i naprężeń pozostających [Boley, Weiner 1960, str. 561].

Niniejsza praca zawiera opis analityczny termicznie indukowanych deformacji miniaturowej konstrukcji ramowej. Rozpatrywana konstrukcja jest modelem tak zwanego aktuatora dwumostkowego (ang. *two-bridge actuator*) służącego do laserowego pozycjonowania z dokładnością rzędu mikronów przy montażu elementów optoelektronicznych. Przedstawione rozwiązanie analityczno-numeryczne wykorzystuje koncepcję temperatury krytycznej, a rozpatrywane zagadnienie aktuatora dwumostkowego dzięki swej prostocie geometrycznej daje możliwość przeprowadzenia wnikliwej analizy mechanizmu termicznego indukowania deformacji, roli przyjmowanych założeń upraszczających i wpływu dokładności danych potrzebnych w modelowaniu.

W celu osadzenia pojęcia temperatury krytycznej w szerszym kontekście i pogłębienia zrozumienia procesów kształtowania termicznego w pracy są przedstawione pokrótce zjawiska i procesy związane z plastycznym zachowaniem metali i ich stopów w podwyższonej temperaturze, a także skrótowo omówione są współczesne sposoby modelowania wpływu temperatury i innych czynników na wartość naprężenia uplastyczniającego. Dają one podstawę do racjonalnego przewidywania warunków, przy których nastąpi uplastycznienie materiału, a zatem do wyznaczania granicy obszaru uplastycznienia. Z tego względu znajomość termoplastycznego zachowania materiału istotnie wpływa na dokładność modelowania deformacji trwałych indukowanych termicznie.

Tematyka kształtowania laserowego jest od niedawna obecna w światowej literaturze naukowej. Stąd niniejsza praca zawiera stosunkowo obszerne wprowadzenie w tą dziedzinę, wraz z krótkim rysem historycznym i omówieniem różnych metod kształtowania termicznego.

1.4 Uwagi terminologiczne

W literaturze angielskojęzycznej wobec konstrukcji służących do uzyskiwania zadanego przemieszczenia lub siły stosowany jest termin *actuator*, natomiast w języku niemieckim używane jest słowo *der Aktor*. Znalezienie właściwego ich odpowiednika w języku polskim dotyka szerszego zagadnienia nazewnictwa w nowych dziedzinach techniki.

W literaturze poświęconej mechatronice stosowane są w języku polskim słowa *aktuator* i *aktor*¹. Wykładana na wyższych uczelniach, na przykład na Wydziale Mechatroniki

¹ Heimann B., Gerth W., Popp K., *Mechatronika. Komponenty, metody, przykłady*. Wydawnictwo Naukowe PWN, 2001.

Politechniki Warszawskiej, dziedzina wiedzy na temat takich konstrukcji jest nazywana *aktuatoryką*.

W branży elektroinstalacyjnej terminy *actuator* i *der Aktor* są tłumaczone jako *magistralne urządzenie wykonawcze MUW*, a proponowane są nawet nazwy *służalec* oraz *wyrobnik*, ze względu na funkcje, jakie te urządzenia wykonują w instalacjach². Literatura medyczna w stosunku do mięśnia posługuje się określeniem *egzekutor ruchu*³.

Ze względu na tradycję w języku techniki autor we wcześniejszych publikacjach proponował stosowanie od dawna znanego terminu *siłownik* z dodatkowym określeniem *termiczny*, wskazującym specyficzną cechę konstrukcji, w której wykorzystuje się zjawisko rozszerzalności termicznej, dla odróżnienia od utartych w świadomości techników nazw *siłownik hydrauliczny* czy *siłownik elektryczny*. Jednak przyjęcie słowa *aktuator* przez środowisko akademickie i kształcenie przyszłych inżynierów i pracowników nauki z użyciem tego terminu skłania autora do ujednoczenia nazewnictwa i stosowania tego spolszczonego terminu angielskiego o etymologii łacińskiej.

W angielskojęzycznej literaturze o dziedzinie miniaturowych urządzeń elektromechanicznych MEMS występują terminy *thermal actuator* oraz *electrothermal actuator*. To drugie określenie precyzyjnie wyróżnia konstrukcje, w których ciepło potrzebne do wykorzystania rozszerzalności termicznej jest wydzielane podczas przepływu prądu elektrycznego (nagrzewanie rezystancyjne).

² [<http://www.elektroinstalator.com.pl/artyk/old/11-01/projektanci.htm>]

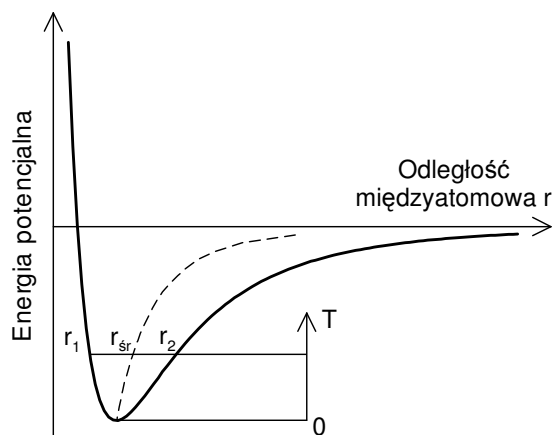
³ Żarski S., Drozdowska Z., *Kręgosłup twój, mój, nasz ...*. Res Publica Press, Warszawa, 1993, str. 23.

2 Badania literaturowe

2.1 Zjawisko rozszerzalności termicznej

Wzajemne oddziaływanie na siebie jąder atomów, powłok elektronowych i gazu elektronowego w metalach charakteryzuje się asymetrią przy zmianach odległości międzyatomowych. Wypadkowa sił przyciągania i odpychania, nazywana niekiedy „siłą zawracającą” rdzeń atomowy do położenia równowagowego w sieci krystalicznej, rośnie szybciej przy zmniejszaniu odległości międzyatomowych, niż przy ich zwiększaniu. Rozpatrując termiczne drgania rdzeni atomowych wokół ich położenia równowagi przy użyciu modelu oscylatora, wspomniana asymetria oddziaływań manifestuje się asymetrią krzywej energii potencjalnej rozdzielania atomów w funkcji odległości międzyatomowej, a efekt ten nazywany jest anharmonicznością drgań.

Wraz ze wzrostem temperatury zwiększa się amplituda drgań rdzeni atomowych wokół położenia równowagowych. Ze względu na asymetrię krzywej energii potencjalnej rozdzielania atomów, przy wzroście temperatury zwiększa się średnia odległość międzyatomowa (rys. 1). Towarzyszy temu zmiana wymiarów ciał, co nazywamy rozszerzalnością termiczną lub cieplną.



Rys. 1. Wpływ temperatury na amplitudę $r_2 - r_1$ oscylacji atomów i ich średnią odległość r_{sr} .

Prawie wszystkie materiały stosowane w technice zwiększają swoje wymiary pod wpływem wzrostu temperatury. Istnieją jednak materiały, które wykazują skurcz w pewnych zakresach wzrostu temperatury. Anomalia ta związana jest ze specyfiką wiązań międzyatomowych i budowy strukturalnej niektórych ciał, i może występować w jednym, dwóch, a nawet jednocześnie w trzech wzajemnie ortogonalnych kierunkach [Sleight 1995]⁴, [Evans, Mary i in. 1997]⁵, [Sleight 1998]⁶, [Evans 2002]⁷. Z teoretycznego punktu widzenia materiały takie

⁴ Sleight, A.W., Thermal contraction. Endeavour, Volume 19, Issue 2, 1995, pp. 64-68.

⁵ Evans, J.S.O.; Mary, T.A.; Sleight, A.W., Negative thermal expansion materials. Physica B, Volume 241-243, December, 1997, pp. 311-316.

⁶ Sleight A. W., Negative thermal expansion materials. Current Opinion in Solid State & Materials Science. Volume 3, Issue 2, April, 1998, pp. 128-131.

⁷ Evans J. S. O., Thermoresponsive inorganic materials. Rozdział w "Encyclopedia of Smart Materials", Schwartz M. (red.), John Wiley & Sons, 2002, 1040-1054.

mogą otworzyć nowe możliwości w zakresie wykorzystania metod kształtowania termicznego.

Współczynnik rozszerzalności termicznej objętościowej definiuje się jako względną zmianę objętości V ciała pod wpływem zmiany temperatury T , przy stałym ciśnieniu p

$$\alpha_{TV} = \frac{1}{V} \left(\frac{\partial V}{\partial T} \right)_p \quad (1)$$

W przypadku ciał stałych wprowadza się *współczynnik rozszerzalności termicznej liniowej*

$$\alpha_T = \frac{1}{L} \left(\frac{\partial L}{\partial T} \right)_p \quad (2)$$

gdzie: L - wymiar liniowy. Wartość współczynnika rozszerzalności liniowej jest tym większa, im większa jest asymetria krzywej energii potencjalnej rozdzielania atomów w funkcji odległości międzycząsteczkowej (rys. 1). Ciała o anizotropowej rozszerzalności termicznej charakteryzuje się współczynnikami rozszerzalności α_{Ta} , α_{Tb} , α_{Tc} w określonych kierunkach krystalograficznych a , b , c .

Dla celów praktycznych wyznaczane są średnie wartości współczynnika rozszerzalności liniowej w zadanym zakresie temperatury $T_1 \leq T \leq T_2$

$$\alpha_T \Big|_{T_1}^{T_2} = \frac{1}{L_1} \frac{L_2 - L_1}{T_2 - T_1} \quad (3)$$

gdzie L_1 i L_2 są długościami kontrolnymi odpowiednio w temperaturach T_1 i T_2 .

Dla ciał izotropowych z warunku $V = V_0(1 + \alpha_T \Delta T)^3 = V_0(1 + \alpha_{TV} \Delta T)$, gdzie V_0 oznacza początkową objętość ciała, a ΔT zmianę jego temperatury, wynika zależność $\alpha_{TV} = 3\alpha_T + 3\alpha_T^2 \Delta T + \alpha_T^3 (\Delta T)^2$, która przy pominięciu wyrazów zawierających wyższe potęgi małej wartości współczynnika rozszerzalności liniowej α_T może być przybliżona zależnością $\alpha_{TV} \approx 3\alpha_T$.

Rozszerzalność termiczna kryształów układu regularnego podlega prawu Grüneisena

$$\alpha_{TV} = \frac{\gamma C_V}{V_m B} \quad (4)$$

gdzie: γ - parametr (stała) Grüneisena, który słabo zależy od temperatury i dla różnych materiałów przyjmuje wartości 1÷3; C_V - ciepło molowe przy stałej objętości; $V_m = M / \rho$ - objętość molowa; M - masa cząsteczkowa (atomowa); ρ - gęstość; $B = -V \frac{dp}{dV} = \frac{E}{3(1-2\nu)}$ - moduł (współczynnik) sprężystości objętościowej (moduł odkształcenia objętościowego, moduł Helmholtza, moduł ściśliwości); E - moduł sprężystości podłużnej (Younga); ν - współczynnik (liczba) Poissona.

Jeżeli dla przykładu przyjmiemy dane żelaza Fe w temperaturze 20 °C o wartościach:

$$\gamma = 1.6 \text{ [Kittel 1974, str. 196],}$$

$$C_V = 5.9 \text{ [kcal/kmol}\cdot\text{K]} = 24.7 \text{ [J/(mol}\cdot\text{K)] [Szczeniowski 1976, str. 36],}$$

$$M = 55.845 \text{ [g/mol]}; \rho = 7.874 \text{ [g/cm}^3\text{]} \text{ [Encyklopedia Fizyki, Tom 3, str. 872]}^8,$$

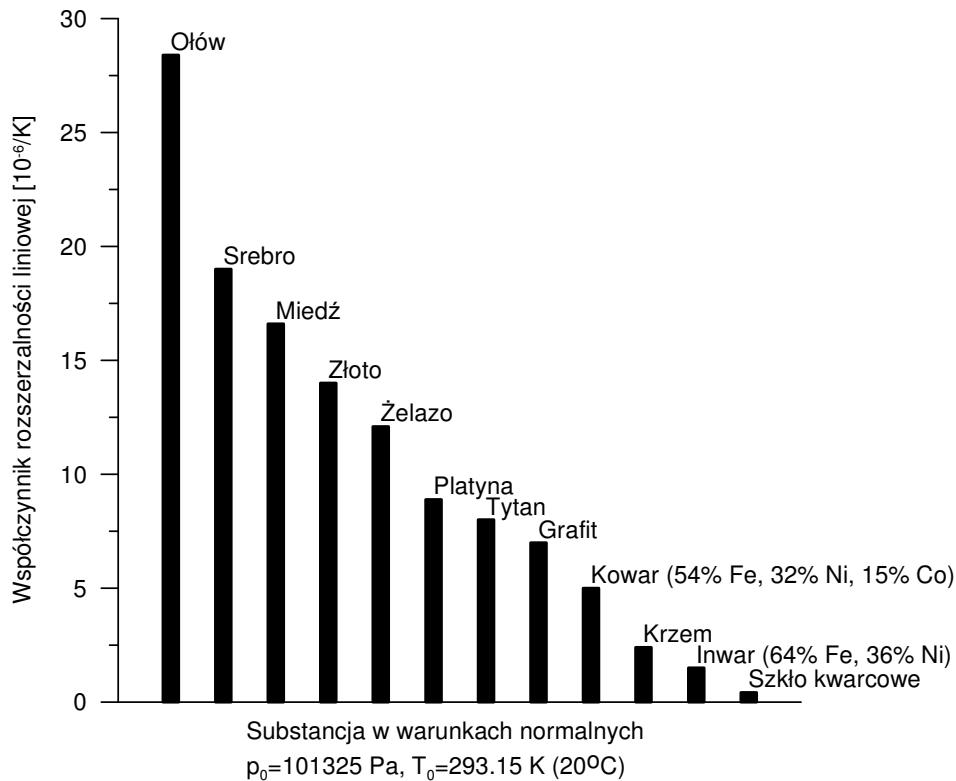
$$V_m = M / \rho = 7.09 \text{ [cm}^3\text{/mol]} = 7.09 \cdot 10^{-6} \text{ [m}^3\text{/mol]},$$

$$E = 206 \cdot 10^9 \text{ [N/m}^2\text{]} \text{ [Staub, Adamczyk i in. 1994, str. 313],}$$

$$\nu = 0.28 \text{ [Staub, Adamczyk i in. 1994, str. 313],}$$

$$B = \frac{E}{3(1-2\nu)} = 157 \cdot 10^9 \text{ [N/m}^2\text{]},$$

wówczas z prawa Grüneisena (4) otrzymamy $\alpha_{TV} = 35.5 \cdot 10^{-6} \text{ [1/K]}$, skąd wynika wartość współczynnika liniowej rozszerzalności termicznej $\alpha_T \approx \alpha_{TV} / 3 = 11.8 \cdot 10^{-6} \text{ [1/K]}$, która jest bliska danym materiałowym dostępnym w literaturze. Na przykład według [Encyklopedia Fizyki, Tom 3, str. 872] dla żelaza w temperaturze 20 °C jest $\alpha_T = 11.7 \cdot 10^{-6} \text{ [1/K]}$. Na rys. 2 obrazowo porównane są wartości współczynnika rozszerzalności liniowej wybranych materiałów w warunkach normalnych.



Rys. 2. Porównanie wartości współczynnika rozszerzalności liniowej wybranych materiałów.

Izotropową rozszerzalność termiczną wykazują kryształy układu regularnego, typu prymitywnego A0 (polon Po- α), ściennie centrowanego A1 i przestrzennie centrowanego A2. Metale, które krystalizują w innych układu krystalograficznych charakteryzują się anizotropią współczynnika rozszerzalności liniowej. Należą do nich metale występujące w

⁸ [Encyklopedia Fizyki, 1974] Encyklopedia Fizyki. Tom 3. Państwowe Wydawnictwo Naukowe, Warszawa 1974.

sieci układu heksagonalnego A3, takie jak: beryl Be, cynk Zn, hafn Hf- α , kadm Cd, kobalt Co- α , magnez Mg, tytan Ti- α (do temperatury 882 °C) oraz cyrkon Zr- α (do temperatury 852 °C).

Wysoce anizotropowa rozszerzalność termiczna jest znaną przyczyną wrażliwości uranu U na zmęczenie termiczne [Dieter 1986, str. 430]. Uran do temperatury 667.7 °C ma sieć ortorombową (U- α), a dalej do temperatury 774.8 °C sieć tetragonalną (U- β). Średni współczynnik rozszerzalności liniowej uranu U- α w zakresie 25÷300 °C w kierunku osi a wynosi $\alpha_{Ta} = 23 \cdot 10^{-6}$ [1/K], w kierunku osi b wynosi $\alpha_{Tb} = -3.5 \cdot 10^{-6}$ [1/K], a w kierunku osi c wynosi $\alpha_{Tc} = 17 \cdot 10^{-6}$ [1/K]. Średni współczynnik rozszerzalności liniowej uranu U- β w zakresie 20÷720 °C w kierunku osi a wynosi $\alpha_{Ta} = 4.6 \cdot 10^{-6}$ [1/K], a w kierunku osi b wynosi $\alpha_{Tb} = 23 \cdot 10^{-6}$ [1/K] [Banasik, Brózda i in. 2003, str. 313]⁹. Powyżej temperatury 774.8 °C uran ma sieć układu regularnego przestrzennie centrowaną (U- γ).

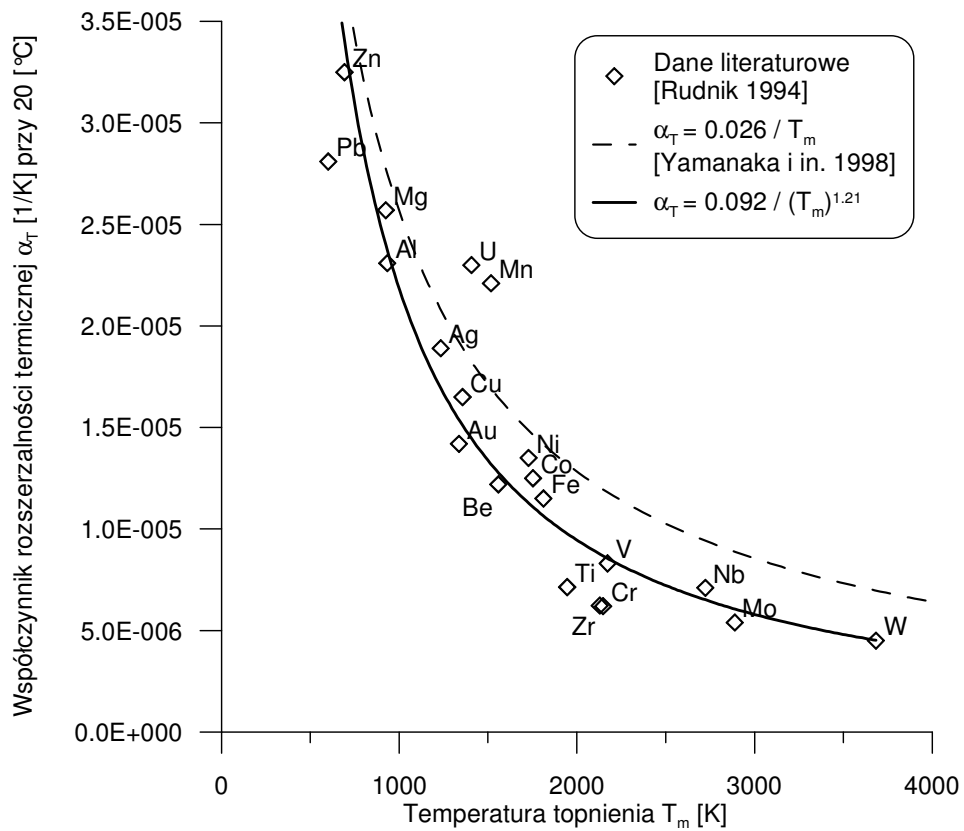
Mimo budowy polikrystalicznej, elementy uranowe ulegają znacznej deformacji trwałej pod wpływem cyklicznego nagrzewania i chłodzenia w zakresie temperatur występowania fazy α [Chiswick 1957]¹⁰, [Manson 1966]. Podobnie zachowują się inne metale o anizotropowej rozszerzalności termicznej, takie jak: cynk, kadm i cyna [Manson 1966, str. 273]. Cyna Sn powyżej temperatury 13.2 °C występuje w odmianie alotropowej β o sieci tetragonalnej.

Można zauważyć związek pomiędzy wartością współczynnika rozszerzalności liniowej α_T a temperaturą topnienia T_m danego metalu. Na rys. 3 przedstawione są dane literaturowe wybranych czystych metali [Rudnik 1994] oraz aproksymację tych danych funkcją $\alpha_T = 0.092/(T_m)^{1.21}$. Yamanaka, Yamada i inni (1998)¹¹ podali znaną przez nich zależność dla współczynnika rozszerzalności objętościowej $\alpha_{TV} = 0.077/T_m$. Z przeliczenia rozszerzalności termicznej objętościowej na liniową zgodnie z przybliżeniem $\alpha_{TV} \approx \alpha_T/3$ wynika zależność $\alpha_T = 0.026/T_m$, której przebieg również jest pokazany na rys. 3. Różnica pomiędzy krzywymi aproksymującymi może wynikać z różnic w danych materiałowych użytych do wyznaczenia obu krzywych. W obu przypadkach wykorzystano wartości współczynnika rozszerzalności termicznej α_{TV} oraz α_T przy temperaturze 20 °C.

⁹ Banasik M., Brózda J., Łomozik M., Zeman M., Metale nieżelazne stosowane na konstrukcje spawane. Rozdział w: Pilarczyk J. (red.), Poradnik Inżyniera. Spawalnictwo. Tom 1. Wydawnictwa Naukowo-Techniczne, Warszawa 2003.

¹⁰ Chiswick H. H., The Plastic Deformation of Uranium on Thermal Cycling. Trans. Am. Soc. Metals, Vol. 49, 622-654, 1957.

¹¹ Yamanaka S., Yamada K., Tsuzuki T., Iguchi T., Katsura M., Hoshino Y., Saiki W., Mechanical and thermal properties of uranium intermetallic compounds. Journal of Alloys and Comounds, 271-273 (1998) 549-556.



Rys. 3. Zależność współczynnika liniowej rozszerzalności termicznej α_T od temperatury topnienia metali.

W wyniku procesów obróbki termicznej mogą pojawiać się zmiany wymiarowe wynikające nie tylko z rozszerzalności termicznej, ale również z przemian fazowych. Zagadnienie to jest poruszone w rozdziale Dodatki.

2.2 Rozwój metod kształtowania termicznego

W wielu procesach wytwórczych i naprawczych od dawna stosowane są techniki lokalnego ogrzewania palnikami gazowymi do gięcia lub prostowania elementów konstrukcji stalowych, kształtowników (rys. 4), blach i płyt [Holt 1938], [Arnoldy 1947], [Holt 1965], [Holt 1971]. Metody te określane są w języku polskim terminami *prostowanie* lub *kształtowanie płomieniowe* [Jakubiec, Lesiński i in. 1980], [Sędek 2000], a w języku angielskim terminami *flame bending*, *flame straightening*, *heat straightening* lub *line heating*. Ich pojawienie się można wiązać z początkami technologii spawania, kiedy zauważono dystorsje towarzyszące lokalnemu oddziaływaniu termicznemu na elementy metalowe. Technika kształtowania przy użyciu ruchomych źródeł ciepła została uznana za ekonomicznie uzasadnioną metodę obróbki plastycznej w przypadku prac naprawczych, produkcji pojedynczych wyrobów i produkcji krótkoseryjnej, a więc na przykład przy wytwarzaniu prototypów, w budowie statków morskich, pojazdów szynowych i statków powietrznych [Hashimoto 1961], [NSRP 1982], [Yu, Anderson i in. 2001].

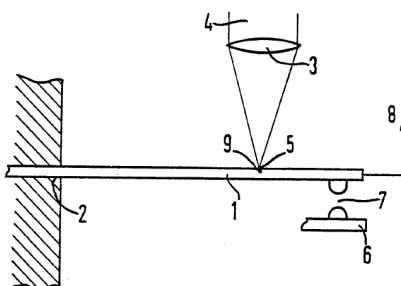


Rys. 4. Wznoszenie wieży Space Needle o wysokości 183 m w Seattle (USA).
Główne elementy nośne stanowią belki dwuteowe zgięte płomieniowo
[Welding Engineer 1965].

W 1960 roku Teodor Maimann zbudował pierwszy laser (laser rubinowy). Pierwsze lasery CO₂ i Nd:YAG powstały w roku 1964. Pojawienie się laserów dużej mocy około roku 1970 stworzyło możliwość ich wykorzystania w procesach kształtowania termicznego jako źródeł strumienia ciepła zamiast palników gazowych. Badania w tym zakresie zapoczątkował w latach siedemdziesiątych ubiegłego stulecia prof. Koichi Masubuchi z Massachusetts Institute of Technology [Masubuchi, Maumoto 1985]. Przeprowadzona na zlecenie Marynarki Wojennej Stanów Zjednoczonych wstępna analiza techniczno-ekonomiczna wykazała, że kształtowanie z użyciem wiązki laserowej, nazywane wówczas terminem *laser line heating*, jest metodą efektywną i pozwala uzyskiwać złożone kształty z dokładnością i powtarzalnością znacznie lepszą niż przy stosowaniu palników gazowych [Scully 1987].

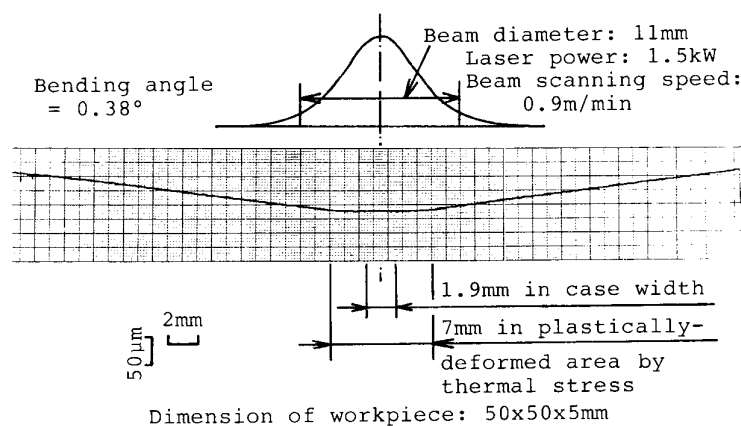
Idea zmiany kształtu poprzez lokalne ogrzewanie materiału wiązką laserową pojawiła się również w pracach koncernu SIEMENS nad bezdotykowym pozycjonowaniem elementów przekaźników elektrycznych [Martin, Kohler 1980], [Steiger 1984]. Rysunek 5 przedstawia

zasadę ustawiania odległości (oznaczonej 7) zestyków przy produkcji przekaźników elektrycznych zgodnie z opisem patentu Martina i Kohlera (1980, data zgłoszenia 4 maja 1979 roku). Blaszka 1 zestyku jest ogrzewana wiązką laserową 4 skupianą przez soczewkę 3. Termicznie indukowana deformacja plastyczna blaszki 1 zmienia odległość 7 zestyków.



Rys. 5. Zasada ustawiania odległości zestyków przy produkcji przekaźników elektrycznych. Patent DE2918100 koncernu SIEMENS [Martin, Kohler 1980].

Deformacje zaobserwowane przez prof. Y. Nambę i prof. V. S. Kovalenkę w badaniach nad laserowym hartowaniem płyt (rys. 6) także zrodziły pomysł wykorzystania wiązki laserowej do bezdotykowego kształtowania elementów metalowych, skąd pochodzi nazwa *kształtowanie laserowe* (ang. *laser forming*, niem. *das Laserstrahlumformen*) [Namba 1986], [Namba 1987], [Namba 2005]. Podobna koncepcja pojawiła się w badaniach nad laserowym prostowaniem tarcz i wytwarzaniem pożądaných naprężeń własnych [Tönshoff, Rosenthal 1988], [Rosenthal 1991].



Rys. 6. Profil poprzecznego przekroju blachy ze stali węglowej AISI 1045 po hartowaniu laserowym [Namba 1986].

W Polsce badania nad kształtowaniem laserowym zostały zapoczątkowane w Instytucie Podstawowych Problemów Techniki Polskiej Akademii Nauk w połowie lat osiemdziesiątych ubiegłego stulecia przez prof. dr hab. Henryka Frąckiewicza [Frąckiewicz, Mucha i in. 1987]. Prace badawcze wykonywane w IPPT PAN oraz w Centrum Laserowych Technologii Metali w Kielcach obejmują kształtowanie powłok rozwijalnych i nierozwijalnych z blach i płyt, kształtowanie rur oraz laserowe indukowanie mikrodeformacji. W 2005 roku w Centrum Laserowych Technologii Metali w Kielcach została obroniona pierwsza w Polsce rozprawa habilitacyjna z tematyki kształtowania laserowego [Mucha 2004].

Bibliografia kształtowania laserowego, które jest obecne w światowej literaturze naukowej od około 20 lat, liczy aktualnie około 600 pozycji. Wykorzystanie deformacji wywoływanych termicznie, głównie z użyciem wiązki laserowej, stało się przedmiotem kilkudziesięciu opisów patentowych, które są zgłaszane przez największe światowe koncerny przemysłowe, jak SIEMENS, FUJITSU LTD, PHILIPS ELECTRONICS, MATSUSHITA ELECTRIC IND CO LTD, IBM oraz GENERAL ELECTRIC COMPANY. Wyniki badań są prezentowane w renomowanych periodykach i na cieszących się powodzeniem międzynarodowych konferencjach naukowych, takich jak „Laser Assisted Net shape Engineering” (LANE) w Niemczech, czy „International Congress on Applications of Lasers and Electro-Optics” (ICALEO) w USA. W roku 2005 odbyły się w Niemczech pierwsze warsztaty naukowe „International Workshop on Thermal Forming” (IWOTE) poświęcone wyłącznie kształtowaniu termicznemu.

Termin *laser forming* w literaturze światowej obecnie bywa stosowany wobec różnych procesów nadawania lub zmiany kształtu geometrycznego przy użyciu wiązki laserowej. Niektórzy autorzy używają tego określenia dla operacji zmiany kształtu z naruszeniem spójności materiału, na przykład poprzez laserowe cięcia. Często nazwa ta jest stosowana również do procesu budowania przedmiotu z materiału w postaci proszku, który jest spiekany lub przetapiany przy użyciu wiązki laserowej.

2.3 Mechanizmy deformacji

W badaniach nad kształtowaniem laserowym wyodrębniono dotychczas trzy główne mechanizmy uzyskiwania deformacji materiału z wykorzystaniem zjawiska rozszerzalności termicznej [Geiger, Vollersten i in. 1991], [Vollertsen 1994], [Arnet, Vollertsen 1995]:

1. Mechanizm gradientowy (gradientu temperatury; ang. *temperature gradient mechanism*).
2. Mechanizm spęzeniowy (ang. *upsetting mechanism*).
3. Mechanizm wyboczeniowy (ang. *buckling mechanism*).

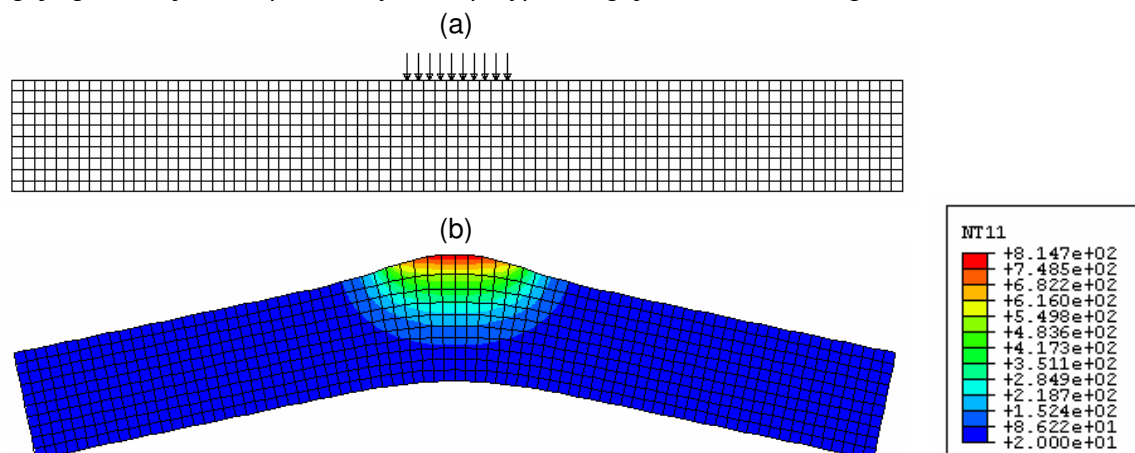
O działaniu poszczególnych mechanizmów lub ich kombinacji decyduje ukształtowanie elementu oraz parametry oddziaływania termicznego. W przypadku stosowania wiązki laserowej podstawowymi parametrami obróbki są:

- moc wiązki laserowej,
- prędkość v (rys. 8) przemieszczania wiązki po powierzchni materiału (w przypadku wiązki ruchomej) lub częstotliwość i czas trwania impulsów (w przypadku wiązki nieruchomej),
- średnica d (rys. 8) wiązki na powierzchni materiału.

2.3.1 Mechanizm gradientowy

Mechanizm gradientowy działa gdy wytworzone pole temperatury charakteryzuje się dużym gradientem temperatury (rys. 7) na grubości materiału (blachy, płyty, w ściance rury). Jeśli otoczenie obszaru ograniczonego ma dostateczną sztywność, wówczas skutek ograniczenia swobody deformacji termicznej może pojawić się odkształcenie plastyczne - spęczenie o niejednorodnym rozkładzie na grubości materiału. W efekcie lokalnie ogrzany element doznaje deformacji giętej [Frąckiewicz, Mucha i in. 1987], [Geiger, Vollertsen 1993],

[Vollertsen 1994]. Spęczenie termiczne wywołuje miejscowy wzrost grubości elementu giętego, a więc efekt przeciwny niż w przypadku gięcia mechanicznego.

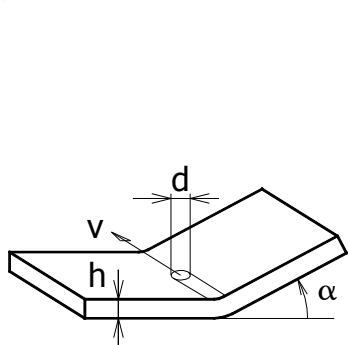


Rys. 7. Symulacja MES działania mechanizmu gradientowego [Widłaszewski 2002, 2003b]:
 (a) obciążenie termiczne strumieniem ciepła o gęstości 100 W/mm^2 płytki ze stali konstrukcyjnej wyższej jakości o grubości 1 mm ;
 (b) rozkład temperatury $[\text{°C}]$ po impulsowym nagrzewaniu wiązką nieruchomą przez 0.01 s ; deformacja powiększona 50 razy. Przyjęto płaski stan odkształcenia.

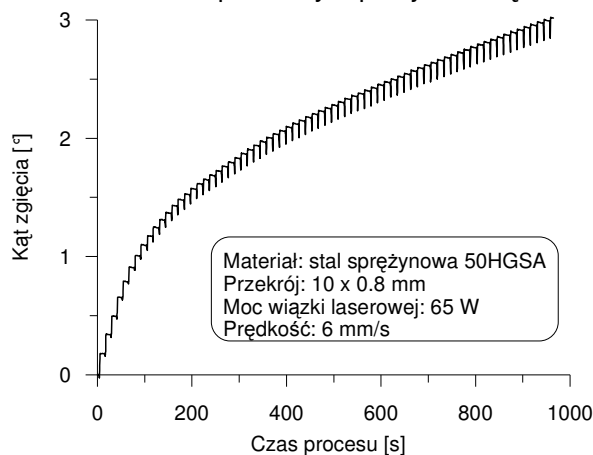
Silny gradient temperatury może być wytworzony na kilka sposobów:

- ogrzewanie źródłem ciepła o dostatecznie dużej prędkości ruchu względem materiału,
- gwałtowne ogrzanie (impulsowe) przy użyciu źródła ciepła nieruchomego względem materiału [Chen, Xu i in. 1998],
- ogrzewanie impulsowe przy użyciu ruchomego źródła ciepła [Zhang, Chen i in. 2002].

Przykład działania mechanizmu gradientowego przy nagrzewaniu płytki stalowej wiązką laserową o prędkości v względem materiału pokazuje przebieg czasowy kąta zgięcia α (rys. 8) pokazany na rys. 9 [Widłaszewski 1997 a, b]. Wykres przedstawia zachowanie próbki w sposób ciągły, włącznie z okresami studzenia materiału po każdym przejściu wiązki.

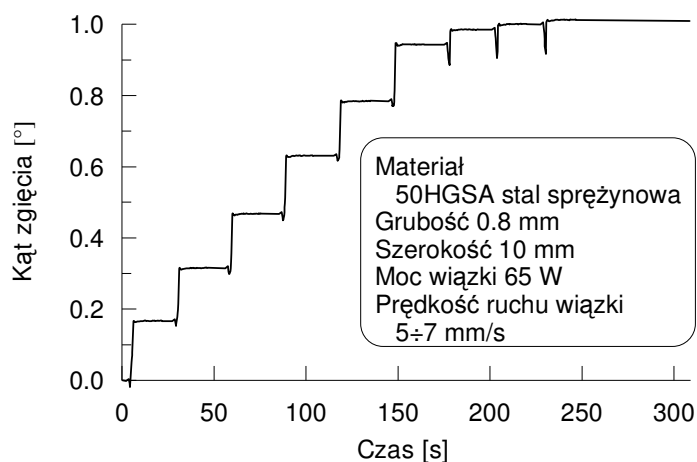


Rys. 8. Schemat gięcia termicznego z użyciem ruchomego źródła ciepła.



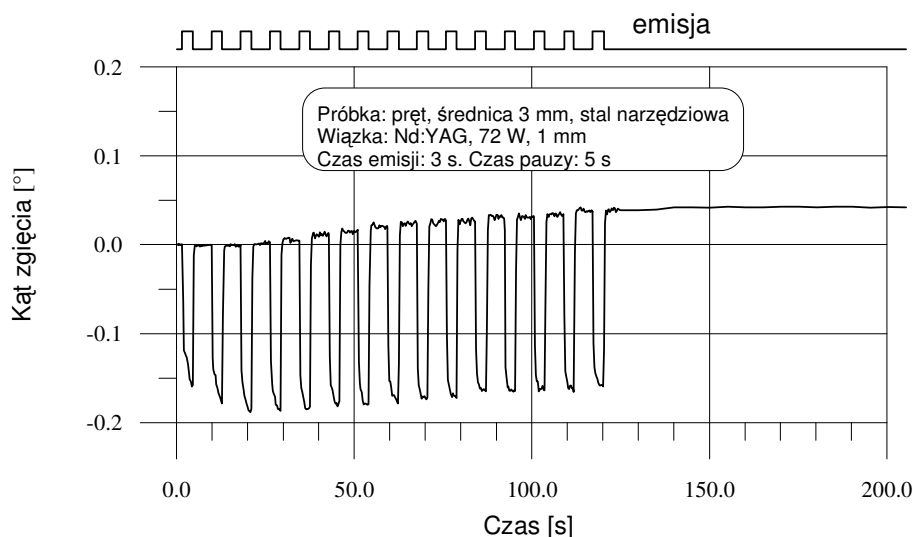
Rys. 9. Przebieg czasowy kąta zgięcia próbki stalowej podczas serii 71 przejść wiązki lasera Nd:YAG.

Wielkość kąta zgięcia uzyskiwanego przy działaniu mechanizmu gradientowego nie przekracza kilku stopni na jedno przejście źródła ciepła. Wartością minimalną jest 0° w przypadku deformacji zachodzącej tylko w zakresie sprężystym. Poprzez odpowiednie sterowanie ilością i sposobem doprowadzania ciepła można stosunkowo łatwo uzyskiwać bardzo małe deformacje. Na rys. 5 przedstawiony jest przykład precyzyjnego zginania, w którym dla sterowania przyrostem deformacji zmieniana była prędkość wiązki lasera Nd:YAG względem materiału [Widłaszewski 1997 a, b]. W początkowej fazie gięcia stosunkowo duże przyrosty deformacji były uzyskiwane przez stosowanie prędkości ruchu wiązki 5 mm/s. Podczas dochodzenia mniejszymi krokami do założonej wartości kąta zgięcia użyto większej prędkości wiązki 7 mm/s. Czasochłonność procesu w pokazanym przykładzie wiąże się z zastosowaną techniką pomiarową i sposobem chłodzenia próbki.

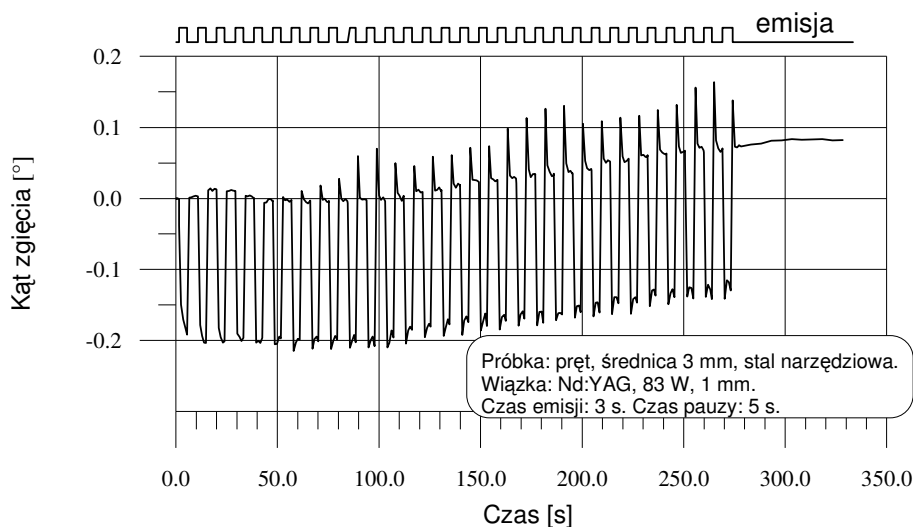


Rys. 5. Przykład gięcia laserowego ze sterowaniem prędkością przemieszczania wiązki.

Działanie mechanizmu gradientowego podczas impulsowego nagrzewania nieruchomą wiązką laserową jest przedstawiony na rys. 10 oraz 11 [Widłaszewski 1997a]. Pręt o średnicy 3 mm ze stali narzędziowej był nagrzewany wiązką o średnicy około 1 mm. Stany załączenia i wyłączenia wiązki obrazują zamieszczone w górnej części przebiegi emisji.



Rys. 10. Gięcie laserowe bez przetapiania powierzchni materiału.



Rys. 11. Gięcie laserowe z przetapianiem powierzchni materiału.

Wykres na rys. 11 pokazuje wpływ przetapiania powierzchni materiału, które zostało uzyskane poprzez zwiększenie mocy wiązki przy zachowaniu takich samych wartości innych parametrów.

Modelowanie analityczne kształtowania laserowego przy działaniu mechanizmu gradientowego było tematem szeregu publikacji prof. Z. Muchy i współpracowników z Instytutu Podstawowych Problemów Techniki PAN w Warszawie oraz Centrum Laserowych Technologii Metali w Kielcach. W pracy [Mucha, Hoffman i in. 1997] przedstawiona została koncepcja wyznaczania kąta zgięcia na podstawie równań równowagi belki Bernoulliego-Eulera ze strefą termicznie wywołanego odkształcenia plastycznego. Dla opisanego pola temperatury wiązka laserowa została zamodelowana jako punktowe źródło ciepła przemieszczające się po powierzchni ośrodka półnieskończonego.

Rozwiązanie dla przypadku działania ruchomego liniowego źródła ciepła było przedmiotem prac [Mucha, Cabaj i in. 2001], [Mucha, Widłaszewski i in. 2002], [Mucha, Widłaszewski i in. 2003a]. Model analityczny dla mechanizmu gradientowego został rozwinięty w pracy [Mucha, Widłaszewski i in. 2003b] poprzez wykorzystanie modelu termicznego Rykalina (1978, str. 68) oraz Ashby-Easterlinga (1984) dla szybko poruszającego się źródła ciepła o rozkładzie normalnym (gaussowskim).

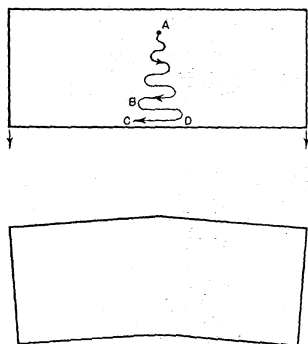
Opis procesu gięcia termicznego przy użyciu liczby Fouriera i bezwymiarowej temperatury powierzchni materiału był przedmiotem prac [Mucha 2003] i [Mucha, Widłaszewski i in. 2003c], w których wskazano możliwość sterowania procesem poprzez kontrolę temperatury powierzchni materiału. W pracy [Mucha, Widłaszewski 2004] wykorzystano pojęcie współczynnika sztywności podparcia (zamocowania; ang. *constraint ratio, restraint rigidity coefficient*) do charakteryzowania warunków termicznego odkształcania się materiału w fazie nagrzewania i stygnięcia. Obszerny opis analityczny mechanizmu gradientowego jest zawarty w rozprawie habilitacyjnej [Mucha 2004].

2.3.2 Mechanizm spęzeniowy

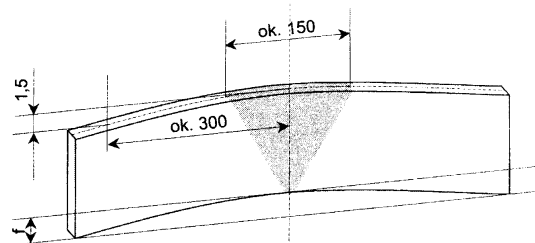
Mechanizm spęzeniowy kształtowania termicznego polega na jednorodnym spęczaniu materiału na całym przekroju poprzecznym elementu obrabianego. W ujęciu modelowym

przyjmuje się, że pole temperatury ma zerowy gradient na grubości przedmiotu. W praktyce ogrzewanie jest realizowane zazwyczaj przy użyciu jednego źródła ciepła, które działa na jedną z powierzchni kształtowanego elementu, przez co na jego grubości występuje pewna różnica temperatur. Dominująca deformacja zachodzi jednak w płaszczyźnie elementu, a odkształcenie pozapłaszczyznowe na ogół nie ma znaczenia praktycznego.

Spęczenie termiczne jest uzyskiwane poprzez wytworzenie gradientu temperatury w płaszczyźnie elementu. Obszar o podwyższonej temperaturze nie może być zbyt rozległy, aby nie występowały warunki do termicznego wybożenia, a obszar otaczający musi być dostatecznie sztywny [Kraus 1997].

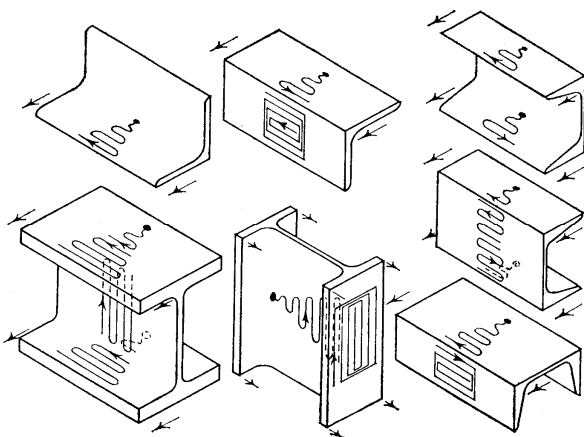


Rys. 12. Sposób ogrzewania materiału w trójkątnej strefie podczas zginania płaskownika [Holt 1965].

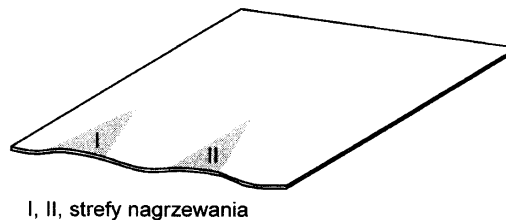


Rys. 13. Przykład płomieniowego prostowania płaskownika z wykorzystaniem mechanizmu spęczenia [Sędek 2000].

W technice ogrzewania płomieniowego od dawna stosowane są trójkątne (klinowe) strefy nagrzewania, które pozwalają uzyskiwać spęczenie podczas zginania (rys. 12) i prostowania (rys. 13) płaskowników. Przykłady stref nagrzewania stosowanych przy gięciu lub prostowaniu różnego rodzaju kształtowników walcowanych pokazuje rys. 14.



Rys. 14. Strefy grzania stosowane przy termicznym gięciu i prostowaniu kształtowników walcowanych [Holt 1971].



I, II, strefy nagrzewania

Rys. 15. Zastosowanie mechanizmu spęczenia przy płomieniowym prostowaniu blach i płyt [Sędek 2000].

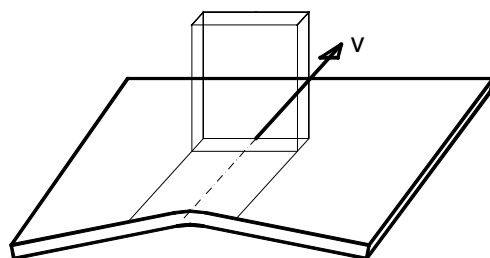
Mechanizm spęczenia jest wykorzystywany do usuwania niepożądanych deformacji w postaci falistości blach i płyt. W miejscach wybruszeń na brzegach blach stosowane są trójkątne strefy nagrzewania (rys. 15). Wybruszenia położone w głębi arkusza również są

usuwane płomieniowo z wykorzystaniem lokalnego spęczania materiału w strefach o kształcie koła i innych. Dla stworzenia warunków zadziałania mechanizmu spęczenia przy takim prostowaniu zaleca się, aby średnica D [mm] kołowej strefy nagrzewania wynosiła $D = 8s + 10$, gdzie s [mm] jest grubością płyty [Sędek 2000].

Maksymalna temperatura materiału w procesie prostowania płomieniowego jest dobierana ze względu na następujące czynniki: (1) nie mogą wystąpić znaczące negatywne zmiany własności materiału, (2) w wyższej temperaturze uzyskuje się większe odkształcenia trwałe, (3) w zbyt wysokiej temperaturze łatwiej może wystąpić lokalne wyboczenie. Dla miękkiej stali węglowej zalecana jest temperatura maksymalna 650°C [Sędek 2000], [Avent, Mukai 1998]. Zapewnia ona odpowiedni margines bezpieczeństwa do temperatury przemiany eutektoidalnej A_1 (723°C). W celu większego ograniczenia swobody termicznego rozszerzania się materiału czasem przykładane są siły zewnętrzne, jednak naprężenia od nich pochodzące nie przekraczają granicy plastyczności w stanie ogrzania. Dzięki tym siłom można stosować nagrzewanie do niższej temperatury [Holt 1965].

2.3.3 Mechanizm wyboczeniowy

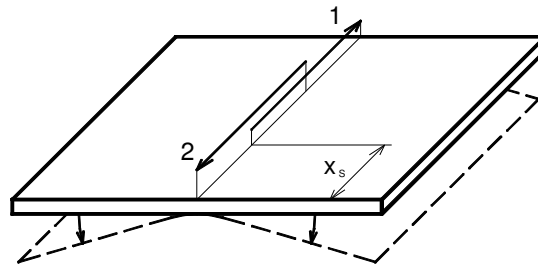
Gięcie termiczne przy wykorzystaniu mechanizmu wyboczeniowego polega na wywoływaniu kontrolowanego wyboczenia termicznego wzdłuż ścieżki źródła ciepła [Vollertsen 1994], [Holzer, Arnet i in. 1994], [Arnet, Vollertsen 1995], [Vollertsen, Komel i in. 1995], [Frąckiewicz, Mucha i in. 1998]. W tym celu konieczne jest ogrzanie materiału w obszarze o rozmiarach znacznie większych niż jego grubość (rys. 16). Chłodniejszy materiał wokół tego obszaru musi zapewniać dostateczne ograniczenie swobody deformacji termicznej części centralnej dla wystąpienia utraty stateczności i deformacji pozapłaszczyznowej [Li, Yao 2001b]. W centralnym obszarze powstałego wybrzuszenia dochodzi do uplastycznienia materiału pod wpływem naprężenia od zginania i ściskania oraz ze względu na obniżenie granicy plastyczności w podwyższonej temperaturze. Kąt zgięcia otrzymywany po jednokrotnym przejściu źródła ciepła może sięgać kilkunastu stopni, a więc znacznie więcej niż w przypadku mechanizmu gradientowego. Dzieje się tak, ponieważ szerokość obszaru ogrzewanego i obszaru, w którym zachodzi deformacja plastyczna są dużo większe.



Rys. 16. Wyboczenie termiczne przy ogrzewaniu wiązką laserową o przekroju prostokątnym.

Kierunek deformacji w ogólności zależy od takich czynników jak gradient temperatury na grubości materiału, krzywizna początkowa giętego elementu, początkowy stan naprężeń własnych oraz anizotropia właściwości materiału. Przy braku innych czynników o kierunku deformacji decyduje krzywizna początkowa, mianowicie mechanizm wyboczeniowy powoduje pogłębienie istniejącej krzywizny. Dla uzyskiwania w sposób pewny gięcia w kierunku „od źródła ciepła” (odwrotnie niż w przypadku działania mechanizmu gradientowego) Li i Yao (2001b) podali następujący sposób. Ogrzewanie materiału (początek

drogi źródła ciepła) powinno być rozpoczynane nie na krawędzi blachy czy płyty, lecz w pewnej odległości x_s od brzegu (rys. 17).



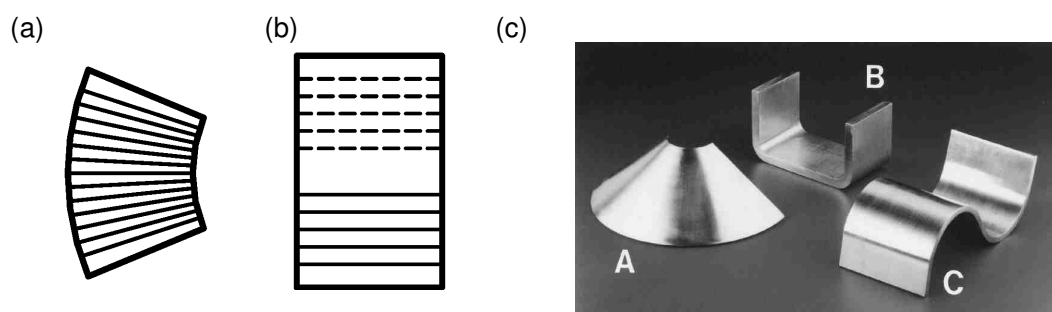
Rys. 17. Sposób nagrzewania dla kontrolowania kierunku deformacji przy działaniu mechanizmu wyboczeniowego [Li, Yao 2001].

Obszar ogrzewany jest wówczas całkowicie otoczony materiałem chłodniejszym, zapewniającym dostateczne usztywnienie, konieczne dla wystąpienia wyboczenia termicznego. Jednocześnie, przy ogrzewaniu jednej strony blachy zawsze występuje niezerowy gradient temperatury na grubości, co narzuca kierunek wyboczenia. Uzupelnienie krawędzi gięcia o odcinek początkowo pominięty następuje w dalszej kolejności, kiedy to kierunek zgięcia jest już wymuszony. Skuteczność tego sposobu została wykazana dla materiału o płaskiej postaci początkowej.

2.4 Przykłady kształtowania

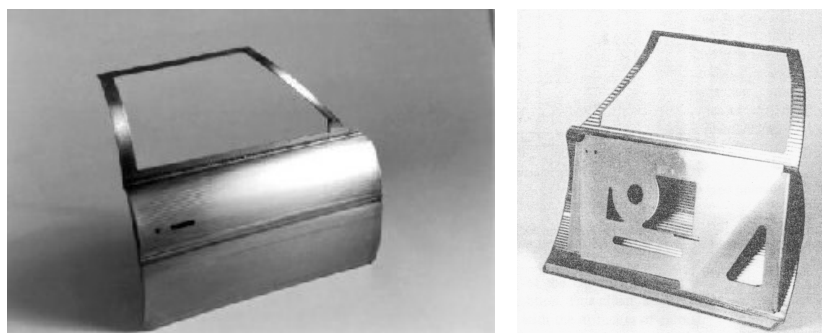
2.4.1 Kształtowanie blach i płyt

Materiałem wyjściowym w procesach obróbki plastycznej często są płaskie blachy lub płyty. Stosując gięcie termiczne o prostoliniowych ścieżkach źródła ciepła można z płaskich blach otrzymywać trójwymiarowe kształty powierzchni rozwijalnych, a mianowicie powierzchni stożkowej lub powierzchni walcowej [Namba 1987], [Frąckiewicz, Mucha i in. 1990], [Geiger, Vollertsen i in. 1991], [Kyrsanidi, Kermanidis i in. 1999]. Tego rodzaju kształtowanie przeprowadzane jest z wykorzystaniem mechanizmu gradientowego oraz wyboczeniowego. Kształtowanie powierzchni rozwijalnych i stosowane przy tym układy ścieżek źródła ciepła są pokazane na rys. 18. Liniami ciągłymi oznaczono ścieżki na jednej powierzchni blachy, a liniami przerywanymi oznaczono ścieżki na powierzchni przeciwnej.



Rys. 18. Kształtowanie powierzchni rozwijalnych [Frąckiewicz, Mucha i in. 1990], [Frąckiewicz 1992b]: (a) układ ścieżek dla powierzchni stożkowej, (b) układ ścieżek dla powierzchni walcowej o kształcie sinusoidalnym, (c) przykłady (A – stal niskowęglowa, gr. 3 mm; B – stal IH 541, gr. 10 mm; C - stal 18G2AV, gr. 6 mm).

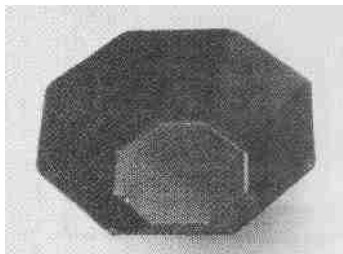
Spektakularny przykład kształtowania powierzchni rozwijalnej metodą gięcia laserowego pokazany jest na rys. 19 [Thomson, Pridham 1998], [Thomson, Pridham 2001]. Przy użyciu gięcia laserowego wykonano model drzwi samochodu.



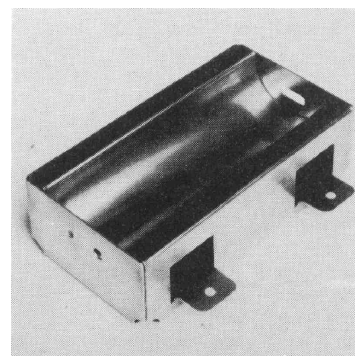
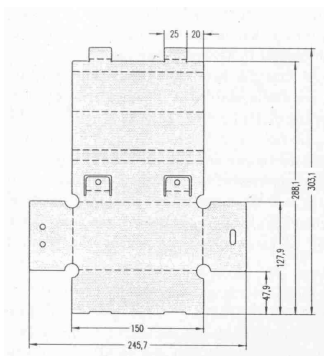
Rys. 19. Laserowo ukształtowany w skali ok. 1:8 model drzwi samochodowych [Thomson, Pridham 1998], [Thomson, Pridham 2001].

Stosując operacje cięcia, gięcia termicznego i łączenia przez spawanie lub lutowanie, można z blach kształtować przedmioty, których poszczególne segmenty mają formę powierzchni rozwijalnych. Taką techniką z jednego kawałka blachy wykonane zostało ośmiokątne naczynie przedstawione na rys. 20 [Geiger, Arnet i in. 1994]. Wykorzystano gięcie laserowe

z mechanizmem gradientowym. Wszystkie operacje mogą być wykonane w jednym zamocowaniu.



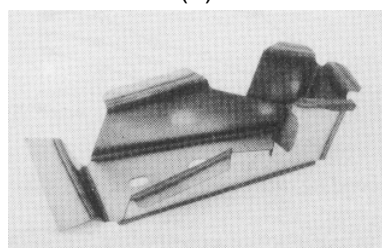
Rys. 20. Ośmiokątne naczynie ukształtowane z udziałem gięcia laserowego. Czas gięcia 6 minut [Geiger, Arnet i in. 1994].



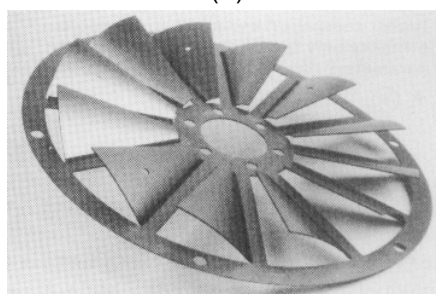
Rys. 21. Obudowa lampy wytworzona przez laserowe cięcie i gięcie [Geiger, Arnet i in. 1994]. Czas wytwarzania 2.5 godz. Poprzez zoptymalizowanie układu manipulowania i chłodzenia można skrócić czas obróbki do 0.5 godz.

Podobnie ukształtowano obudowę reflektora przedstawioną na rys. 21 [Geiger, Arnet i in. 1994]. W odróżnieniu od technologii tłoczenia, do wytwarzania reflektorów o różnych promieniach krzywizny powierzchni zwierciadła przy kształtowaniu termicznym wystarczy zmiana programu sterującego obróbką, bez konieczności przygotowywania oddzielnych narzędzi. Podobną techniką wykonano elementy pokazane na rys. 22 [Klocke, Demmer i in. 1997].

(a)



(b)



Rys. 22. Elementy wykonane przez cięcie i gięcie laserowe [Klocke, Demmer i in. 1997]: (a) wspornik silnika, (b) element układu wylotu gazów.



Rys. 23. Powierzchnia sferyczna ukształtowana laserowo z płaskiej blachy [Frąckiewicz 1993].



Rys. 24. Łyżka ukształtowana laserowo z płaskiej blachy. Czas operacji 8 min. [Geiger, Arnet i in. 1994].

W przypadku kształtowania przedmiotów o kształcie powierzchni nierozwijalnych konieczne jest wykorzystywanie mechanizmu spęcenowego. Przykład ukształtowania powierzchni sferycznej z pierwotnie płaskiej blachy pokazuje rys. 23 [Frąckiewicz 1993]. Używając mechanizmu spęcenowego i wyboczeniowego ukształtowano łyżkę przedstawioną na rys. 24 [Geiger, Arnet i in. 1994].

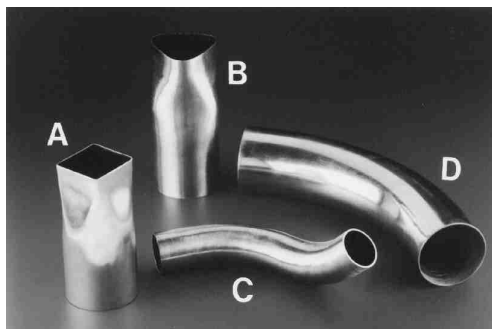
2.4.2 Kształtowanie rur

Gięcie rur pełni ważną rolę w wielu obszarach produkcji. Typowymi problemami spotykanymi przy gięciu mechanicznym są: (1) powstawanie przewężeń (szyjek) lub pęknięć na części zewnętrznej z powodu silnego rozciągania oraz (2) fałdowanie się i marszczenie części wewnętrznej ze względu na ściskanie w powierzchni przylegającej do narzędzia [Li, Yao 2001a]. Do spotykanych błędów geometrycznych należy owalizacja (spłaszczenie) przekroju rury. Tradycyjne metody gięcia rur z małym promieniem zakrzywienia często wymagają stosowania wyżarzania dla zwiększenia ciągliwości materiału.

Gięcie termiczne jest wykonywane bez specjalnych stempli, trzpieni, rolek, czy materiału wypełniającego. Gięcie w płaszczyźnie (rys. 25 C), jak również dowolne gięcie przestrzenne (rys. 25 D) mogą być realizowane przy użyciu odpowiedniego programu sterowania procesem [Frąckiewicz 1992a]. Dodatkowe wyżarzanie nie jest konieczne, ponieważ sam proces gięcia odbywa się w podwyższonej temperaturze.

Zmniejszenie grubości ścianki zewnętrznej może być prawie całkowicie wyeliminowane. W odróżnieniu od gięcia mechanicznego, grubość ścianki wewnętrznej ulega zwiększeniu w wyniku gięcia termicznego. Minimalny promień gięcia nie jest uwarunkowany pękaniem ścianki zewnętrznej pod wpływem rozciągania. Owalizacja jest mniejsza przy gięciu termicznym ze względu na niższy poziom naprężeń w ściance zewnętrznej [Li, Yao 2001a].

Kształtowanie termiczne daje duże możliwości zmiany kształtu rur. Oprócz gięcia można dokonać zmiany kształtu przekroju poprzecznego, z kołowego na wielokątny, na przykład na czworokątny lub trójkątny, jak pokazują rys. 25 A i B [Frąckiewicz 1992a].



Rys. .25. Rury ze stali niskowęglowej ukształtowane laserowo [Frąckiewicz 1992a]:

A, B, D – średnica 76 mm, gr. 1.6 mm; C - średnica 45 mm, gr. 2 mm

Stosując metodę zwiększania średnicy istnieje możliwość formowania żeber na ściankach rur. W zależności od użytych parametrów obróbki grubość ścianki pozostaje prawie niezmienną (rys. 26 A) lub ulega zwiększeniu (rys. 26 B i C). Przy nagrzewaniu wzdłuż linii śrubowej można na rurze formować gwint. Przykład połączenia gwintowego złożonego z dwóch rur z laserowo ukształtowanymi gwintami jest pokazany na rys. 27 A. Poprzez

przewężanie rur można tworzyć połączenia kształtowe (rys. 27 B). Dwa żebra ukształtowane na rurze można zastosować do mocowania na niej tarczy lub innego elementu (rys. 27 C).



Rys. 26. Kształtowanie żeber na rurach z kontrolowaniem grubości ścianki (średnica 20 mm, tytan).



Rys. 27. Wykonywanie połączeń (stal niskowęglowa):
A – dwa gwinty; B – połączenie kształtowe, C – mocowanie tarczy pomiędzy dwoma żebrami (średnica rury 38 mm, grubość ścianki 3 mm).

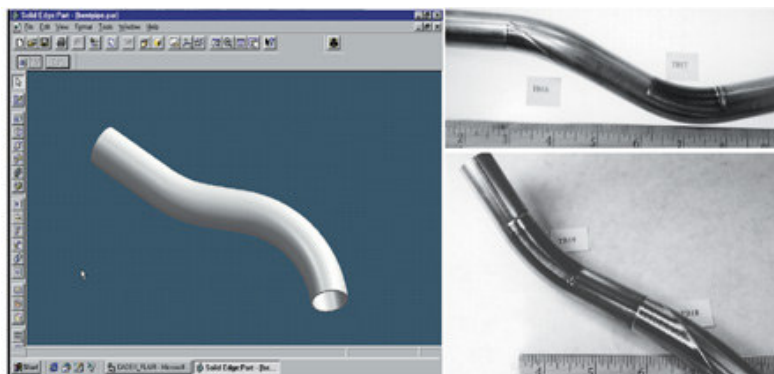
Rysunki 28 oraz 29 przedstawiają efekty laserowego kształtowania rurek o małej średnicy. Jak widać na rys. 29 można wykonywać żebra na długich rurkach, co napotyka na duże trudności przy stosowaniu tradycyjnych metod obróbki plastycznej.



Rys. 28. Kształtowanie żeber i zmiana kształtu przekroju rurek ze stali nierdzewnej: A – średnica 6 mm, gr. 0.5 mm; B, C, D – średnica 5 mm, gr. 0.35 mm.



Rys. 29. Kształtowanie żeber i wykonywanie gwintów na małych rurkach ze stali nierdzewnej: A, B – średnica 2 mm, gr. 0.25 mm; C – średnica 6 mm, gr. 0.5 mm.



Rys. 30. Rura ze stali nierdzewnej ukształtowana laserowo z parametrami obróbki wyznaczonymi przy użyciu sztucznej sieci neuronowej [Jones, Mossman i in. 2001].

Do wyznaczania parametrów technologicznych termicznego kształtowania rur stosowane jest modelowanie doświadczalne z wykorzystaniem sztucznej sieci neuronowej [Jones, Mossman i in. 2001], [Peck, Jones i in. 2002]. Algorytm zrealizowany z użyciem procesorów sygnałowych DSP o wysokiej szybkości działania pozwala obliczać parametry gięcia rur dla kształtu zadanego w postaci modelu CAD (rys. 30).

2.4.3 Kształtowanie blach i płyt stoczniovych

Technika kształtowania blach i płyt poprzez ogrzewanie palnikami gazowymi jest stosowana w stoczniach na całym świecie. Tradycyjnie proces jest realizowany ręcznie (rys. 31) przez odpowiednio przeszkolonych i doświadczonych pracowników. Według dostępnego przykładu ukształtowanie płyt o złożonej krzywiznie przy budowie typowego niszczyciela w USA wymaga 18000 osobogodzin pracy [Peck, Jones i in. 2002]. W ostatnich latach zostały podjęte intensywne wysiłki w celu zautomatyzowania tego procesu poprzez budowę komputerowo sterowanych stanowisk (rys. 32) oraz tworzenie algorytmów i oprogramowania do wyznaczania parametrów technologicznych i sterowania procesem kształtowania termicznego.



Rys. 31. Ręczne kształtowanie termiczne blach.



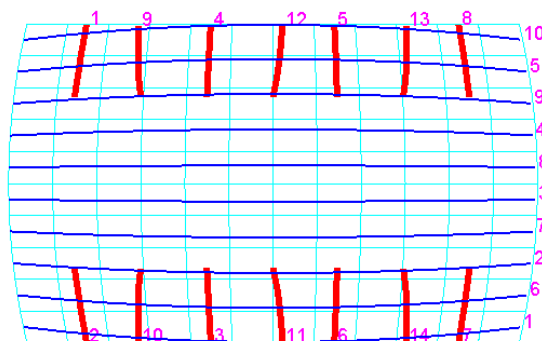
Rys. 32. Zmechanizowane stanowisko kształtowania termicznego w stoczni NKK (Japonia).

W Korei Południowej opracowano oprogramowanie KoJeDo (rys. 33) z algorytmem wyznaczania parametrów grzania wykorzystującym opis i zależności geometrii różniczkowej oraz analizę termo-sprężysto-plastyczną¹². Zbudowano stanowisko iCALM (Intelligent Computerized Automatic Lineheating Machine), w którym standardowym źródłem ciepła jest palnik gazowy, natomiast opcjonalnie przewidziano stosowanie wiązki laserowej lub grzania indukcyjnego (rys. 34). Do termicznego gięcia grubych płyt może być używany również łuk plazmowy [Male, Pan, 2000], [Li, Chen i in. 2000], lasery diodowe [Abe, Nakagawa i in. 2001], [Lawrence, Schmidt i in. 2001] lub wysokiej mocy lampy podczerwieni [Peck, Jones i in. 2002].

W Japonii zbudowano system o nazwie IHI-Alpha automatycznego kształtowania blach poszycia, w którym stosowane jest grzanie indukcyjne [Ishiyama, Tango 2000]. System wykorzystywany w stoczni IHI Kure (rys. 35) pozwala zredukować czas kształtowania płyty z

¹² [<http://casper.snu.ac.kr/html/eng/icalm.html>]

2-3 dni do 2-3 godzin komputerowego planowania oraz 5-6 godzin procesu formowania [Koenig, Narita i in. 2002].



Rys. 33. Przykład rozkładu i kolejności ścieżek grzania wyznaczone przez oprogramowanie KoJeDo.

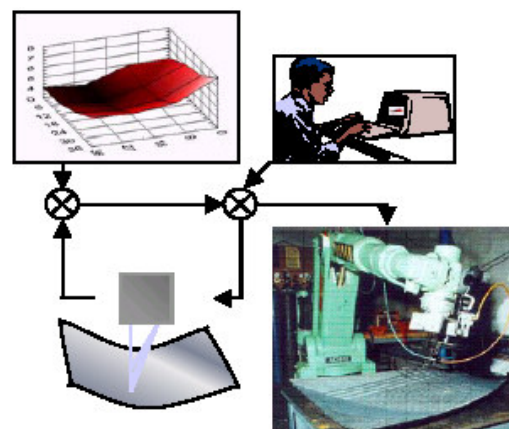


Rys. 34. Stanowisko iCALM do automatycznego termicznego kształtowania blach poszycia statku. Wymiary: dł. 6m, szer. 4.2 m, wys. 2 m.

W ramach programu badawczego DD(X) marynarka wojenna Stanów Zjednoczonych w latach 2001-2005 prowadziła badania zmierzające również do zbudowania systemu termicznego kształtowania płyt [Dilisio 2003] (rys. 36).



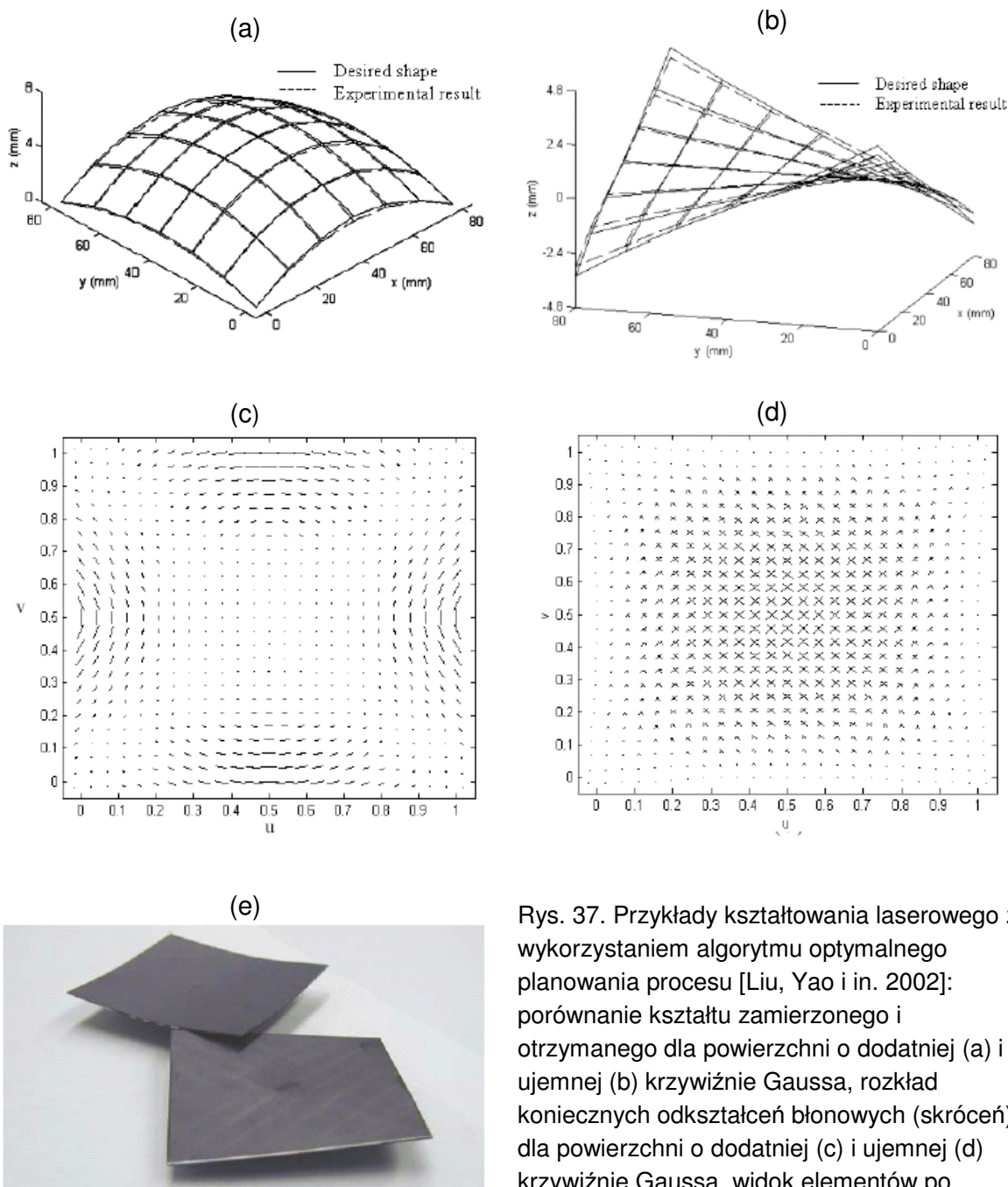
Rys. 35. Japoński system IHI-Alpha do automatycznego termicznego kształtowania blach poszycia statku [http://www.ihl.co.jp].



Rys. 36. Idea systemu kształtowania termicznego płyt w ramach programu DD(X) w USA [Dilisio 2003].

Wyznaczenie parametrów procesu kształtowania w ogólnym przypadku wymaga rozwiązania zagadnienia odwrotnego termomechaniki, to jest określenia sposobu działania źródła ciepła dla zadanej deformacji obiektu. Ueda, Murakawa i inni (1994) stosowali analizę sprężystą metodą elementów skończonych w celu określenia obszarów największych odkształceń błonowych. Yu, Patrikalakis i inni (2000) zaprezentowali algorytm optymalnego rozwinięcia powierzchni trójwymiarowej na płaszczyźnie. W ten sposób można wyznaczyć kształt, jaki powinien być wycięty z arkusza blachy dla dalszego formowania oraz rozkład odkształceń, które należy wywołać w procesie kształtowania. Minimalne pole odkształceń błonowych określono w zadaniu programowania nieliniowego. Liu, Yao i in. (2002) podali sposób

wyznaczania rozkładu ścieżek i parametrów grzania laserowego w przypadku kształtowania powierzchni o dodatniej lub ujemnej krzywiznie Gaussa (rys. 37).

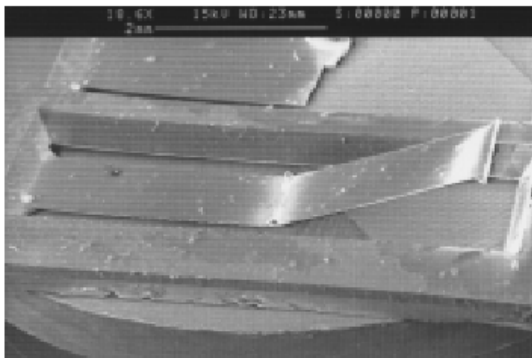


Rys. 37. Przykłady kształtowania laserowego z wykorzystaniem algorytmu optymalnego planowania procesu [Liu, Yao i in. 2002]: porównanie kształtu zamierzonego i otrzymanego dla powierzchni o dodatniej (a) i ujemnej (b) krzywiznie Gaussa, rozkład koniecznych odkształceń błonowych (skrótów) dla powierzchni o dodatniej (c) i ujemnej (d) krzywiznie Gaussa, widok elementów po kształtowaniu (e).

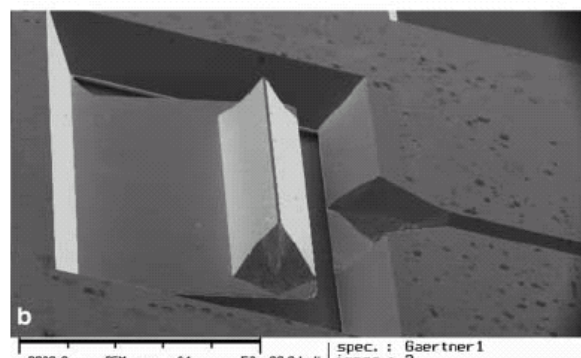
2.4.4 Kształtowanie materiałów kruchych i niemetalicznych

Ze względu na kruchość krzem może być kształtowany plastycznie tylko w podwyższonej temperaturze, powyżej 650 °C. Tradycyjnie zmiana kształtu elementów krzemowych jest wykonywana w piecu, przy użyciu narzędzi formujących. Stosując kształtowanie termiczne wiązką laserową uzyskano kąty zgięcia do 90° bez konieczności ogrzewania całego

elementu w piecu (rys. 38) [Gärtner, Frühauf i in. 2001a], [Gärtner, Frühauf i in. 2001b]. Materiałem wyjściowym były elementy otrzymywane drogą trawienia z monokryształów Si. Odporność na pękanie belek krzemowych po gięciu laserowym była zbliżona do odporności materiału wyjściowego. Jedną z możliwości zastosowań procesu jest pozycjonowanie mikrozwierciadeł wykonywanych z monokryształów Si (rys. 39).

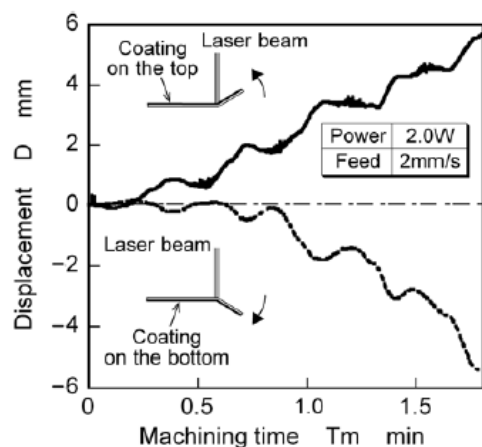


Rys. 38. Belka z krzemu zgięta laserowo .

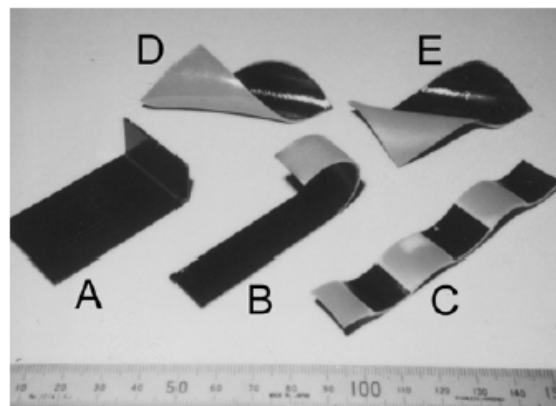


Rys. 39. Obraz SEM mikrozwierciadła krzemowego pozycjonowanego laserowo .

Kształtowanie laserowe jest rozpatrywane jako metoda zmiany kształtu przedmiotów wykonywanych z tworzyw sztucznych [Okamoto, Uno i in. 2003]. Ze względu na wysoki koszt form wtryskowych może ono znaleźć zastosowanie w produkcji prototypowej, krótkoseryjnej lub do precyzyjnego pozycjonowania po operacjach montażu. W przypadku laserowego gięcia polietylenu dla zwiększenia absorpcji energii zastosowano pokrycie czarną żywicą. Przy wykorzystaniu mechanizmu gradientowego i pokrywaniu absorberem przeciwnej powierzchni materiału niż powierzchnia, na którą padała wiązka lasera YAG, uzyskano gięcie w kierunku „od wiązki” (rys. 40). Przykłady elementów plastikowych ukształtowanych laserowo prezentuje rys. 41.



Rys. 40. Przesunięcie końca giętej laserowo belki polietylenowej w funkcji czasu obróbki [Okamoto, Uno i in. 2003]. Linia kropkową oznaczono przypadek absorbera na powierzchni dolnej.



Rys. 41. Przykłady laserowego kształtowania elementów polietylenowych z wykorzystaniem selektywnego nanoszenia warstwy absorbera [Okamoto, Uno i in. 2003].

2.5 Pozycjonowanie z wykorzystaniem kształtowania laserowego

Postępująca miniaturyzacja w elektronice i innych obszarach produkcji pociąga za sobą wzrost wymagań co do dokładności obróbki, a także powoduje wzrost złożoności geometrycznej mikroelementów [Vollertsen, Komel i in. 1995]. Wytwarzanie nowoczesnych miniaturowych elementów i podzespołów optoelektronicznych i elektromechanicznych wymaga zachowywania wąskich tolerancji wykonawczych, szczególnie podczas montażu. W tradycyjnych metodach montażu stosowane jest oprzyrządowanie, w którego skład wchodzi różnego rodzaju siłowniki mechanicznie oddziaływujące na elementy łączone i justowane. Po operacjach łączenia, które często są realizowane technologią spawania laserowego, usuwany jest kontakt narzędzi z elementami montowanymi. Występujące wówczas zjawisko nawrotu sprężystego utrudnia proces precyzyjnego pozycjonowania, zwiększa jego czasochłonność i pogarsza dokładność. Z tych względów stosowanie tradycyjnych technologii wymaga kosztownego oprzyrządowania i jest czasochłonne [Hoving W., van Hout i in. 1996].

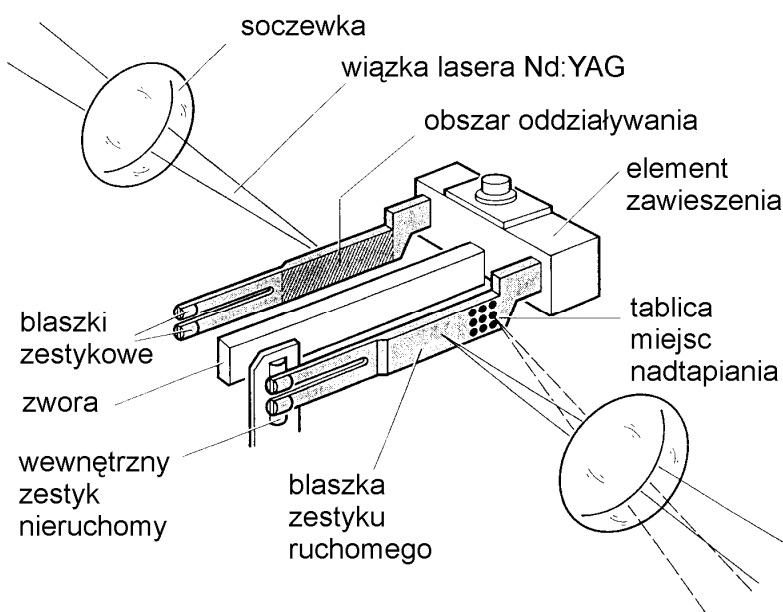
Rzeczywista technologia układów mikro-opto-elektro-mechanicznych (MOEMS) wymaga stosowania nowych metod wytwarzania, które pozwolą przewyżżyć ograniczenia dla manipulacji mechanicznych przy produkcji mikroelementów [Hennige 2000]. Przy konwencjonalnych metodach zaginania niezbędne są odpowiednie naddatki materiału na obszar kontaktu i ramię dźwigni. Gięcie laserowe z wykorzystaniem mechanizmu gradientowego wymaga bardzo małych naddatków, stąd może być z powodzeniem stosowane przy wytwarzaniu mikroelementów [Pridham, Thomson 1995].

W nowej metodzie laserowego pozycjonowania (justacji; ang. *laser adjustment method*) siłownik (aktuator) sterowany termicznie jest częścią wyrobu [Hoving 2001]. Przeznaczony jest do zazwyczaj jednokrotnego użycia podczas montażu podzespołu lub wyrobu. Precyzyjne pozycjonowanie jest realizowane w sposób bezdotykowy, przy użyciu wiązki laserowej, po usunięciu narzędzi mechanicznych. Nie jest potrzebna wysoka dokładność działania tych narzędzi, ponieważ na etapie łączenia elementów nie są wymagane wąskie tolerancje ustawiania. Według danych opublikowanych przez koncern Philips, tą metodą można uzyskać zwiększenie dokładności wymiarowej o rząd wielkości (na przykład z $\pm 3 \mu\text{m}$ do $\pm 0.3 \mu\text{m}$) oraz skrócenie czasu operacji o około 80% [Otto 2005], [Hoving 2001].

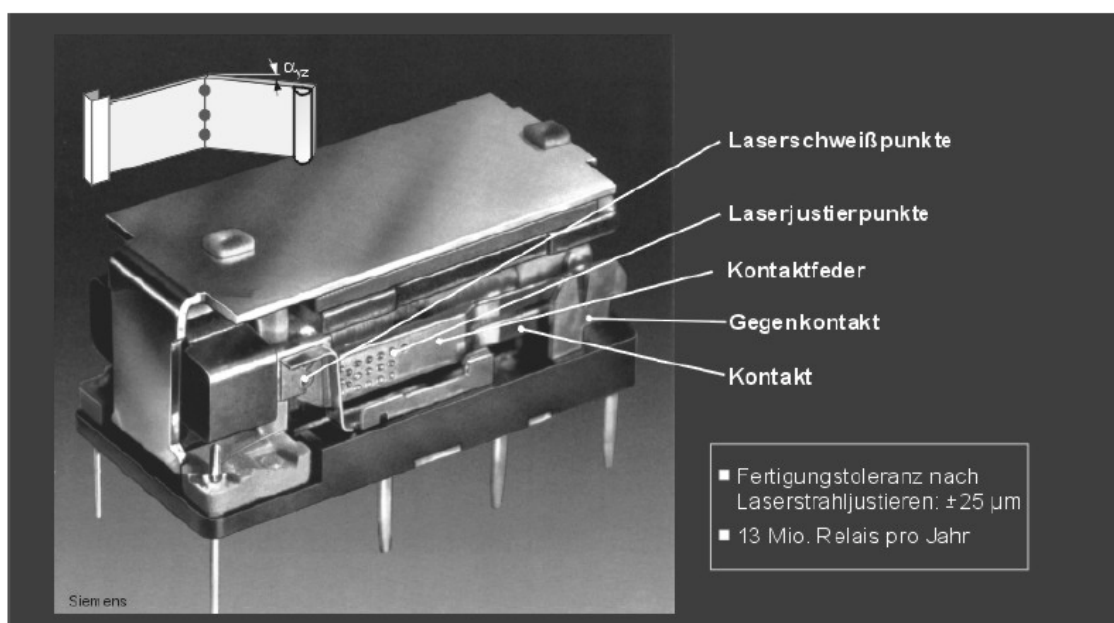
Technika ta jest szczególnie przydatna, gdy dostęp do elementów i obszar obróbki są ograniczone względami konstrukcyjnymi lub technologicznymi. Nastawiane lub regulowane mogą być liniowe i kątowe pozycje obiektów justowanych. Możliwe jest również dokonywanie zmian kształtu obiektów na odległość i obiektów szybko poruszających się.

Prawdopodobnie pierwszym przemysłowym zastosowaniem wiązki laserowej do kształtowania w produkcji masowej było pozycjonowanie zestyków w miniaturowych przekaźnikach elektrycznych koncernu Siemens [Steiger 1984]. Mechaniczne regulowanie przekaźników było czasochłonne i trudne w realizacji [Hanebuth, Hamann 1997]. Opracowano nową metodę, w której wywoływane jest lokalne przetapianie materiału przy użyciu impulsów wiązki lasera Nd:YAG (rys. 42, 43). Deformacja występująca podczas krzepnięcia materiału powoduje niewielkie zgięcie blaszki zestyku i pozwala zmieniać spoczynkową odległość pomiędzy zestykiem stałym a ruchomym. Zastosowane komputerowe sterowanie w pętli ze sprzężeniem zwrotnym polega na automatycznym wyborze miejsc oddziaływania wiązką laserową na ramię zestyku na podstawie pomiarów.

Czas ustawiania zestyków przełącznika z dokładnością $\pm 25 \mu\text{m}$ wynosi poniżej 1 s. Według informacji z roku 2002 roczna produkcja takich przełączników wynosiła 13 milionów sztuk [Geiger 2002].



Rys. 42. Zasada pozycjonowania zestyków stycznika elektrycznego przy użyciu termicznie indukowanych deformacji [Steiger 1984].

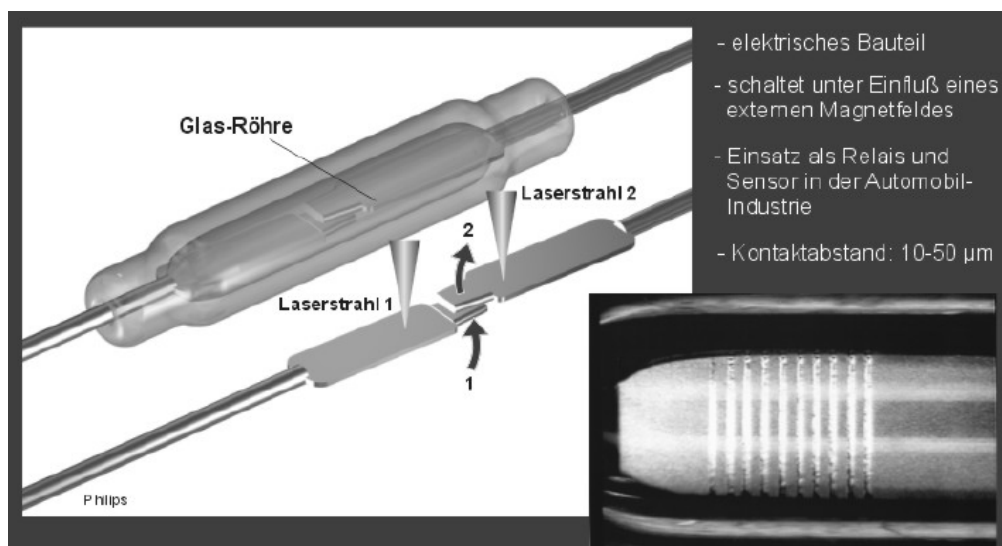


Rys. 43. Miniaturowy przełącznik elektryczny z zestykami pozycjonowanymi laserowo [Geiger 2002].

Mechanizm gradientowy kształtowania laserowego jest stosowany przy ustawianiu odległości zestyków w kontaktronach [Hoving, van Dooren 1996], [Verhoeven, de Bie i in. 1999], [Hoving 2001]. Wiązka laserowa przechodzi przez szklaną obudowę już zmontowanego elementu i wywołuje pożądaną deformację blaszek stykowych (rys. 44). Przytoczone

przykłady ilustrują nową strategię osiągania wysokiej dokładności w produkcji poprzez zastosowanie tradycyjnych metod montażu i łączenia, a następnie precyzyjnego ustawiania krytycznych wymiarów czy sygnałów przy użyciu laserowo indukowanych deformacji.

W ostatnich latach zostało opracowanych wiele koncepcji i projektów aktuatorów przeznaczonych do laserowej justacji. Niektóre z nich zostały wdrożone w produkcji masowej na liniach produkcyjnych znanych koncernów przemysłowych. Najczęściej wykorzystywany jest w nich mechanizm spęzeniowy uzyskiwania deformacji, ale stosowany jest również mechanizm gradientu temperatury i towarzyszący mu efekt zginania.



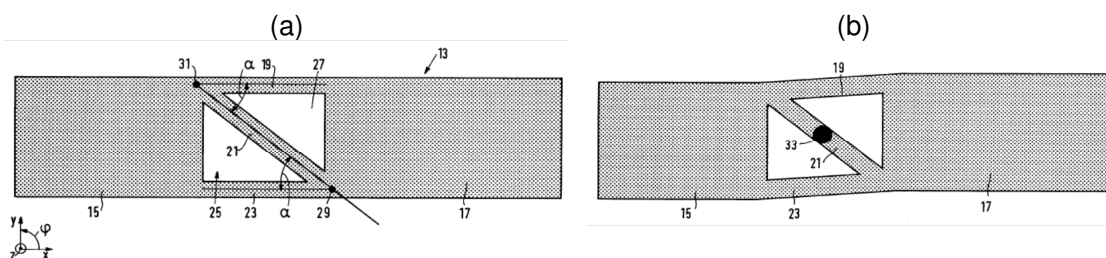
Rys. 44. Laserowe ustawianie zestyków kontaktronów w masowej produkcji koncernu Philips [Geiger 2002].

W dostępnej literaturze nieliczne są bardziej szczegółowe informacje o wdrożonych do produkcji przemysłowej najnowszych technologiach. Dotyczy to również wykorzystywania laserowo indukowanych deformacji plastycznych w operacjach pozycjonowania, ustawiania i regulacji w masowej produkcji przemysłu elektronicznego i innych. Pewną miarą zainteresowania ośrodków przemysłowych są jednak opisy zgłoszonych lub uzyskanych patentów. Stąd, w niniejszym przeglądzie zostały one wykorzystane jako źródło informacji o kierunkach prac podejmowanych w ciągu ostatnich lat przez znaczące ośrodki przemysłowe.

Zastosowanie laserowo indukowanych deformacji zgięciowych było przedmiotem szeregu zgłoszeń patentowych koncernu MATSUSHITA ELECTRIC IND CO LTD dotyczących produkcji magnetowidów VHS [Murata, Mukae i in. 1992], [Maegawa, Murata i in. 1993], [Higashionji, Mukae i in. 1994], [Mukae, Higashionji 1996]. Przykład bezdotykowego ustawiania głowic magnetycznych jest przedstawiony na rys. 45.

zmniejszanie odległości H . Dzięki zastosowaniu dźwigni $D1$ i $D2$ element deformuje się podobnie jak równoległobok przegubowy (równoległowod).

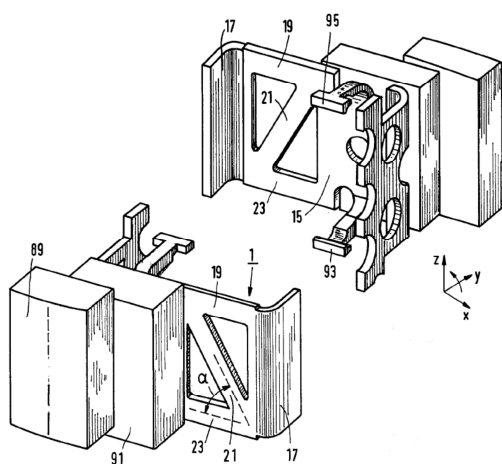
Użycie wielu mostków pozwala uzyskiwać pożądane przemieszczenia liniowe i kątowe nie tylko w szerokim zakresie, ale również w różnych kierunkach. Jedną z form realizacji wynalazku Kostera i Semmelinga (1995) jest miniaturowa kratownica z połączeniem pomiędzy dwoma przeciwległymi narożnikami (rys. 47). W wyniku lokalnego impulsowego nagrzania tego obszaru następuje jego skrócenie i deformacja całej konstrukcji, jak pokazuje rys. 47b.



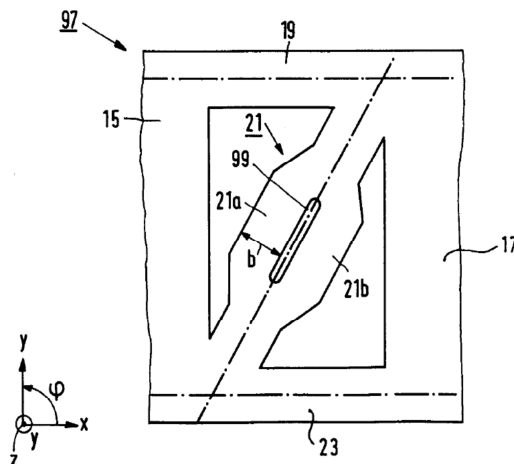
Rys. 47. Aktuator typu kratownicowego [Koster, Semmeling 1995]:

(a) przed deformacją, (b) po termicznie wywołanej deformacji.

Przykład zastosowania aktuatora kratownicowego do pozycjonowania głowicy magnetycznej jest przedstawiony na rys. 48. Kontrolowane deformacje kratownicy pozwalają ustawić pionowe położenie głowicy oraz jej położenie kątowe względem taśmy magnetycznej - nośnika informacji. W przedstawionym przykładzie obszary aktuatora położone poziomo mają długość 2 mm, szerokość 0.6 mm, a grubość materiału wynosi 0.3 mm.



Rys. 48. Zastosowanie aktuatora kratownicowego do pozycjonowania głowicy magnetycznej [Koster, Semmeling 1995].

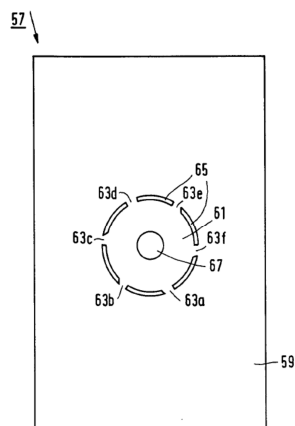


Rys. 49. Rozwiązanie aktuatora kratownicowego z dwoma mostkami [Koster, Semmeling 1995].

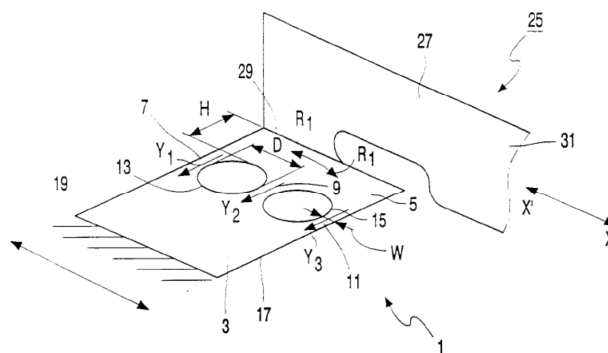
Rys. 49 pokazuje zmodyfikowane rozwiązanie aktuatora kratownicowego. Sposób ukształtowania obszaru łączącego przeciwległe narożniki kratownicy wykorzystuje ideę układu dwumostkowego, powiększając możliwości sterowania deformacją konstrukcji.

Układ sześciu mostków rozmieszczonych osiowoosymetrycznie (rys. 50) pozwala powodować małe przemieszczenie (w płaszczyźnie) części środkowej względem pozostałego obszaru elementu. Równoległe układy wielu mostków (rys. 46c, 51) ze względu na większą

szttywność wymagają większej liczby nagrzewań, ale dają możliwość pozycjonowania mniejszymi krokami, w porównaniu do aktuatorów dwumostkowych [Jansen, Verhoeven i in. 2001].

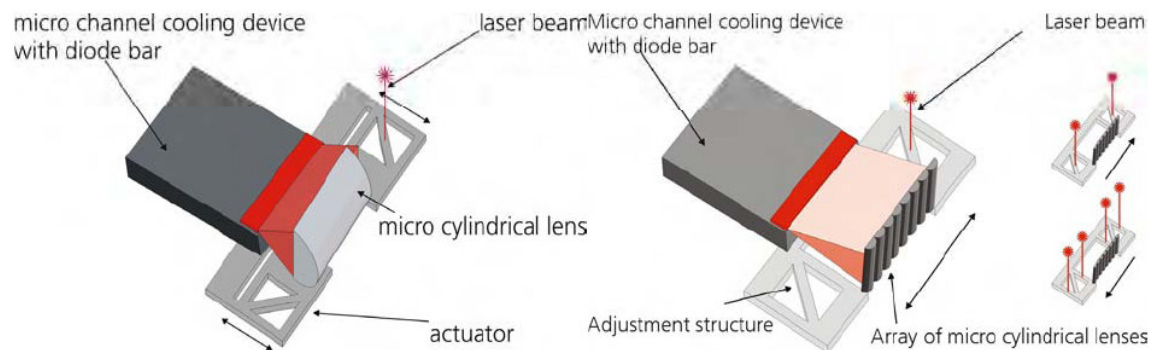


Rys. 50. Aktuator z sześcioma mostkami rozmieszczonymi osiowosymetrycznie [Koster, Semmeling 1995].



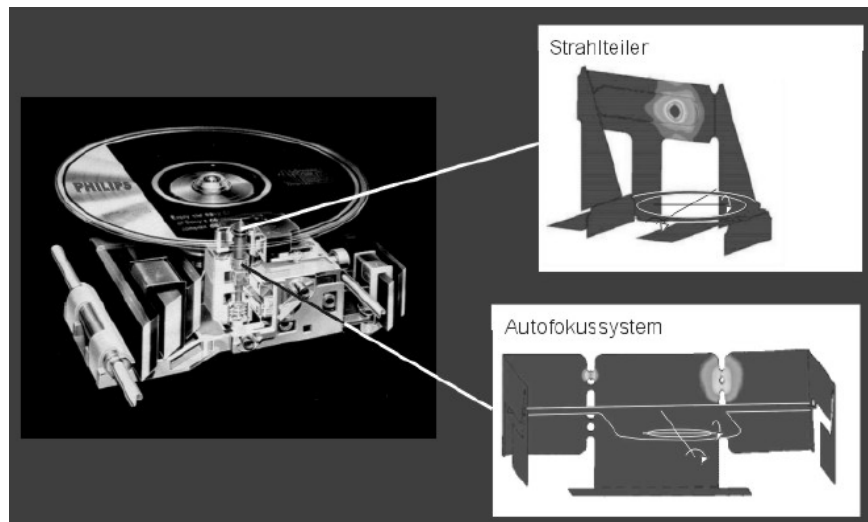
Rys. 51. Aktuator trójmostkowy [Jansen, Verhoeven i in. 2001].

Przedstawione aktulatory mogą być stosowane do pozycjonowania głowic magnetycznych, elementów optycznych, takich jak fotodiody i soczewki, dział elektronowych w kineskopach, matryc CCD, światłowodów, filtrów, zwierciadeł i innych [Koster, Semmeling 1995], [Müller 2002], [Müller, Ströl i in. 2003]. Olowinsky i Bosse (2003) przedstawili koncepcję wykorzystania aktuatorów kratownicowych do pozycjonowania soczewek w laserach diodowych (rys. 52).



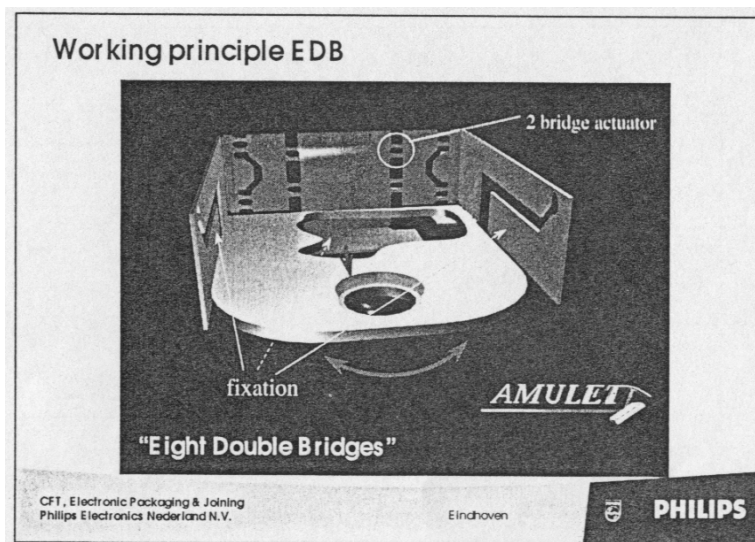
Rys. 52. Pozycjonowanie soczewek względem diod laserowych przy użyciu aktuatorów kratownicowych [Olowinsky, Bosse 2003].

Aktulatory dwumostkowe oraz tak zwane aktulatory kątowe z przetłoczeniem (niem. der Winkelaktor mit Sicke) zostały zastosowane w układach pozycjonowania soczewek w urządzeniach DVD (rys. 53), gdzie błąd kąтового ustawienia soczewek musi być mniejszy od 1 mrad (0.057°) [Huber, Müller i in. 2001]. Konstrukcja wykorzystująca osiem aktuatorów dwumostkowych jest przedstawiona na rys. 54.



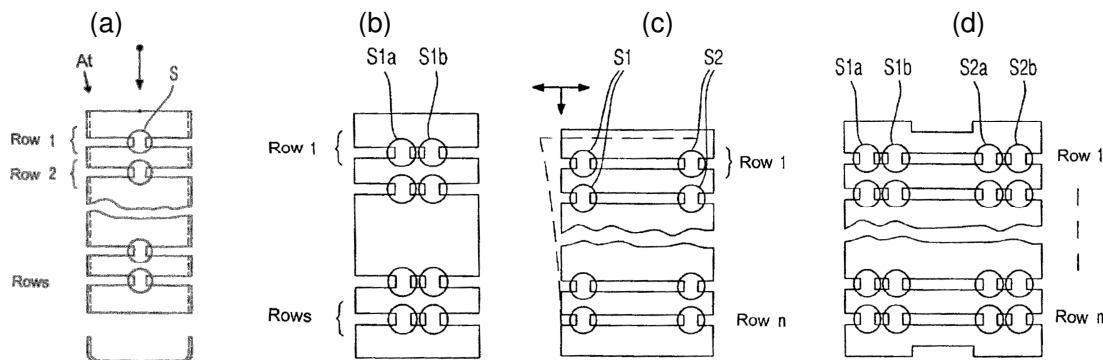
Rys. 53. Zastosowanie aktuatorów w odtwarzaczach DVD [Geiger 2002].

W sieciach komunikacji światłowodowej zachodzi potrzeba precyzyjnego pozycjonowania soczewek lub ich układów służących do optycznego łączenia światłowodów z elementami nadawczymi i odbiorczymi takimi jak diody laserowe i półprzewodnikowe elementy światłoczułe. W jednym z rozwiązań połączenia optycznego soczewka kierująca wiązkę lasera półprzewodnikowego na końcówkę światłowodu powinna być ustawiona względem źródła wiązki z dokładnością zazwyczaj $\pm 0.5 \mu\text{m}$ na ortogonalnych kierunkach x i y prostopadłych do wiązki, a na kierunku z równoległym do biegu promieniowania wymagana dokładność zwykle wynosi od $\pm 2 \mu\text{m}$ do $\pm 5 \mu\text{m}$. Stosowane lasery półprzewodnikowe dają plamkę o średnicy zwykle około $2 \mu\text{m}$, która powinna być wycentrowana ze światłowodem o średnicy około $10 \mu\text{m}$. Do justacji takich układów opracowano różne układy przestrzenne elementów pozycjonujących [Auracher, Hanebuth i in. 2003]. Przykłady takich elementów, pełniących w istocie rolę aktuatorów termicznych, są pokazane na rys. 55.



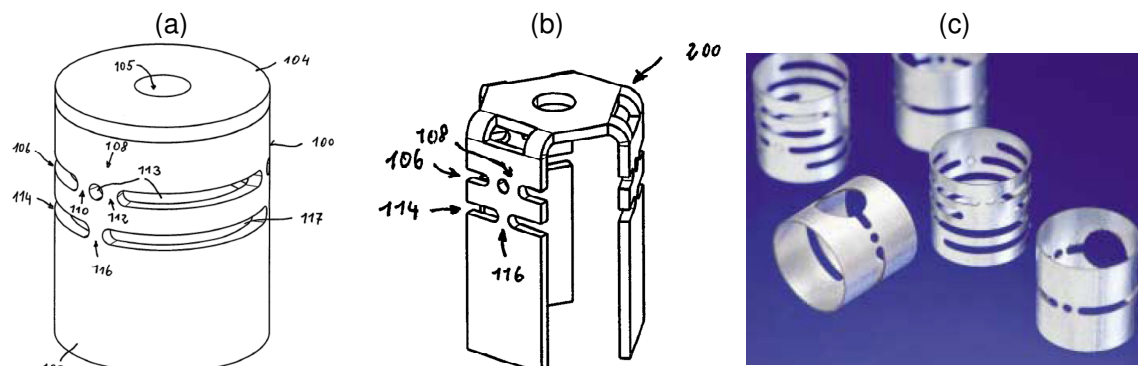
Rys 54. Konstrukcja wsporcza soczewki zawierająca osiem aktuatorów dwumostkowych [Hoving, Verhoeven 2000].

Konstrukcja przedstawiona na rys. 55a może realizować jednowymiarowe pozycjonowanie pod warunkiem istnienia zewnętrznego ograniczenia swobody deformacji termicznej. Rozwiązania pokazane na rysunkach 55b-55d są układami wielu mostków, ale bazują na wykorzystaniu koncepcji aktuatora dwumostkowego. Pozwalają realizować pozycjonowanie dwuwymiarowe. Przesunięcie na kierunku wzdłużnym uzyskuje się poprzez równomierne skracanie mostków położonych w tym samym rzędzie. Wychylenie poprzeczne, z pewnym przesunięciem wzdłużnym, następuje przy niesymetrycznym skracaniu takich mostków. Poza parametrami oddziaływania termicznego dodatkową możliwością sterowania wielkością tego wychylenia daje wybór rzędu mostków, ponieważ wychylenie zależy od odległości rzędu od podstawy stanowiącej układ odniesienia.

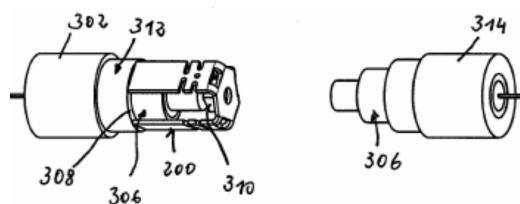


Rys. 55. Wielomostkowe elementy pozycjonujące [Auracher, Hanebuth i in. 2003].

Przykłady aktuatorów wielomostkowych w konfiguracji osiowosymetrycznej są przedstawione na rys. 56a i 56b. Mogą one być wykorzystywane do regulowania z wysoką dokładnością wzajemnego położenia elementów mikromechanicznych i optycznych (rys. 57) [Müller 2002], [Müller, Ströl i in. 2003]. Równomierne skracanie wszystkich mostków pozwala na realizację justacji osiowej.

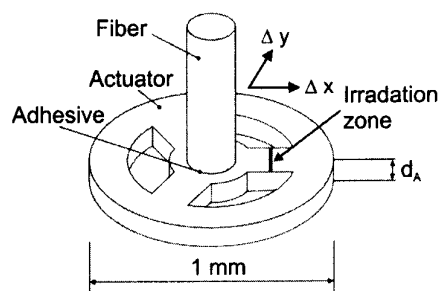


Rys. 56. Aktuatory osiowosymetryczne [Müller, Ströl i in. 2003], [Fraunhofer ILT 2002, str. 53]:
 (a) aktuator rurowy, (b) aktuator ukształtowany z blachy, (c) realizacja fizyczna.



Rys. 57. Pozycjonowanie elementów optycznych [Müller, Ströl i in. 2003].

Schmidt, Dirscherl i inni (2007) zademonstrowali wykorzystanie mechanizmu spęzeniowego do pozycjonowania światłowodów. Odpowiedni aktuator został zaprojektowany z wykorzystaniem badań eksperymentalnych i symulacji numerycznych [Stark, Esser i in. 2004]. Wykonany z inwaru trójmostkowy aktuator o średnicy 1 mm (rys. 58) umożliwia dwuwymiarowe pozycjonowanie włókien światłowodowych w zakresie 10 μm z dokładnością poniżej 0.1 μm .

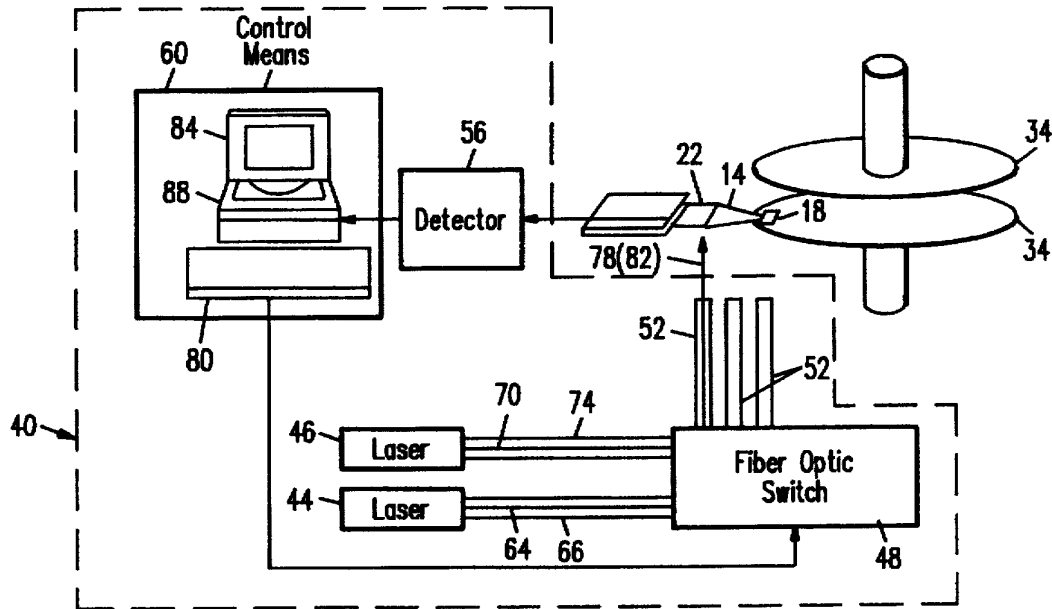


Rys. 58. Aktuator przeznaczony do pozycjonowania światłowodów [Schmidt, Dirscherl i in. 2007].

Szereg rozwiązań konstrukcyjnych wykorzystujących laserowe indukowanie deformacji plastycznych zostało opracowanych dla ustawiania wysokości głowic zapisująco-odczytujących nad tarczami magnetycznymi w dyskach komputerowych [Jurgenson, Danielson i in. 1999], [Singh, Arya i in. 1998], [Thaveeprungsriporn 2004], [Ubl, Balasubramaniam i in. 2005]. Głowica unosi się nad powierzchnią wirującego dysku na zasadzie łożyska powietrznego. Układ zawieszenia powinien z niewielką siłą (ang. *gram load*) naciskać głowicę w kierunku powierzchni dysku dla utrzymywania odpowiedniej odległości, zwanej „wysokością lotu”, pomiędzy głowicą a tarczą dysku. Odległość ta w ostatnich latach była stale zmniejszana w nowych modelach dysków twardych ze względu na zwiększanie gęstości zapisu. W roku 2003 wynosiła około 10 nm [Matsushita 2003b], [Zhang, Xu 2005]. Dla zapewnienia stabilnego utrzymywania tej odległości wymagane jest podczas produkcji precyzyjne korygowanie kształtu ramienia, na którym głowica jest zawieszona, a także kształtu powierzchni łożyska powietrznego głowicy.

Układ do ustawiania głowic magnetycznych w komputerowych dyskach twardych według patentu koncernu IBM [Singh, Arya i in. 1998] jest przedstawiony na rys. 59. Wiązka lasera Nd:YAG (44 na rys. 59), diodowego (46) lub innego jest kierowana przy użyciu światłowodów (52) na wybrane obszary ramienia (14) głowicy (18). Termicznie wywoływane deformacje ramienia pozwalają regulować siłę docisku głowicy i jej wysokość nad powierzchnią dysku.

Kształt powierzchni głowicy, który odgrywa ważną rolę w działaniu łożyska powietrznego (ang. *air bearing surface ABS*), zgodnie z patentem koncernu FUJITSU LTD [Matsushita 2003a] może być precyzyjnie korygowany poprzez oddziaływanie wiązki laserowej. Przedstawiona koncepcja wykorzystuje zmianę kształtu poprzez gięcie laserowe z przetapianiem materiału lub poprzez kontrolowane termiczne uwalnianie naprężeń własnych.



Rys. 59. Układ ustawiania głowic dyskowych według patentu IBM [Singh, Arya i in. 1998].

Elementy lub podzespoły mikromechaniczne lub optyczne w praktyce zawsze mają określony zakres temperatury eksploatacji, na przykład od -40°C do $+80^{\circ}\text{C}$, w którym muszą spełniać wymagania dokładności i stabilności długoterminowej [Müller, Ströl i in. 2003]. Dla spełnienia tych wymagań stosowane jest odprężanie materiału po kolejnych operacjach kształtowania termicznego poprzez ogrzanie obszarów, w których występują znaczące naprężenia własne. Podczas ogrzewania istotne obszary są doprowadzane do odpowiedniej temperatury, wynikającej z zakresu temperatury eksploatacji urządzenia. Czas wygrzewania jest dobierany tak, aby procesy płynięcia materiału w tej temperaturze w dostatecznym stopniu zostały zakończone [Müller, Ströl i in. 2003]. Nagrzewanie kształtujące i wygrzewanie może być realizowane przy użyciu tego samego źródła ciepła, na przykład lasera Nd:YAG lub lasera diodowego [Hoving, Verhoeven 2000].

2.6 Badania eksperymentalne i modelowanie pozycjonowania

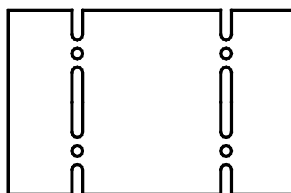
Nasilenie prac badawczych mających na celu zrozumienie i opanowanie mechanizmów deformacji wywoływanych termicznie nastąpiło po zastosowaniu wiązki laserowej jako precyzyjnie sterowanego źródła ciepła. Systematyczną analizę zapoczątkował ponad 30 lat temu prof. Koichi Masubuchi w Massachusetts Institute of Technology (USA). Prace te nakierowane były na opanowanie metod kształtowania blach poszycia statku, a więc kształtowanie obiektów o dużej skali wymiarowej. Stopień trudności problemów kształtowania termicznego odzwierciedla bogactwo zastosowanych metod analizy i modelowania: obszerne badania eksperymentalne, symulacje metodą różnic skończonych i metodą elementów skończonych, modelowanie z użyciem sztucznych sieci neuronowych, algorytmów genetycznych i modelowanie analityczne.

W przypadku laserowego mikropozycjonowania w dotychczasowych badaniach zdecydowanie dominuje podejście eksperymentalne nakierowane na szybkie wdrożenia przemysłowe. Głębsze zrozumienie zachowania poszczególnych konstrukcji aktuatorów osiągano przy wykorzystaniu symulacji metodą elementów skończonych. W zakresie modelowania analitycznego, które pozwala efektywnie dokonywać optymalizacji konstrukcji i parametrów oddziaływania na nią, jak dotąd opracowane zostały prawdopodobnie tylko dwa modele, oba dotyczące aktuatora dwumostkowego: model Otto (2005) oraz model prezentowany w niniejszej pracy.

Zastosowanie aktuatorów dwumostkowych do precyzyjnego pozycjonowania soczewek w wyrobach o masowej skali produkcji było jednym z tematów badań zrealizowanych w ramach europejskiego programu badawczego AMULET (ang. *Accurate Manipulation Using Laser Technology*). Niektóre wyniki tych prac przedstawiono w artykule Hovinga i Verhoevena (2000) z Philips Centre for Industrial Technology. Podane zostały przykłady (tablica 1) parametrów laserowego nagrzewania i uzyskiwanej deformacji kątowej konstrukcji złożonej z czterech aktuatorów dwumostkowych (ang. *four double-bridges FDB*, rys. 60).

Tablica 1. Parametry nagrzewania laserowego aktuatorów dwumostkowych i wynikowa deformacja kątowa soczewki [Hoving, Verhoeven 2000].

Kroki deformacji	Moc wiązki [W]	Czas impulsu [ms]	Energia impulsu [J]	Deformacja kątowa	
				[mrad]	[°]
duże	100	5	0.5	0.8÷1.2	0.046÷0.069
średnie	83	1.8	0.15	0.4÷0.6	0.023÷0.034
małe	55	0.9	0.05	0.04÷0.06	0.002÷0.003



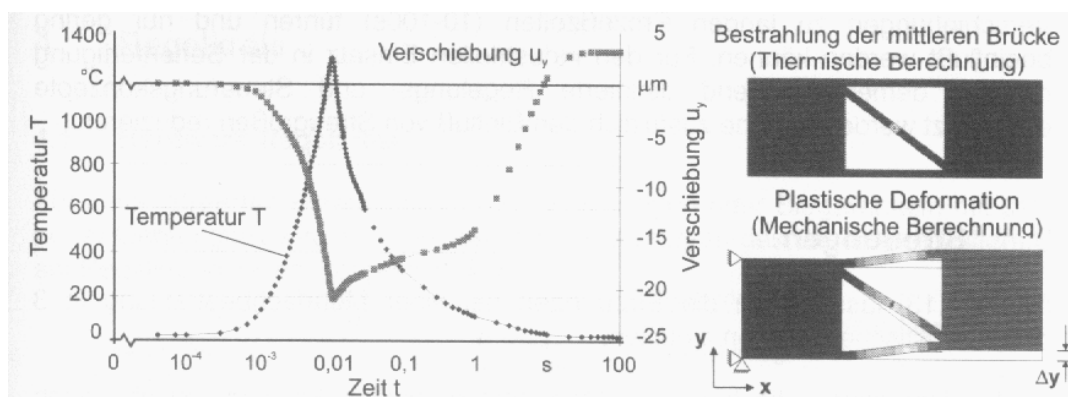
Rys. 60. Element zawierający cztery aktuator dwumostkowe [Hoving, Verhoeven 2000].

Materiałami wykorzystywanymi w badaniach były stopy miedzi, aluminium i magnezu. Niestety nie podano wymiarów konstrukcji poddawanej impulsowemu nagrzewaniu o

wymienionych parametrach. Dla zapewnienia długoterminowej stabilności wymiarowej zastosowano lokalne laserowe wyżarzanie [Hoving, Verhoeven 2000, str. 171].

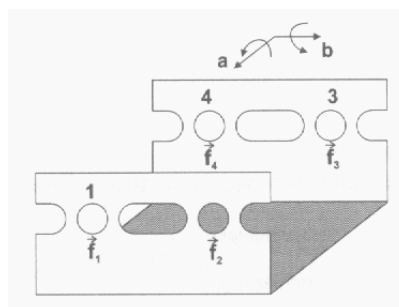
Proces projektowania łańcuchów kinematycznych zawierających aktuatorów dwumostkowe, aktuatorów z przetłoczeniem i inne był przedmiotem prac [Menzel, Wurm i in. 2001], [Müller, Huber 2000], [Wurm 2004], [Hagenah, Wurm 2005]. Przy konstruowaniu podzespołów przeznaczonych do pozycjonowania i justacji z użyciem aktuatorów stosuje się transformację Denavita-Hartenberga [Denavit, Hartenberg 1955]. Korzystając z tego opisu formułowane są zadania optymalizacji łańcuchów kinematycznych w celu określenia parametrów konstrukcyjnych zapewniających żądany zakres pozycjonowania i wielkość minimalnego kroku deformacji [Wurm 2004], [Otto 2005]. Potrzebne do projektowania dane opisujące zachowanie aktuatora są określane eksperymentalnie.

Huber i Müller (1999) przedstawili wyniki numerycznego modelowania termicznej deformacji aktuatora kratownicowego, opisanego w patencie Kostera i Semmelinga (1995). Symulacje bazowały na modelu dwuwymiarowym. Przedstawiono przebieg czasowy temperatury i przemieszczenia poprzecznego przy ogrzewaniu środkowego mostka konstrukcji (rys. 61).



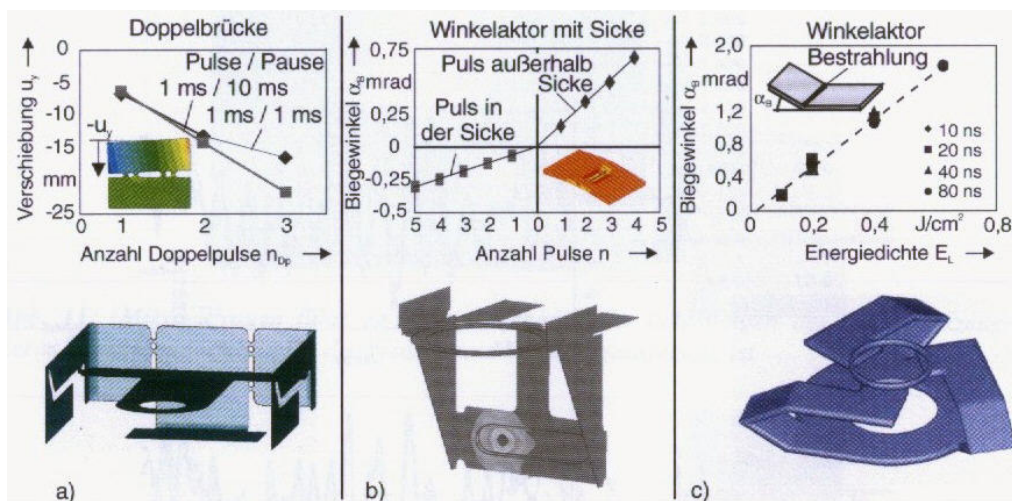
Rys. 61. Przebieg czasowy temperatury T środkowego mostka i przemieszczenia u_y na kierunku osi y prawego dolnego rogu aktuatora kratownicowego przy laserowym ogrzewaniu środkowego mostka i podczas stygnięcia konstrukcji [Huber, Müller 1999].

W tej samej pracy przedstawiono algorytm pozycjonowania z wykorzystaniem konstrukcji zawierającej cztery aktuatorów dwumostkowe (rys. 62). Algorytm opiera się na eksperymentalnie otrzymanych zależnościach deformacji kątowej od parametrów laserowego nagrzewania.



Rys. 62. Konstrukcja zawierająca cztery aktuatorów dwumostkowe, przeznaczona do dwuwymiarowego ustawiania położenia kątowego płaszczyzny [Huber, Müller 1999].

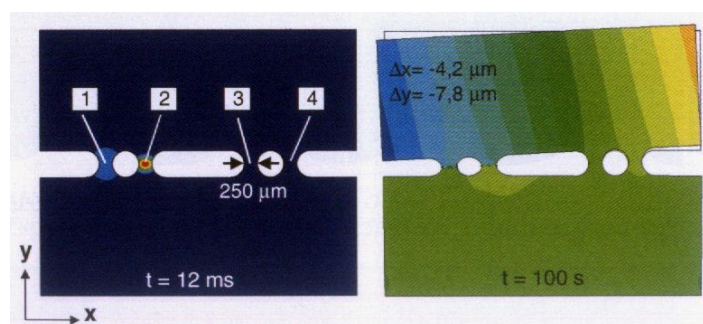
Huber, Müller i Meyer-Pittroff (2001) przedstawili otrzymane za pomocą modelowania metodą elementów skończonych zależności pomiędzy parametrami oddziaływania termicznego a deformacją dla trzech konstrukcji (rys. 63): (a) układu czterech aktuatorów dwumostkowych, (b) elementu zawierającego aktuator z przetłoczeniem oraz (c) osiowosymetrycznego układu trzech aktuatorów zgięciowych [Hanebuth, Hamann 1999].



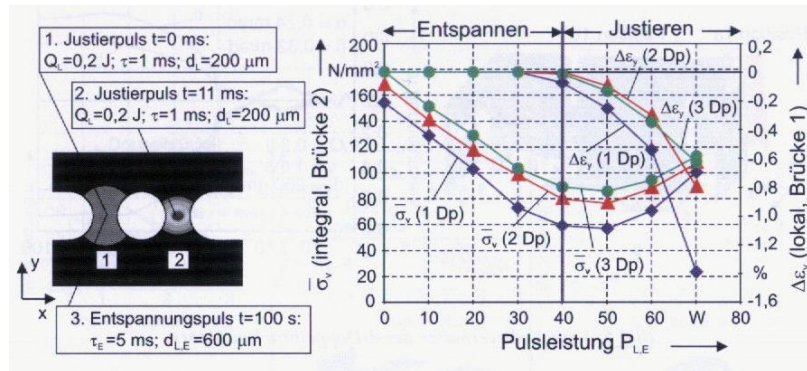
Rys. 63. Przykłady zależności deformacji od parametrów oddziaływania termicznego dla konstrukcji przeznaczonych do pozycjonowania. Modele MES [Huber, Müller i in. 2001].

Dla zrozumienia procesu termo-sprężysto-plastycznej deformacji układów aktuatorów dwumostkowych przeprowadzono symulacje metodą elementów skończonych. W modelu przyjęto założenie płaskiego stanu naprężenia. Obliczenia wykonano dla materiału X5CrNi18-10, z uwzględnieniem nieliniowych temperaturowych zależności materiałowych. Rys. 64 pokazuje wyznaczone z obliczeń pole temperatury i deformację po nagrzewaniu mostków 1 i 2 impulsami wiązki lasera Nd:YAG o średnicy 0.2 mm i czasie trwania 1 ms. Przy energii impulsów 0.2 J moc wiązki wynosiła 200 W. Czas pomiędzy nagrzewaniami mostków wynosił 10 ms. Przyjęto współczynnik absorpcji 0.3.

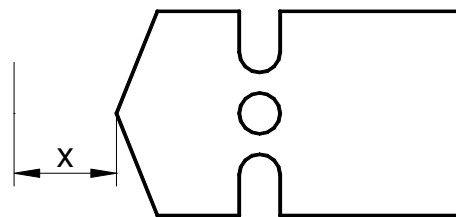
Przedstawiono wyniki obliczeń metodą elementów skończonych dotyczących laserowego wygrzewania odpężającego aktuatorów dwumostkowych (rys. 65). Stwierdzono istnienie dwóch zakresów parametrów: nagrzewania redukującego naprężenia własne i nagrzewania wywołującego deformację plastyczną wykorzystywaną do pozycjonowania.



Rys. 64. Rozkład temperatury i deformacja układu dwóch aktuatorów dwumostkowych wyznaczone metodą elementów skończonych [Huber, Müller i in. 2001].



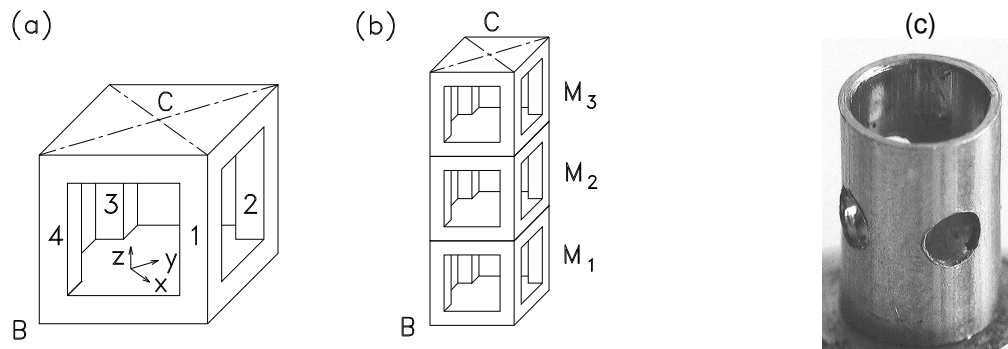
Rys. 65. Zależność średniego naprężenia $\bar{\sigma}_{yy}$ ($\bar{\sigma}_v$) w mostku 2 oraz zmiana $\Delta\varepsilon_{yy}$ ($\Delta\varepsilon_y$) odkształcenia w środku mostka 1 w zależności od mocy P_{LE} impulsu odprężającego i liczby (1, 2 lub 3) wcześniejszych impulsów pozycjonujących. Wynik MES [Huber, Müller i in. 2001].
W eksperymentalnych badaniach aktuatorów dwumostkowych Olowinsky i Bosse (2003a) zastosowali specjalny kształt próbek (rys. 66), dostosowany do pomiarów z użyciem czujnika indukcyjnego. Pomiaru były wykonywane przed i po impulsowym nagrzewaniu laserowym.



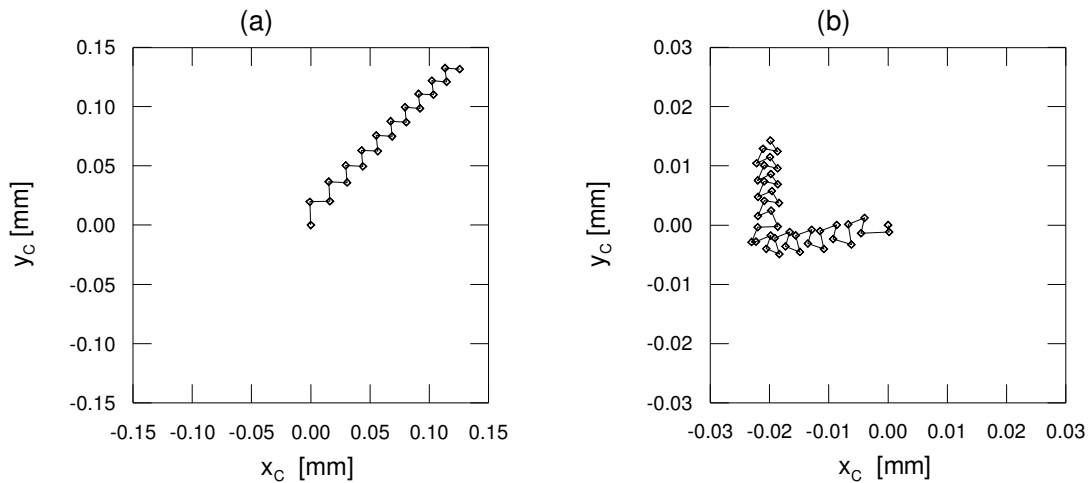
Rys. 66. Pomiar skrócenia aktuatora dwumostkowego [Olowinsky, Bosse 2003a].

Autorzy zwrócili uwagę, że podczas nagrzewania jednego z mostków drugi pełni rolę przegubu. Stąd mierzona czujnikiem indukcyjnym deformacja, to jest zmiana odległości x pokazanej na rys. 66, jest wynikiem naprzemiennych ruchów obrotowych. Taki sposób prowadzenia pomiarów deformacji wiąże się z występowaniem dodatkowych błędów pomiarowych dwójakiej natury: (1) wynikających z mechanicznego kontaktu pomiędzy czujnikiem indukcyjnym a badanym aktuatorem oraz (2) związanych z przemieszczaniem się analizowanego punktu aktuatora nie po linii prostej, lecz ruchem złożonym. W analizie wyników pomiarów dostrzeżono wpływ stabilizacji cyklu termicznego nagrzewania i stygnięcia na przebieg otrzymywanej zależności deformacji aktuatora od liczby nagrzewień. Warunkiem stabilizacji cyklu termicznego jest ustalenie temperatury początkowej materiału.

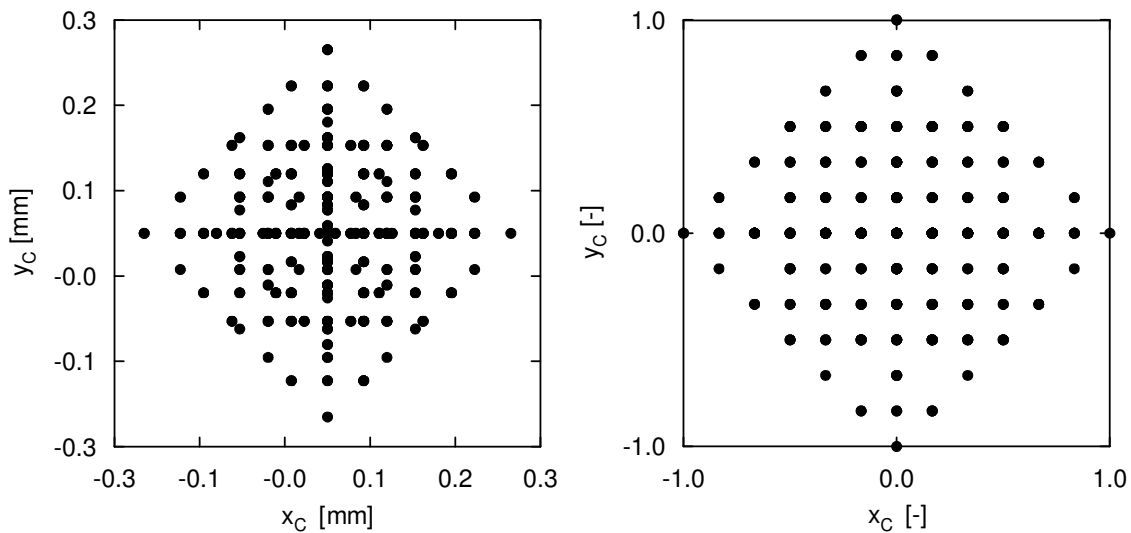
W badaniach eksperymentalnych osiowosymetrycznych aktuatorów wielomostkowych (rys. 67) wykazano możliwość realizacji precyzyjnego pozycjonowania dwuwymiarowego [Widłaszewski, Ossowski 1999]. Na rys. 67a przedstawiony jest model konstrukcji, w której wyodrębnione są cztery segmenty (mostki), oznaczone numerami 1÷4. W wyniku laserowego nagrzewania tych segmentów można powodować trwałą mikrodeformację konstrukcji i kontrolowane przemieszczanie wybranego punktu C względem podstawy B, jak pokazują wykresy na rys. 68. Badany aktuator (rys. 67c) ze stali nierdzewnej miał średnicę zewnętrzną 6 mm i grubość ścianki 0.5 mm. Czas nagrzewania wynosił 3 s. Do bezdotykowego mierzenia deformacji wykorzystano laserowy mikrometr skanujący.



Rys. 67. Aktuator termiczny wielomostkowy: (a) schemat modułu podstawowego, (b) schemat konstrukcji trzymodułowej, (c) przykład realizacji fizycznej modułu podstawowego.



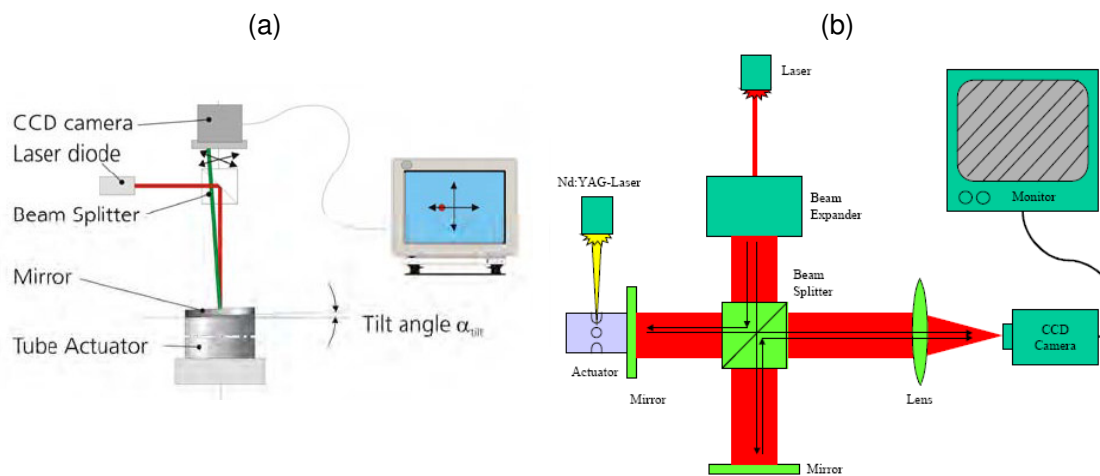
Rys. 68. Deformacje konstrukcji jednomodułowej [Widłaszewski, Ossowski 1999]:
 (a) naprzemienne nagrzewanie segmentów nr 2 i 1 wiązką o mocy 76 W,
 (b) złożona sekwencja nagrzewania czterech segmentów wiązką o mocy 55 W.



Rys. 69. Pola osiągalnych położenia punktu C konstrukcji trzymodułowej:
 (a) bez optymalizacji, (b) po optymalizacji długości modułów (współrzędne bezwymiarowe)
 [Widłaszewski, Ossowski 1999].

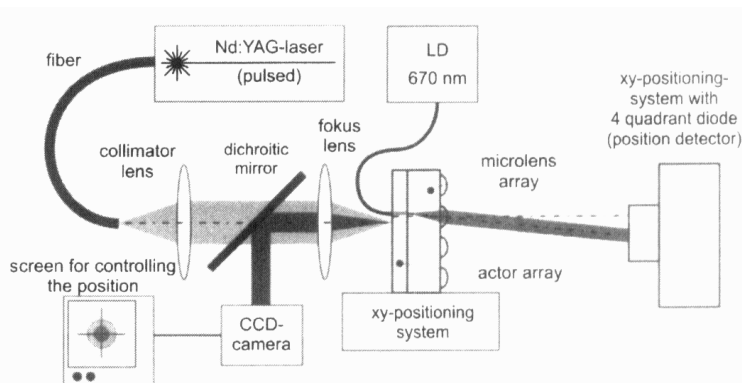
Dla uzyskania lepszej dokładności pozycjonowania korzystne jest zastosowanie konstrukcji wielomodułowych. Rys. 67b pokazuje układ trzech modułów podstawowych połączonych szeregowo. Przykłady osiągalnych wynikowych położenia punktu C konstrukcji trzymodułowej są przedstawione na rys. 69 dla przypadków: (a) konstrukcji nieoptymalizowanej, (b) po optymalizacji długości modułów dla zapewnienia możliwie równomiernego rozkładu osiągalnych położenia punktu C [Ossowski, Widłaszewski 1999, 2000].

Ołowinsky i Bosse (2003b) eksperymentalnie badali zachowanie aktuatorów rurkowych z trzema podwójnymi mostkami. Do mierzenia deformacji zastosowali układ z diodą laserową, zwierciadłem i kamerą CCD (rys. 70a) oraz układ wykorzystujący zjawisko interferencji światła (rys. 70b).



Rys. 70. Układy pomiaru deformacji aktuatorów rurkowych [Ołowinsky, Bosse 2003a].

Schmidt, Dirscherl i inni (2007) przeprowadzili badania doświadczalne oraz zastosowali modelowanie metodą elementów skończonych dla analizy zachowania i przy projektowaniu aktuatora trójmostkowego (rys. 58) przeznaczonego do regulowania położenia światłowodów. W układzie pozycjonowania zastosowano kamerę CCD do kierowania wiązki laserowej na mostki aktuatora (rys. 71). Przemieszczenie światłowodu było wyznaczane przy użyciu fotodiody kwadrantowej i wzajemnie ortogonalnych precyzyjnych modułów liniowych.

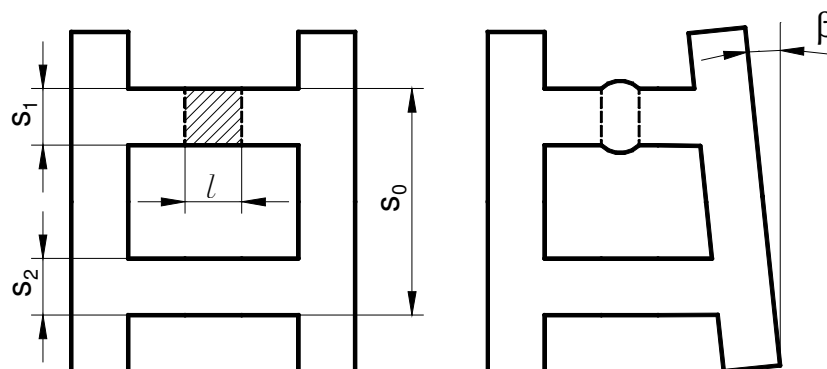


Rys. 71. Układ do pozycjonowania światłowodów [Schmidt, Dirscherl i in. 2007].

Wykonano szereg obliczeń dla określenia zależności otrzymywanego przemieszczenia włókna od grubości aktuatora, czasu nagrzewania laserowego i liczby impulsów. Obliczenia wykazały, że oprócz mechanizmu spęcaniowego w deformacji aktuatora widać również

działanie mechanizmu gradientowego. Uwidacznia się ono szczególnie w aktuatorach o większej grubości, gdyż mogą w nich powstawać większe gradienty temperatury. Określono optymalną grubość materiału i czas trwania impulsów laserowych dla zapewnienia dostatecznie niskiego poziomu zgięciowej deformacji aktuatora.

W opisie analitycznym aktuatora dwumostkowego Otto (2005) zastosował model ciała o skupionej pojemności cieplnej (rys. 72). Przyjęto, że pod wpływem ogrzewania wiązką laserową w pewnym obszarze następuje jednorodny wzrost temperatury.



Rys. 72. Model aktuatora dwumostkowego przyjęty w pracy [Otto 2005].

Przyrost temperatury obszaru ogrzewanego o długości l w mostku o szerokości s_1 i grubości h można oszacować z bilansu ciepła przy założeniu braku strat konwekcyjnych i radiacyjnych

$$\Delta T = \frac{Q}{c_p m} = \frac{A P_L t}{c_p s_1 l \rho h} \quad (5)$$

gdzie: Q - ciepło doprowadzone do materiału; c_p - ciepło właściwe; m - masa ogrzewana; A - współczynnik absorpcji; P_L - moc wiązki laserowej; t - czas doprowadzania ciepła; ρ - gęstość.

Przyjęto, iż wydłużenie termiczne $\Delta l_T = l \alpha_T \Delta T$ (α_T - współczynnik rozszerzalności termicznej) mostka w fazie ogrzewania w całości jest zamieniane na deformację plastyczną. W fazie stygnięcia deformacja ta powoduje powstanie siły rozciągającej w mostku, który doznał plastycznego skrócenia oraz takiej samej co do modułu siły ściskającej w drugim mostku. Biorąc pod uwagę różnicę długości obu mostków wynikającą ze skrócenia plastycznego i odkształceń sprężystych od sił działających w mostkach, po wykorzystaniu przybliżenia dla małych kątów $\text{tg} \beta \approx \beta$, otrzymano następującą zależność na plastyczną deformację kątową β aktuatora

$$\beta = A P_L t \frac{2}{s_0 (s_1 + s_2) h c_p \rho} \alpha_T \quad (6)$$

W uproszczonej analizie pracy konstrukcji pominięto występowanie momentów sił oraz wpływ sztywności konstrukcji na powstawanie odkształceń trwałych. Model nie pozwala na wyznaczenie progowych parametrów obróbki niezbędnych do uzyskiwania deformacji plastycznych.

3 Cel, zakres i teza pracy

Celem pracy jest:

1. Badanie eksperymentalne termo-sprężysto-plastycznego zachowania aktuatora dwumostkowego.
2. Zaproponowanie modelu teoretycznego opisującego termo-sprężysto-plastyczną deformację aktuatora dwumostkowego pod wpływem impulsowego lokalnego nagrzania wiązką laserową.
3. Przeprowadzenie weryfikacji doświadczalnej modelu teoretycznego.
4. Przeprowadzenie analizy metodą elementów skończonych termo-sprężysto-plastycznej deformacji aktuatora dwumostkowego pod wpływem impulsowego lokalnego nagrzania wiązką laserową.
5. Przeprowadzenie weryfikacji doświadczalnej modelu numerycznego.
6. Przeprowadzenie weryfikacji założeń modelu teoretycznego na podstawie wyników analizy metodą elementów skończonych.

Zakres pracy stanowią:

1. Analiza literaturowa badań w dziedzinie laserowego pozycjonowania i justacji z użyciem aktuatorów termicznych.
2. Opracowanie metodyki badań.
3. Przygotowanie stanowiska badawczego w oparciu o laser Nd:YAG i opracowanie oprogramowania do realizacji eksperymentów i akwizycji danych pomiarowych.
4. Badanie eksperymentalne modelu aktuatora dwumostkowego wykonanego ze stali niskowęglowej.
5. Badanie eksperymentalne modelu aktuatora dwumostkowego wykonanego ze stali nierdzewnej 1H18N9T.
6. Opracowanie metody eksperymentalno-numerycznej wyznaczania parametrów absorpcji i dyssypacji energii wiązki laserowej przez metale i ich stopy w postaci blach.
7. Opracowanie modelu analityczno-numerycznego opisującego termo-sprężysto-plastyczne zachowanie aktuatora dwumostkowego przy impulsowym lokalnym nagrzewaniu wiązką laserową.

8. Opracowanie modelu i wykonanie obliczeń metodą elementów skończonych termo-sprężysto-plastycznej deformacji aktuatora dwumostkowego pod wpływem impulsowego lokalnego nagrzania wiązką laserową.
9. Porównanie i analiza wyników badań doświadczalnych, modelu analityczno-numerycznego i symulacji metodą elementów skończonych.

Przedmiotem pracy jest potwierdzenie na drodze badań eksperymentalnych następującej tezy:

Przedstawiony w pracy model teoretyczny poprawnie opisuje termo-sprężysto-plastyczną deformację rozpatrywanego modelu aktuatora dwumostkowego pod wpływem impulsowego lokalnego nagrzania wiązką laserową.

4 Badania doświadczalne

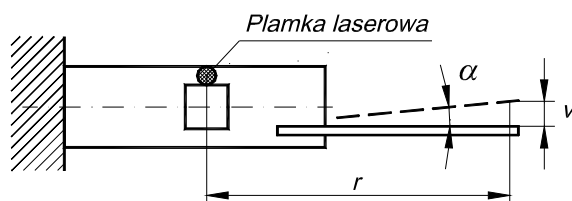
4.1 Próbkki do badań

Przedmiotem badań doświadczalnych były wykonane ze stali niskowęglowej i stali nierdzewnej 1H18N9T fizyczne modele aktuatorów dwumostkowych. W praktyce przemysłowej stosowane są różne rozwiązania konstrukcyjne elementów zawierających aktulatory dwumostkowe. Jednym z wariantów jest ukształtowanie mostków przez wykonanie kołowych otworów w płaskiej blasze. W takim rozwiązaniu mostki mają szerokość zmienną na ich długości. W celu przeanalizowania podstawowych aspektów działania aktuatorów dwumostkowych badania przedstawione w niniejszej pracy dotyczą aktuatorów o stałej szerokości mostków. Ze względu na możliwości aparaturowe badania prowadzone były na modelach większych od aktuatorów stosowanych w wyrobach przemysłowych. Poczynione obserwacje doświadczalne i wyprowadzone rozwiązanie teoretyczne mogą jednak być wykorzystywane przy projektowaniu konstrukcji stosowanych w praktyce.

Dobór materiałów na próbki został podyktowany możliwościami dostępu do materiałów i ich danych materiałowych. Wykonanie badań i obliczeń teoretycznych dla dwóch materiałów różniących się własnościami pozwoliło na pełniejszą weryfikację opracowanego modelu.

Badania doświadczalne bardzo małych deformacji plastycznych indukowanych termicznie wymagają prowadzenia pomiarów o wysokiej dokładności i w sposób, który nie wpływa na proces powstawania odkształcenia. Z tych względów zastosowano bezdotykową metodę pomiaru przemieszczenia przy użyciu skanującego mikrometru laserowego. Mierzył on metodą optyczną zmiany położenia elementu związanego z badaną próbką. Użycie tego elementu pośredniego miało na celu eliminację zakłóceń pomiarowych wynikających z chropowatości powierzchni próbek, co ma miejsce w przypadku, gdy pomiary geometryczne bazują bezpośrednio na przemieszczeniu wybranej krawędzi lub powierzchni próbki. Zastosowanym elementem pomocniczym o regularnym kształcie geometrycznym, wysokiej gładkości powierzchni i małej masie była rurka igły strzykawkowej. Była ona mocowana do próbki za pomocą niewielkiego klipsa. Ze względu na to, że masa rurki i mocującego ją klipsa była mała, dodatkowe obciążenie grawitacyjne próbki można uznać za pomijalne wobec sił wewnętrznych generowanych odkształceniem termicznym. Ponadto działało ono w płaszczyźnie prostopadłej do płaszczyzny pomiaru deformacji.

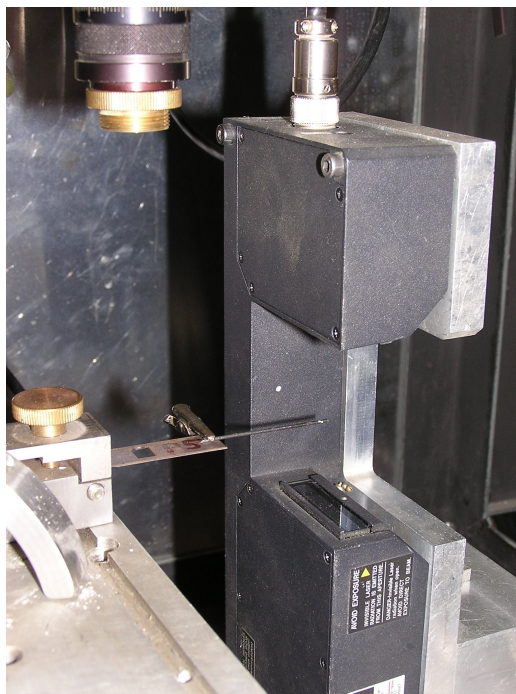
Zasadę pomiaru deformacji kątowej próbek przedstawia rys. 73. Widok próbki zamocowanej na stanowisku badawczym jest pokazany na rys. 74.



Rys 73. Sposób mierzenia deformacji kątowej próbki nagrzewanej wiązką laserową.

Deformacja kątowa była wyznaczana na podstawie bezdotykowych pomiarów przemieszczenia liniowego v wykonywanych z użyciem mikrometru laserowego. Kąt α

używany jako miara deformacji próbki był obliczany z zależności $\alpha = \arctan(v/r)$, na podstawie promienia r i mierzonego przemieszczenia liniowego v . W zależności od potrzeb przemieszczenie to było mierzone względem pozycji początkowej lub pozycji poprzedniej w serii nagrzewań wiązką laserową.



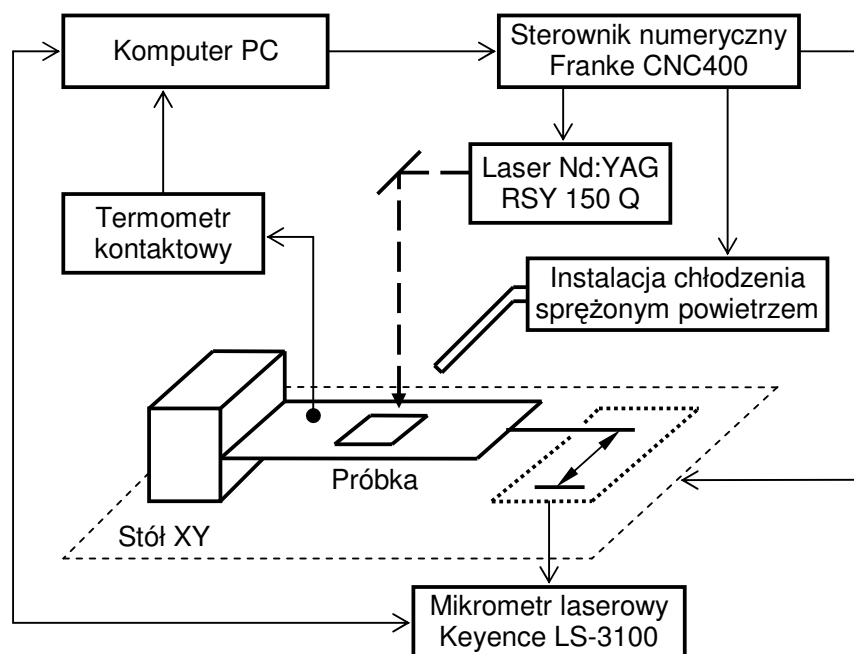
Rys. 74. Próbką zamocowaną na stanowisku badawczym. W górnej części fotografii widoczny jest wylot wiązki laserowej nagrzewającej próbkę, a po prawej stronie głowica skanującego mikrometru laserowego. Dla przejrzystości zdjęto osłonę głowicy i wiązki nagrzewającej.

Próbki ze stali niskowęglowej były wycinane mechanicznie, metodą wykrawania. W przypadku próbek ze stali nierdzewnej zastosowano wycinanie laserowe, z wykorzystaniem lasera Nd:YAG RSY 150 Q pracującego w trybie impulsowym. Wycinanie laserowe wprowadza znacznie mniej naprężeń własnych do materiału obrabianego niż technologie mechaniczne. Obróbka laserowa na stanowisku wyposażonym w stół XY sterowany numerycznie pozwoliła przygotować próbki o wysokiej dokładności wymiarowej.

Zdolność absorbowania energii promieniowania przez stal silnie zależy od temperatury i obecności warstwy tlenkowej na powierzchni materiału. Wraz ze wzrostem temperatury powierzchni pojawia się na niej warstwa utleniona, która powoduje kaskadowe zwiększanie absorpcji promieniowania. W eksperymentach z różnymi poziomami mocy wiązki, czasami jej działania i z różnymi próbkami stopień utlenienia powierzchni w trakcie nagrzewania może zmieniać się w szerokim zakresie, dając duży rozrzut wielkości termicznie indukowanych deformacji. Dla wyeliminowania tego efektu oraz dla redukcji naprężeń własnych materiału stosowano wstępne wyżarzanie próbek w piecu. Powodowało ono wstępne utlenienie powierzchni i tym samym stabilizację warunków absorpcji promieniowania w eksperymentach z nagrzewaniem laserowym. W przypadku stali niskowęglowej temperatura wyżarzania wynosiła 400°C, a w przypadku stali nierdzewnej 1H18N9T 500°C. Próbki przebywały w tych temperaturach przez 0.5 godz., po czym stygły wraz z piecem.

4.2 Stanowisko badawcze

Badania eksperymentalne wykonywane były na skomputeryzowanym stanowisku badawczym zbudowanym w Instytucie Podstawowych Problemów Techniki PAN w Warszawie. Schemat blokowy układu badawczego jest pokazany na rys. 75.



Rys. 75. Schemat blokowy układu badawczego.

W skład układu badawczego wchodziły:

1. Laser typu Nd:YAG, model RSY 150 Q, produkcji Rofin-Sinar Laser GmbH.
2. Sterownik numeryczny czteroosiowy CNC Franke CNC400.
3. Sterowany numerycznie stół XY.
4. Bezdotykowy mikrometr laserowy Keyence LS-3100 z głowicą pomiarową LS-3034.
5. Układ kontaktowego pomiaru temperatury z wykorzystaniem termopary i alternatywny układ z rezystorem platynowym.
6. Instalacja chłodzenia próbki powietrzem złożona ze sprężarki, sterowanego numerycznie zespołu zaworów i układu doprowadzenia powietrza do próbki.
7. Komputer typu PC z oprogramowaniem do sterowania pracą stanowiska i rejestrowania danych pomiarowych.

Dla realizacji badań został przez autora pracy napisany program pozwalający na komunikację pomiędzy komputerem typu PC a urządzeniami wchodzącymi w skład stanowiska, realizację procedur badawczych, rejestrację i prezentację wyników pomiarów. Program napisany w języku Microsoft BASIC (wersja 7.0) liczy ponad 5000 wierszy kodu. Moduł główny programu oraz jego ważniejsze procedury są zamieszczone w rozdziale Dodatki.

Zastosowanie numerycznie sterowanego stołu XY o dokładności pozycjonowania około 0.01 mm pozwoliło na precyzyjne ustawianie próbki względem wiązki lasera Nd:YAG. Średnica wiązki na powierzchni materiału była ustawiana przy użyciu soczewki skupiającej, poprzez zmianę jej odległości od powierzchni materiału. Przy nastawianiu średnicy wiązki była uwzględniona zależność rozbieżności wiązki od jej mocy.

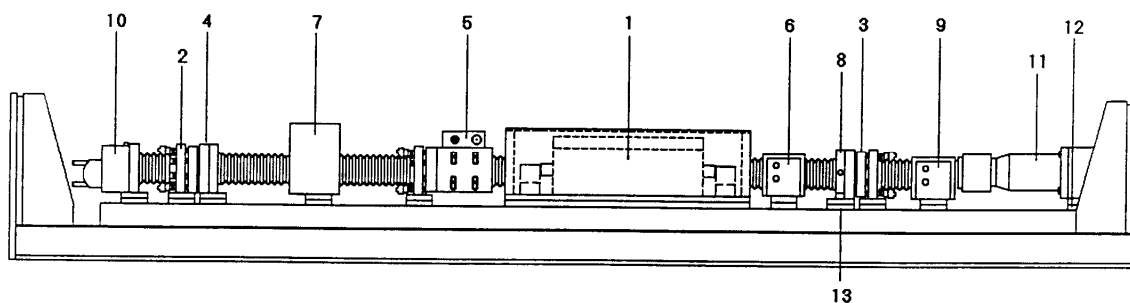
4.2.1 Laser Nd:YAG RSY 150 Q

W laserze RSY 150 Q ośrodkiem czynnym jest kryształ $Y_3Al_2(AlO_4)_3 \cdot Nd^{3+}$ granatu itrowo-glinowego domieszkowanego jonami neodymu Nd^{3+} . Pod wpływem optycznego pobudzenia kryptonowymi lampami łukowymi zasilanymi prądem stałym kryształ emituje niewidzialną dla ludzkiego oka wiązkę o długości fali 1064 nm, a więc w zakresie podczerwieni. Maksymalna moc średnia wiązki wynosi nominalnie 150 W. Kosztem pogorszenia jakości wiązki można uzyskać moc średnią około 190 W.

Laser może pracować w trybie ciągłym (cw - ang. continuous wave) lub impulsowym z częstotliwością w zakresie 0÷25 kHz. W trybie impulsowym wykorzystywany jest akustooptyczny modulator dobroci rezonatora (ang. quality switch, Q-switch). Pozwala on na uzyskiwanie szczytowej mocy w impulsie 150 kW przy pracy z częstotliwością 1 kHz. Energia impulsu przy tej częstotliwości wynosi 18 mJ, a czas trwania impulsu FWHM (ang. full width at half maximum) wynosi 100 ns.

Rozkład gęstości powierzchniowej mocy na przekroju poprzecznym wiązki jest opisywany za pomocą poprzecznych modów fal elektromagnetycznych $TEM_{p,l}$ (ang. Transverse Electromagnetic Mode), gdzie: „p” oznacza liczbę obszarów o zerowej intensywności wzdłuż kierunku promieniowego (od osi wiązki do jej obwodu), „l” oznacza liczbę obszarów o zerowej intensywności wzdłuż połowy obwodu (dla rozkładów wykazujących symetrię osiową). W przypadku rozkładu opisywanego funkcją Gaussa mod wiązki oznaczany jest symbolem $TEM_{0,0}$. Wiązka lasera RSY 150 Q w ogólności ma strukturę wielomodową, to jest posiadającą wiele lokalnych maksimów i minimów intensywności. W przybliżeniu może być traktowana jako wiązka o jednorodnym rozkładzie gęstości powierzchniowej. Kosztem zmniejszenia mocy wiązki można przy użyciu przesłony zwanej selektorem modów uzyskiwać niższe mody TEM i rozkład mocy bliższy rozkładu gaussowskiego. Przy mocy 150 W pełny kąt rozbieżności wiązki wynosi 12 mrad.

Pełny układ rezonatora optycznego lasera RSY 150 Q, wraz z towarzyszącymi urządzeniami jest pokazany na rys. 76. Laser znajdujący się w IPPT PAN nie zawiera wszystkich elementów przedstawionych na rys. 76.



Rys. 76. Rezonator optyczny lasera RSY 150 Q.

W skład układu wchodzi:

1. Komora pompowania optycznego z lampami łukowymi i kryształem emitującym promieniowanie.
2. Zwierciadło odbijające blisko 100% promieniowania.
3. Zwierciadło wyjściowe, przez które przechodzi efektywnie uzyskiwana wiązka laserowa.
4. Selektor modów.
5. Akustooptyczny modulator dobroci rezonatora optycznego (Q-Switch).
6. Wewnętrzna przesłona wiązki (ang. shutter).
7. Układ zapłonu lamp łukowych.
8. Dodatkowy selektor modów.
9. Zewnętrzna przesłona wiązki.
10. Układ bieżącego pomiaru mocy wiązki.
11. Kolimator.
12. Źródło wiązki pilotującej.
13. Ława optyczna.

Typowym przemysłowym zastosowaniem laserów Nd:YAG wyposażonych w akustooptyczny modulator dobroci rezonatora (Q-Switch) jest znakowanie laserowe. Wynika to ze zdolności do akumulacji energii przez ośrodek czynny, możliwości uzyskiwania wysokiej mocy szczytowej i lepszej absorpcji przez metale promieniowania o długości fali 1064 nm, niż promieniowania laserów CO₂ o długości fali 10.6 μm. Lasery Nd:YAG są wykorzystywane także w różnego rodzaju operacjach obróbki laserowej: cięcia, spawania, lutowania, drażenia, obróbki powierzchniowej i innych.

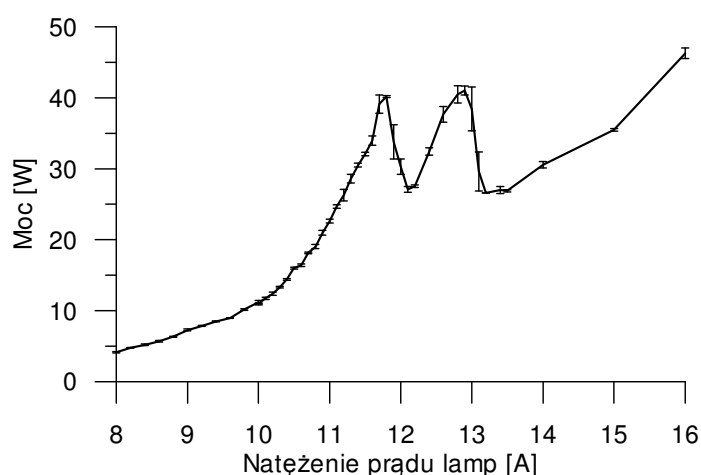
W badaniach eksperymentalnych nad aktuatorami dwumostkowymi wykorzystywano tryb ciągły pracy lasera. Czas emisji (czas nagrzewania laserowego) był odliczany przez komputer sterujący eksperymentem. Do otwierania i zamykania wiązki wykorzystywano akustooptyczny modulator dobroci rezonatora, który pozwala realizować bardzo szybkie przełączanie wiązki. Pewne opóźnienie przełączania i rozrzut fizycznie zrealizowanych czasów nagrzewania wynikały ze współpracy trzech urządzeń cyfrowych o różnych częstotliwościach taktowania: komputera PC, sterownika numerycznego CNC i sterownika modulatora akustooptycznego.

4.2.2 Pomiary mocy wiązki laserowej

Pomiary mocy wiązki laserowej wykonywane były przy użyciu przyrządu Power Wizard PW-250 firmy Synrad (USA). Zasada działania tego urządzenia opiera się na wykorzystaniu bilansu cieplnego czujnika bezwładnościowego w nieustalonym polu temperatury

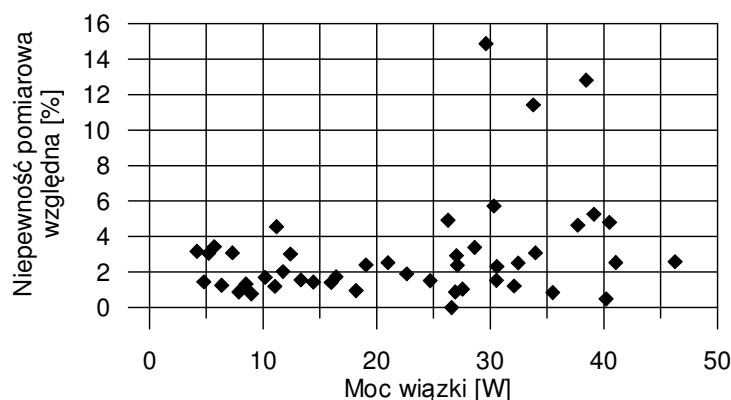
[Bakinowska, Bratek i in. 1995, str. 373]. Strumień ciepła jest obliczany na podstawie temperatury masy oraz prędkości zmian temperatury przed i podczas ogrzewania masy mierzonym strumieniem ciepła. Dokładność przyrządu podana przez producenta wynosi $\pm 5\%$.

Wraz z zużyciem lamp pompujących energię do kryształu Nd:YAG, który emituje wiązkę laserową, maleje moc wiązki uzyskiwanej przy takim samym natężeniu prądu zasilającego lampy. Stąd też, dla możliwie dokładnego określenia mocy wiązki laserowej wykorzystywanej w eksperymentach, konieczne jest stosunkowo częste powtarzanie pomiarów mocy. Na rys. 77 pokazany jest przykład zależności mocy wiązki laserowej od natężenia prądu lamp, w zakresie wykorzystywanym w niniejszej pracy. Dla zobrazowania rozrzutu wartości mocy wiązki na rysunku zaznaczono odchylenie standardowe wyników pomiarów. Przedstawiona charakterystyka ma przebieg silnie nieliniowy i niemonotoniczny, z obszarami znacznej niepewności pomiarowej wartości mocy wiązki.



Rys. 77. Przykład zależności mocy wiązki laserowej od natężenia prądu lamp pompujących energię do kryształu Nd:YAG w laserze RSY 150 Q.

Względna niepewność pomiarowa obliczona na podstawie rozkładu Studenta, przy poziomie ufności 95%, jest przedstawiona na rys. 78.



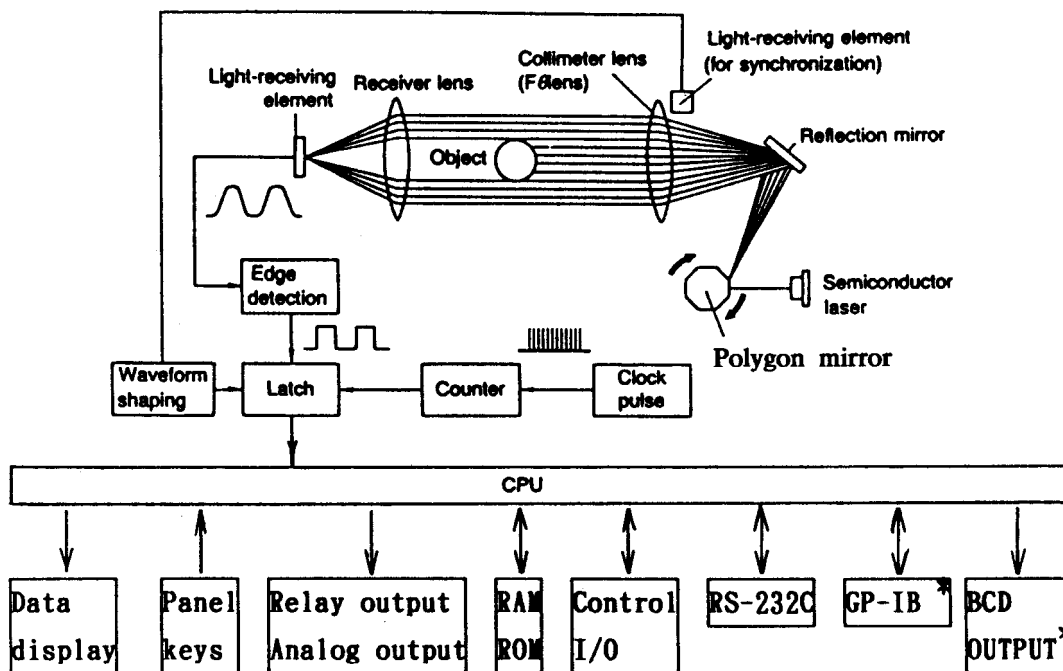
Rys. 78. Niepewność pomiarowa względna wyników pomiarów mocy wiązki laserowej.

Z wyjątkiem pewnych zakresów pracy lasera niepewność pomiarowa wartości mocy nie przekracza 6%. Wartość ta koresponduje z dokładnością $\pm 5\%$ miernika mocy oraz podanym

w danych technicznych lasera RSY 150 Q nominalnym rozrzutem $\pm 2.5\%$ wartości mocy przy pracy w trybie ciągłym.

4.2.3 Mikrometr laserowy Keyence LS-3100/3034

Schemat ilustrujący zasadę działania bezdotykowego mikrometru laserowego Keyence LS-3100 z głowicą LS-3034 jest przedstawiony na rys. 79.



*Option

Rys. 79. Schemat blokowy mikrometru laserowego Keyence LS-3100/3034.

Zasada wykonywania pomiarów jest następująca:

1. Wiązka lasera półprzewodnikowego (semiconductor laser) po odbiciu od wirującego zwierciadła wielokątowego (polygon mirror) wykonuje ruch przemieszczania w jednej płaszczyźnie (ruch skanujący).
2. Po przejściu przez soczewkę skupiającą (collimator lens) wiązka staje się równoległa do osi optycznej układu, a następnie jest skupiana przez soczewkę odbiorczą (receiving lens) na elemencie światłoczułym (light-receiving element).
3. Na podstawie znanej prędkości przemieszczania pola pomiarowego i mierzenia czasów pojawiania się i znikania wiązki na elemencie światłoczułym można obliczyć średnicę mierzonego obiektu, odległość jego krawędzi od krawędzi pola pomiarowego lub odległość pomiędzy wybranymi krawędziami dwóch obiektów.
4. Wynik pomiaru jest podawany jako wartość średnia z zadanej liczby ($1 \div 1024$) pomiarów elementarnych.

Częstość przemiatań pola pomiarowego wynosi 400 Hz. Zakres pomiarowy mikrometru wynosi 30 mm. Nominalna dokładność pomiarów statycznych lub wielkości wolnozmiennych wynosi ± 0.002 mm, a powtarzalność ± 0.0003 mm. W przypadku pomiarów wielkości szybkozmiennych konieczne jest wykorzystywanie małej liczby uśrednianych pomiarów. Dokładność wyniku jest jednak wówczas stosunkowo niska. Najwyższą dokładność można uzyskać przy wykorzystywaniu maksymalnej liczby (1024) pomiarów elementarnych do obliczenia wartości średniej, co wymaga odpowiednio długiego czasu gromadzenia danych.

Możliwość zmieniania liczby uśrednianych wyników została wykorzystana przy pomiarach deformacji termicznych badanych aktuatorów dwumostkowych. Przy mierzeniu deformacji w fazie nagrzewania wykorzystywano uśrednianie 16 pomiarów elementarnych. Pomiaru końcowej deformacji plastycznej próbek odbywały się z maksymalną dokładnością, a więc przez uśrednianie 1024 pomiarów elementarnych.

Promieniowanie lasera Nd:YAG, które nie ulegało absorpcji przez materiał próbki i dostawało się do głowicy mikrometru laserowego powodowało zakłócenia jego działania. Dla wyeliminowania tych zakłóceń konieczne było zastosowanie osłon separujących wiązkę roboczą od głowicy mikrometru i wiązki pomiarowej.

4.2.4 Pomiary temperatury

W badaniach doświadczalnych bardzo małych deformacji indukowanych termicznie szczególnie ważne jest sprawdzanie początkowej temperatury materiału przed rozpoczęciem laserowego nagrzewania. Precyzyjny pomiar końcowej deformacji plastycznej również wymaga wystudzenia badanego obiektu do temperatury początkowej. Nieprzestrzeganie tych zasad istotnie zniekształca obraz zachowania konstrukcji, ponieważ maksymalna temperatura cyklu termicznego, a tym samym również deformacja termiczna, zależą od energii dostarczonej przez źródło ciepła oraz od temperatury początkowej materiału.

Do mierzenia temperatury badanych próbek stosowane były czujniki kontaktowe: termopara i rezystor platynowy Pt100. Czujniki były mocowane do nieruchomego obszaru próbki, tak, aby nie ograniczać swobody deformacji termicznej aktuatora. Pomiaru termoparą były wykonywane z użyciem multimetru UT60E. W układzie z rezystorem Pt100 wykorzystano multimetr cyfrowy MERATRONIK V545 oraz samodzielnie wykonane przyłącze i oprogramowanie do przekazywania wyników do komputera typu PC.

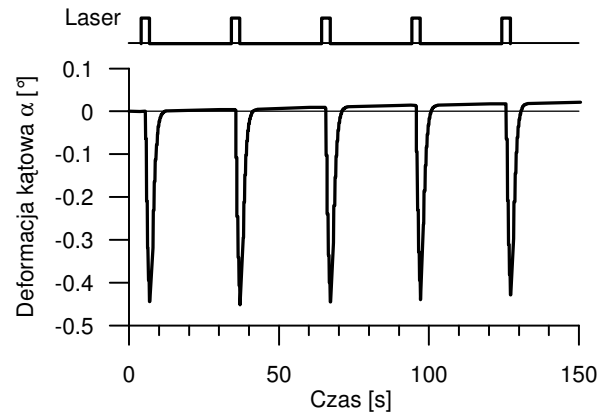
4.3 Procedura badawcza

Dla zapewnienia maksymalnej dokładności pomiarów deformacji w toku eksperymentów była wykorzystywana procedura sprawdzania czy deformacja kątowna badanej próbki osiągnęła wartość ustaloną. Jako kryterium stabilizacji przyjęto warunek, że rozrzut wyników zadanej liczby pomiarów (wykonywanych z maksymalną dokładnością) nie może przekraczać przyjętej wartości granicznej. Procedura ta była wykorzystywana dwukrotnie: przed i po nagrzewaniu laserowym. Pozwoliła ona na określanie deformacji kątownej aktuatora na podstawie precyzyjnie zmierzonych pozycji: początkowej i końcowej. Jednocześnie służyła do dodatkowego sprawdzenia stabilizacji deformacji próbki, niezależnie od stabilizacji termicznej sprawdzanej poprzez kontrolę powrotu temperatury materiału do wartości początkowej.

Procedurę badawczą można opisać w następujących punktach:

1. Wczytanie danych: parametrów nagrzewania laserowego i parametrów pomiarowych.
2. Sprawdzenie temperatury próbki i ewentualne schłodzenie jej sprężonym powietrzem.
3. Sprawdzenie i ewentualne oczekiwanie na ustabilizowanie pozycji początkowej.
4. Pomiar pozycji początkowej.
5. Nagrzewanie laserowe z jednoczesnym pomiarem deformacji kątowej próbki.
6. Mierzenie deformacji w fazie swobodnego stygnięcia lub chłodzenia sprężonym powietrzem i oczekiwanie na powrót do temperatury początkowej.
7. Sprawdzenie i ewentualne oczekiwanie na ustabilizowanie pozycji końcowej.
8. Pomiar pozycji końcowej i obliczenie końcowej deformacji kątowej próbki.

Przykład przebiegu czasowego deformacji kątowej próbki w sekwencji pięciu nagrzewañ laserowych oddzielonych okresami stygnięcia pokazuje rys. 80.



Rys. 80. Przebieg czasowy deformacji kątowej próbki ze stali niskowęglowej w serii pięciu nagrzewañ z mocą 43.4 W. Czas nagrzewania 1.8 s. Parametry geometryczne próbki $h = 0.815$ mm, $L = 6$ mm, $b = 8$ mm, $w = 2$ mm.

5 Absorpcja promieniowania laserowego

5.1 Wstęp

Promieniowaniem laserowym nazywane są fale elektromagnetyczne wytwarzane na drodze wymuszonej emisji i wzmacniania (ang. Light Amplification by Stimulated Emission of Radiation - LASER). Spośród innych fal elektromagnetycznych promieniowanie to wyróżniają szczególne właściwości [Duley 1983, str. 37]:

- wysoka monochromatyczność,
- mała rozbieżność (dywergencja),
- wysoka koherencja (spójność czasowa i przestrzenna),
- duża intensywność (strumień energii przepływającej przez jednostkową powierzchnię i jednostkowy kąt bryłowy).

Rozchodzenie się promieniowania laserowego, tak jak i innych fal elektromagnetycznych, podlega równaniom Maxwella, z których można wyprowadzić równanie falowe opisujące zmiany wektora natężenia pola elektrycznego \mathbf{E} w czasie i przestrzeni. Z rozwiązania równania falowego wynika, że fale elektromagnetyczne w ośrodkach przewodzących prąd elektryczny, a więc między innymi w metalach, ulegają tłumieniu w sposób wykładniczy

$$\mathbf{E}(x,t) = \mathbf{E}_0 e^{-k\kappa_e x} e^{i(knx - \omega t)} \quad (7)$$

gdzie: $\mathbf{E}(x,t)$ - wektor natężenia pola elektrycznego monochromatycznej fali płaskiej na głębokości x ośrodka i w chwili czasowej t ; \mathbf{E}_0 - amplituda wektora natężenia pola elektrycznego; $k = \omega/c = 2\pi/\lambda$ - liczba falowa; λ - długość fali; $\omega = 2\pi\nu$ - częstość kołowa; ν - częstość fali; $c = 2.9979 \cdot 10^8$ [m/s] - prędkość rozchodzenia się fal elektromagnetycznych w próżni; κ_e - współczynnik ekstynkcji (tłumienia); $i = \sqrt{-1}$ - jednostka urojona; $n = c/v$ - współczynnik załamania ośrodka; v - prędkość rozchodzenia się fal elektromagnetycznych w ośrodku.

Natężenie promieniowania I (gęstość strumienia energii radiacyjnej), rozumiane jako ilość energii przenoszonej w jednostce czasu przez jednostkową powierzchnię prostopadłą do kierunku propagacji fali, jest równe uśrednionej w czasie wartości wektora Poyntinga $\mathbf{S} = \mathbf{E} \times \mathbf{H}$, gdzie \mathbf{H} oznacza wektor natężenia pola magnetycznego. Natężenie promieniowania I jest proporcjonalne do kwadratu natężenia pola elektrycznego \mathbf{E} . Wyrazem tej zależności jest prawo Bouguera-Beera-Lamberta (1729 r., 1760 r., 1852 r.) określające spadek natężenia promieniowania I na skutek pochłaniania przez ośrodek

$$I(x) = I_0 e^{-\alpha_p x} \quad (8)$$

gdzie: I_0 - natężenie na granicy ($x = 0$) ośrodka; x - odległość od powierzchni ośrodka; α_p - współczynnik pochłaniania (absorbancja [Stacewicz, Witowski i in. 2002, str. 30]).

Odwrotność współczynnika pochłaniania $K = 1/\alpha_p$ jest nazywana głębokością naskórkową i stanowi drogę, na której natężenie promieniowania maleje e -krotnie, a więc do około 37% swej wartości na granicy ośrodka. Droga, na której amplituda natężenia pola elektrycznego maleje e -krotnie jest nazywana głębokością wnikania [Griffiths 2005, str. 427].

Współczynnik pochłaniania α_p metali wynosi $10^7 \div 10^8$ [1/m] [Domański 1990, str. 59, 61]. W przypadku złota i fali o długości w próżni $\lambda = 546$ nm współczynnik pochłaniania α_p ma wartość $8 \cdot 10^7$ [1/m] [Szczeniowski 1983, str. 115; z korektą pomyłkowego miana „nm⁻¹” na „mm⁻¹”]. Głębokość naskórkowa $K = 1/\alpha_p$ złota wynosi więc zaledwie 12.5 nm dla fal o tej długości. Dla metalu o niskim współczynniku pochłaniania α_p , równym 10^7 [1/m], natężenie promieniowania maleje tysiąckrotnie na drodze $(-\ln 0.001)/(10^7) = 6.91 \cdot 10^{-7}$ [m], a więc poniżej 1 μm .

Ze względu na obecność elektronów swobodnych w metalach energia promieniowania z zakresu widzialnego i podczerwieni jest na krótkim odcinku i w krótkim czasie zamieniana na energię wewnętrzną materiału drogą pobudzenia elektronów swobodnych i związanych oraz wzbudzenia drgań jonów sieci atomowej (w przypadku metali w stanie stałym lub ciekłym). Średni czas pomiędzy zderzeniami elektronów w przewodniku wynosi $10 \div 100$ fs ($10^{-14} \div 10^{-13}$ s) [Domański 1990, str. 59]. Czas przekazywania energii sieci atomowej wynosi $1 \div 10$ ps ($10^{-12} \div 10^{-11}$ s) [Ready 1971], [Domański 1990, str. 59]. Impulsy trwające ponad 1 ns (10^{-9} s) są nazywane „długimi impulsami” [Chan, Latham i in. 2001]. W ich przypadku lokalna równowaga termiczna elektronów i sieci ustala się jeszcze podczas impulsu, gdyż elektrony zdążą odbyć w tym czasie wiele zderzeń pomiędzy sobą i z siecią. W takich zagadnieniach przekazywanie energii można opisywać jako przewodzenie ciepła zgodne z prawem Fouriera, stosując zwykłe (paraboliczne) równanie przewodnictwa ciepła oraz przybliżenie powierzchniowego źródła ciepła.

Jeśli częstość promieniowania jest większa od tak zwanej częstości plazmowej, która opisuje swobodne oscylacje elektronów ($10^{15} \div 10^{16}$ Hz dla metali), wówczas promieniowanie jest przepuszczane przez materiał. Fale o częstości 10^{15} Hz mają w próżni długość 300 nm, a więc należą do obszaru bliskiego nadfioletu. Takie promieniowanie są w stanie emitować lasery ekscymerowe.

Częstość promieniowania lasera Nd:YAG wynosi $2.82 \cdot 10^{14}$ Hz, stąd w przypadku elementów metalowych o grubościach spotykanych w zagadnieniach technicznych zazwyczaj można przyjmować, że promieniowanie to nie przechodzi poza obrabiane elementy. Pomiary przepuszczania przez metale promieniowania o częstości mniejszej od częstości plazmowej są możliwe pod warunkiem używania warstwy metalu o grubości nie przekraczającej 1 nm, naniesionej na przezroczyste podłoże [Bacewicz 1995, str. 96].

Z bilansu strumieni energii odbijanej \dot{E}_R [W], absorbowanej \dot{E}_A [W] i przepuszczanej \dot{E}_T [W] przez dany ośrodek wynika następująca zależność udziałów tych strumieni w stosunku do strumienia energii padającej \dot{E} [W]

$$R + A + T = 1 \quad (9)$$

gdzie: $R = \dot{E}_R / \dot{E}$ - współczynnik odbicia, refleksyjność; $A = \dot{E}_A / \dot{E}$ - współczynnik absorpcji, absorpcyjność; $T = \dot{E}_T / \dot{E}$ - współczynnik przepuszczania, transmisyjność.

Równanie bilansowe (9) musi być spełnione dla promieniowania złożonego z fal o różnych częstościach, jak również dla fali elektromagnetycznej o określonej częstości ν . Współczynniki R , A oraz T występujące w tym równaniu mogą analogicznie występować jako wielkości panchromatyczne (całkowite, uśrednione po zakresie spektralnym) lub monochromatyczne R_ν , A_ν oraz T_ν .

Ponieważ grubość materiału poddanego działaniu wiązki laserowej zazwyczaj jest znacznie większa od głębokości naskórkowej, to często można przyjąć, że metale praktycznie nie przepuszczają promieniowania laserowego ($T \approx 0$). Stąd zależność (9) w przypadku metali przyjmuje przybliżoną postać

$$R + A = 1 \quad (10)$$

Z bilansu wymiany ciepła przez promieniowanie pomiędzy dwoma modelowymi ciałami: szarym i doskonale czarnym, znajdującymi się w warunkach równowagi termicznej, wynika prawo Kirchhoffa, głoszące, że dla każdej temperatury i częstości fali zdolność emisyjna (emisyjność) ciała jest równa jego absorpcyjności przy tej samej temperaturze i identycznej częstości fali [Kostowski 1993, str. 22]

$$\varepsilon_\nu = A_\nu \quad (11)$$

gdzie: $\varepsilon_\nu = \dot{E}_\nu / \dot{E}_{C\nu}$ - emisyjność; \dot{E}_ν - strumień energii emitowanej przez ciało na częstości ν ; $\dot{E}_{C\nu}$ - strumień energii emitowanej przez ciało doskonale czarne na tej samej częstości ν i przy identycznej temperaturze; A_ν - współczynnik absorpcji (absorpcyjność) ciała dla promieniowania o częstości ν .

Z prawa Kirchhoffa (11) wynika, że absorpcyjność ciał zależy od tych samych czynników co emisyjność. Spośród nich jako najważniejsze można wymienić następujące:

- temperatura,
- częstość promieniowania,
- rodzaj materiału,
- stan powierzchni,
- kierunek promieniowania.

Współczynnik odbicia R_ν fali elektromagnetycznej o częstości ν , padającej z próżni lub powietrza prostopadle na doskonale płaską, optycznie gładką i czystą powierzchnię jednorodnego i izotropowego metalu, spełnia zależność, która jest szczególnym przypadkiem równań Fresnela opisujących odbicie fal o różnych kierunkach polaryzacji i kątach padania

$$R_v = \frac{(n-1)^2 + \kappa_e^2}{(n+1)^2 + \kappa_e^2} \quad (12)$$

gdzie: n - współczynnik załamania.

Za powierzchnię optycznie gładką można uważać powierzchnię, której średnie wymiary nierówności są znacznie mniejsze od długości fali promieniowania padającego. Przeprowadzane są próby wykorzystania wpływu kształtu powierzchni dla znacznego zwiększania absorpcyjności metali w sposób kontrolowany i uzyskiwania tak zwanego „czarnego metalu”, przez analogię do ciała doskonale czarnego. Za pomocą femtosekundowych impulsów laserowych kształtowane są mikronowej i nanometrycznej wielkości nierówności na powierzchni metalu, które zwiększają efektywność pochłaniania energii¹³.

Z równań (7) i (8) wynika, że pomiędzy współczynnikami ekstynkcji κ_e i pochłaniania α_p zachodzi zależność

$$\alpha_p = \frac{4\pi\kappa_e}{\lambda} \quad (13)$$

Wykorzystując wynikającą z równania (10) zależność

$$A = 1 - R \quad (14)$$

z zależności (12) otrzymujemy równanie na teoretyczną wartość współczynnika absorpcji przez metal fali elektromagnetycznej o określonej częstotliwości

$$A_v = \frac{4n}{(n+1)^2 + \kappa_e^2} \quad (15)$$

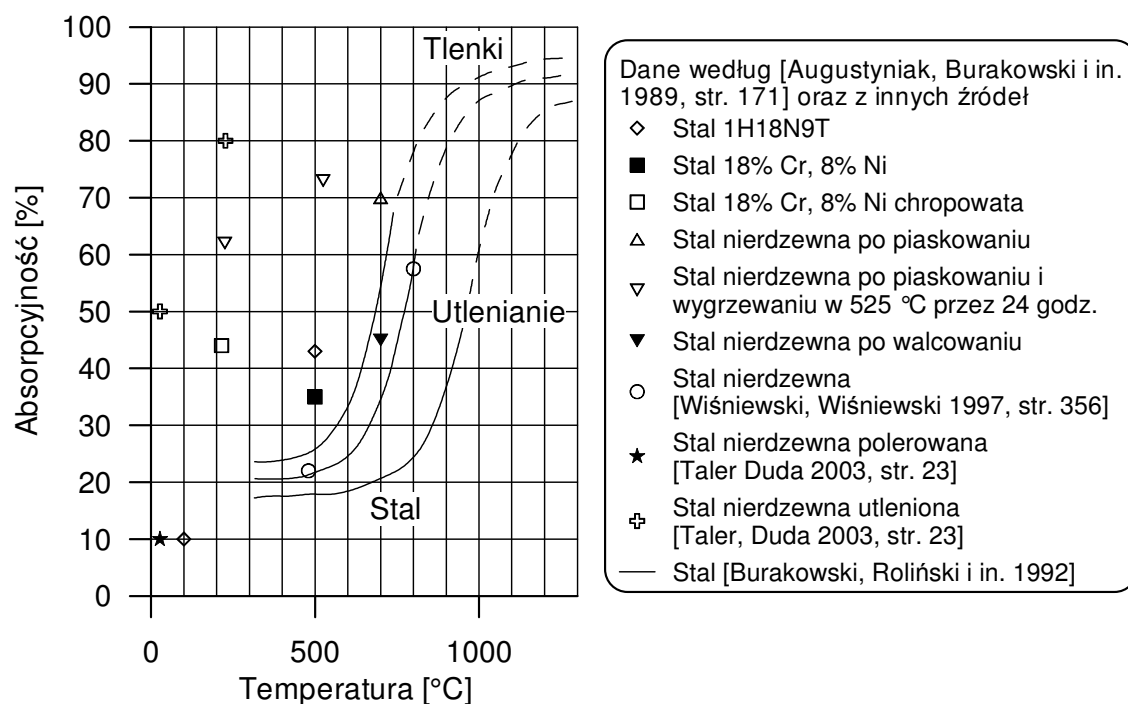
W powłokach utworzonych przez warstwę utlenioną lub sztucznie naniesionych na powierzchnię może zachodzić zjawisko interferencji wygaszającej. Towarzyszące jej pochłanianie energii wyjaśnia okresowy charakter zależności współczynnika absorpcji od grubości powłoki [Steen 1998, str. 73]. Powierzchnie metali narażonych na utlenienie w wysokiej temperaturze wykazują własności radiacyjne (emisyjność i absorpcyjność) zbliżone do własności pokrywających je warstw utlenionych [Modest 2001, str. 181]. Takie warunki występują w przypadku obróbki laserowej prowadzonej bez atmosfery ochronnej.

Termiczne pobudzenie siatki metalu sprzyja odbieraniu energii od elektronów pobudzonych fotonami promieniowania. Z tego powodu wzrost temperatury wywołuje wzrost absorpcyjności metalu [Steen 1998, str. 71].

Materiały stosowane w technice wykazują zazwyczaj znaczne odstępstwa od założeń, na których oparte są równania Fresnela. Chropowatość powierzchni, obecność warstwy utlenionej oraz wpływ innych czynników powodują, że wartość współczynnika absorpcji powinna być w praktyce określana eksperymentalnie dla określonych warunków, promieniowania i materiału absorbującego promieniowanie. Publikowane dane dotyczące emisyjności i absorpcyjności powinny być traktowane z ostrożnością. Jeżeli nie są szczegółowo określone warunki (czystość powierzchni, sposób przygotowania, sposób

¹³ Artykuł redakcyjny. Optics and Laser Europe, nr 146, styczeń 2007.

obróbki i inne), wówczas takie dane mogą jedynie dawać zgrubne oszacowanie wielkości potrzebnych parametrów [Modest 2001, str. 181]. Przykłady dostępnych danych literaturowych wartości współczynnika absorpcji panchromatycznej stali nierdzewnej są pokazane na rys. 81. Przedstawiony wykres pokazuje silną zależność współczynnika absorpcji panchromatycznej od temperatury i stanu powierzchni materiału, szczególnie w przypadku stali nierdzewnych typu 18/8. Z tego powodu w niniejszej pracy wykonane zostały badania eksperymentalne i obliczenia metodą elementów skończonych w celu wyznaczenia wartości współczynnika absorpcji stali nierdzewnej 1H18N9T zastosowanej w prezentowanych badaniach aktuatorów dwumostkowych. Zastosowana procedura badawcza pozwoliła określić również wartość współczynnika konwekcji w warunkach realizacji eksperymentów. Opis tej procedury zawiera kolejny rozdział.



Rys. 81. Zależność absorpcyjności panchromatycznej stali nierdzewnej i innych od temperatury i stanu powierzchni.

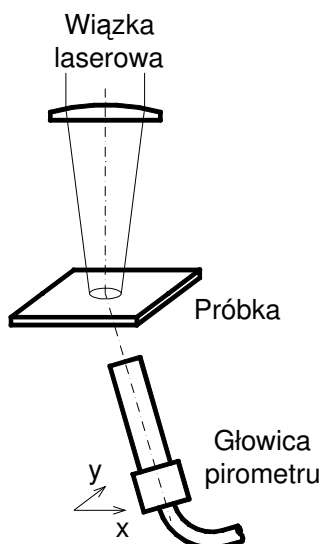
5.2 Wyznaczenie współczynników absorpcji i konwekcji

W celu określenia wartości parametrów charakteryzujących absorpcję i dyssypację energii przy nagrzewaniu laserowym zostały wykonane pomiary temperatury stanu ustalonego wymiany ciepła. Zastosowano procedurę badawczą, którą można streścić w następujących punktach:

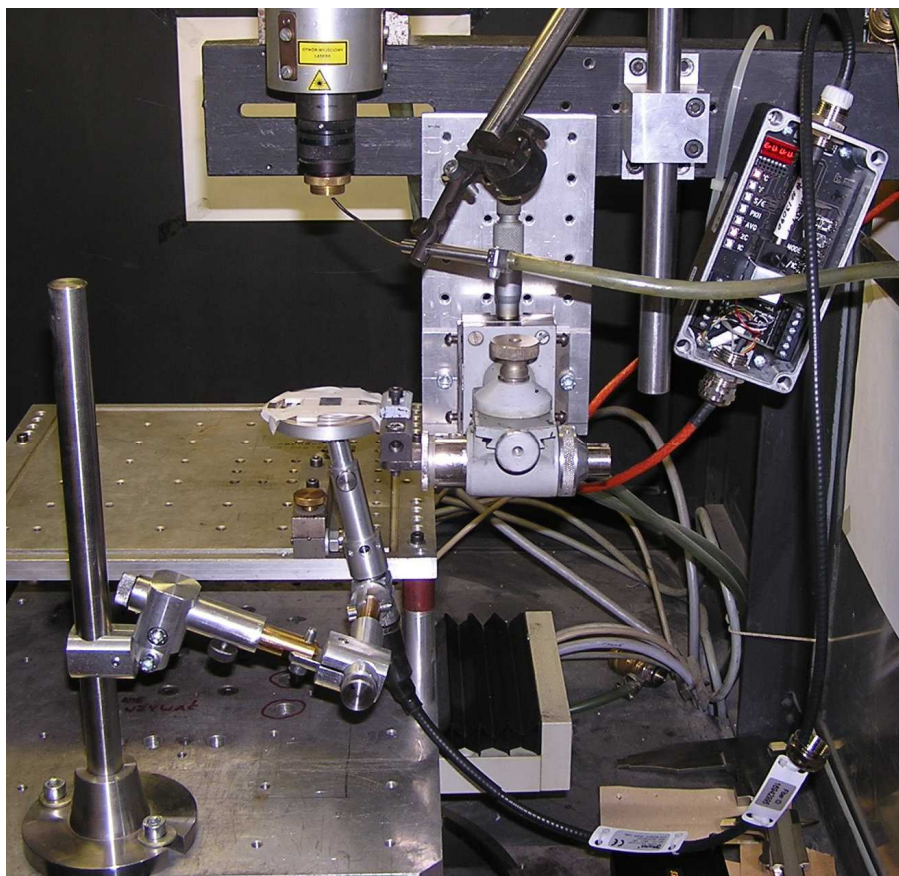
1. Weryfikacja kontaktowych pomiarów temperatury przy użyciu trzech termopar i nagrzewaniu próbki w piecu elektrycznym.
2. Określenie parametru pomiarowego pirometru dwubarwowego dla powierzchni badanej stali 1H18N9T. Zastosowano nagrzewanie w piecu elektrycznym i porównawcze pomiary temperatury przy użyciu termopary.
3. Określenie właściwej pozycji pola pomiarowego pirometru względem pola temperatury próbki. Wykonano skanowanie ustalonego pola temperatury próbki przez przemieszczanie pola pomiarowego pirometru w prostokątnym układzie osi X-Y.
4. Pirometryczne pomiary temperatury maksymalnej stanu ustalonego próbki nagrzewanej wiązką laserową o różnych poziomach mocy.
5. Symulacja eksperymentów metodą elementów skończonych i dobranie parametrów absorpcji i dyssypacji energii w obliczeniach systemem ABAQUS na podstawie dopasowania wyników symulacji do danych doświadczalnych.

Znana jest metoda wyznaczenia emisyjności powierzchni badanej poprzez dobieranie nastawy emisyjności w pirometrze tak, aby jego wskazanie w trybie jednobarwowym było równe temperaturze zmierzonej w sposób wiarygodny metodą kontaktową. W dostępnych warunkach prowadzenia eksperymentów nie udało się jednak wyeliminować wpływu rozproszonego i odbijanego od powierzchni próbki promieniowania termicznego pieca. Z tego powodu konieczne było stosowanie pomiarów w trybie dwubarwowym i wykorzystanie wyników w symulacjach numerycznych dla wyznaczenia współczynnika absorpcji, który zgodnie z prawem Kirchhoffa jest równy emisyjności powierzchni w danej temperaturze i dla danej długości fal promieniowania [Kostowski 1993, str. 21].

Schemat układu pomiarowego wykorzystywanego w eksperymentach z laserowym nagrzewaniem próbki jest przedstawiony na rys. 82, a jego fotografia na rys. 83. Próbka o wymiarach 12 x 12 x 0.505 mm wykonana ze stali 1H18N9T była nagrzewana wiązką laserową nieruchomą względem materiału. Powierzchnia materiału była utleniona w wyniku wcześniejszego wygrzewania w piecu przez 0.5 godz. w temperaturze 500 °C. Podczas nagrzewania laserowego z mierzaniem temperatury pirometrem próbka spoczywała krawędziami na brzegach okienka utworzonego z płytek ceramicznych. Pozwoliło to zminimalizować odprowadzanie ciepła drogą przewodnictwa w kontakcie z układem podparcia próbki.



Rys. 82. Układ bezkontaktowego pomiaru temperatury próbki ogrzewanej wiązką laserową.



Rys. 83. Układ pomiaru temperatury pirometrem dwubarwowym Raytek FR1A CF1 podczas laserowego nagrzewania próbki ze stali 1H18N9T.

Temperatura dolnej powierzchni próbki (przeciwnej względem powierzchni, na którą padała wiązka laserowa) była mierzona w sposób bezkontaktowy, przy użyciu pirometru dwubarwowego Raytek FR1A CF1 o zakresie pomiarowym $500 \div 1100$ °C i minimalnej średnicy plamki pomiarowej 5 mm. Pirometr ten może pracować w dwóch trybach:

1. W trybie jednobarwowym podaje temperaturę obserwowanej powierzchni na podstawie odbieranego promieniowania termicznego w paśmie długości fal $0.75\div 1.1\ \mu\text{m}$ i zadanej przez użytkownika wartości emisyjności powierzchni materiału. W przypadku niejednorodnego rozkładu temperatury wskazanie pirometru w trybie jednobarwowym odpowiada średniej temperaturze materiału w plamce pomiarowej.
2. W trybie dwubarwowym pirometr umożliwia pomiar temperatury na podstawie porównania promieniowania termicznego odbieranego w dwóch zachodzących na siebie pasmach $0.75\div 1.1\ \mu\text{m}$ oraz $0.95\div 1.1\ \mu\text{m}$. W tym trybie pracy pomiary nie wymagają znajomości emisyjności powierzchni, natomiast konieczne jest podanie wartości ilorazu emisyjności powierzchni w obu pasmach promieniowania. W przypadku niejednorodnego rozkładu temperatury wskazanie pirometru w trybie dwubarwowym bliskie jest maksymalnej temperaturze materiału w plamce pomiarowej.

Odbite od powierzchni materiału promieniowanie lasera Nd:YAG o długości fal $1,06\ \mu\text{m}$ zakłóca pomiary pirometrem ze względu na wchodzenie w zakres spektralny przyrządu. Z tego powodu nie było możliwe mierzenie temperatury powierzchni, na którą padała wiązka laserowa (powierzchni górnej). Mierzenie temperatury powierzchni dolnej wymagało starannego ekranowania czujnika pirometru od rozproszonego promieniowania lasera Nd:YAG i promieniowania pochodzącego z innych źródeł, w szczególności od oświetlenia naturalnego i sztucznego.

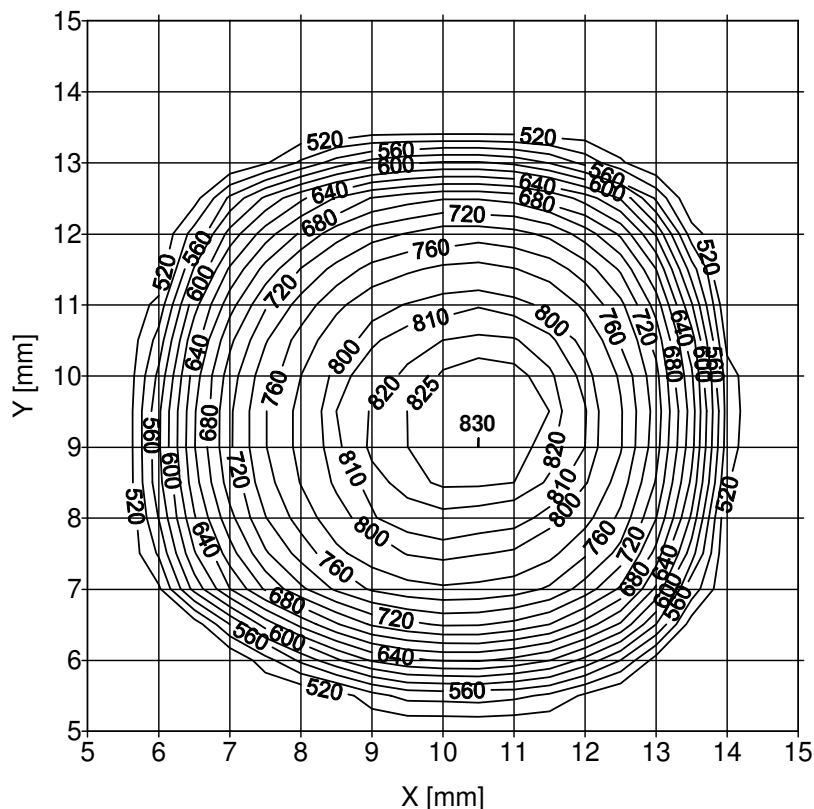
Ze względu na silnie niejednorodny rozkład temperatury próbki pod wpływem lokalnego nagrzewania wiązką laserową, w pomiarach wykorzystywano dwubarwowy tryb pomiarów. Parametr ilorazu emisyjności, w literaturze angielskojęzycznej nazywany „slope”, jest definiowany jako $\varepsilon_s / \varepsilon_w$, gdzie: ε_s - emisyjność w szerszym zakresie promieniowania ($0.75\div 1.1\ \mu\text{m}$), ε_w - emisyjność w węższym zakresie promieniowania ($0.95\div 1.1\ \mu\text{m}$). Według przykładów podanych przez producenta urządzenia, parametr ten dla stali nierdzewnej o gładkiej, czystej i nieutlenionej powierzchni może przyjmować wartość około 1.06, a w przypadku stali nierdzewnej o powierzchni utlenionej około 1.

Dla określenia wartości parametru ilorazu emisyjności wcześniej wykonane zostały pomiary temperatury próbki podczas nagrzewania w piecu elektrycznym. Temperatura próbki była mierzona przy użyciu trzech czujników kontaktowych (termopar typu K) oraz pirometru dwubarwowego Raytek FR1A CF1 pracującego w trybie dwubarwowym. W zakresie $500\div 650\ \text{°C}$ różnica wskazań temperatury mierzonej przy użyciu termopar nie przekroczyła 2.9% wartości maksymalnej spośród trzech odczytywanych.

W pomiarach przy użyciu pieca wartość parametru ilorazu emisyjności była dobierana tak, aby wskazanie pirometru w trybie dwubarwowym było równe temperaturze zmierzonej metodą kontaktową (przy użyciu termopary). W zakresie temperatury $530\div 800\ \text{°C}$ tak określone wartości parametru ilorazu emisyjności leżały w przedziale $1.008\div 1.057$. Biorąc pod uwagę otrzymany zakres wartości oraz podane przez producenta przyrządu

przykładowe wartości 1 oraz 1.06, do dalszych pomiarów przyjęto wartość parametru ilorazu emisyjności równą 1.03.

W celu określenia maksymalnej temperatury dolnej powierzchni próbki przeprowadzono skanowanie (przemiatanie) tej powierzchni płamką pomiarową pirometru przemieszczaną w układzie X-Y, jak pokazuje rys. 82.

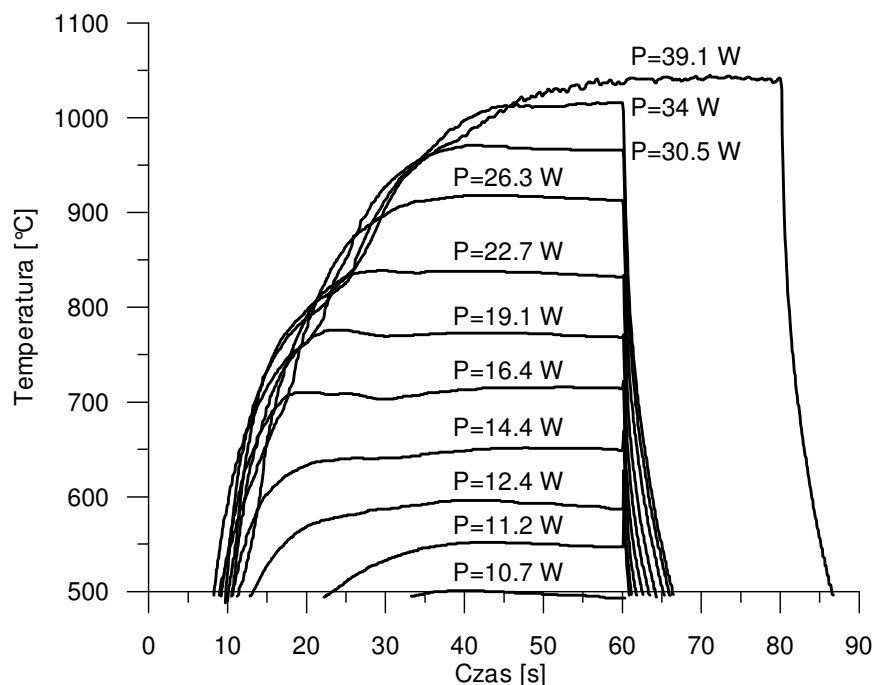


Rys. 84. Rozkład temperatury na próbce ze stali 1H18N9T o wymiarach 12x12x0.505 mm przy nagrzewaniu wiązką lasera Nd:YAG o mocy 21 W i średnicy nominalnej 6 mm.

Mozna uznać, że w rezultacie dostatecznie długiego nagrzewania wiązką laserową pole temperatury miało charakter pola ustalonego. Wynik pomiarów pokazuje rys. 84. Analiza przedstawionej konturowej mapy temperatury wskazuje konieczność starannego ustawiania płamki pomiarowej pirometru względem mierzonego niejednorodnego pola temperatury. W analizowanym przypadku błąd 1 mm pozycjonowania płamki może pociągnąć za sobą błąd około 15 °C pomiaru wartości maksymalnej temperatury.

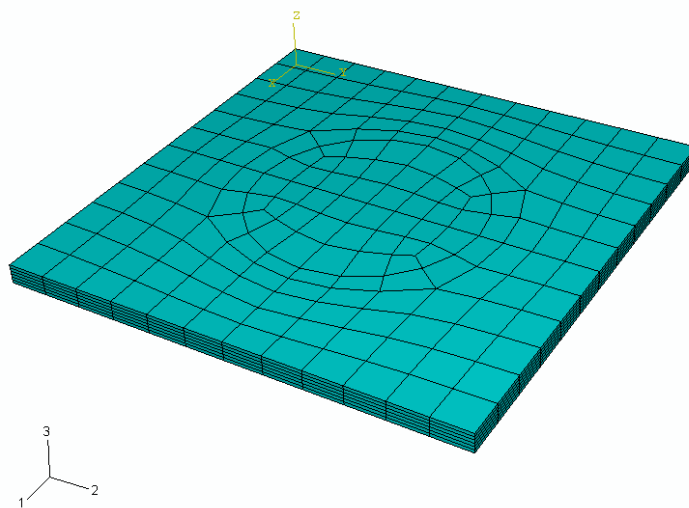
Po ustawieniu płamki pomiarowej pirometru na maksymalną wartość rozkładu temperatury na powierzchni próbki, przeprowadzono pomiary przebiegów czasowych tej temperatury przy nagrzewaniu z różnymi poziomami mocy wiązki laserowej. Wyniki są zebrane na rys. 85. Widoczne wahania temperatury w fazie, w której powinien występować ustalony stan wymiany ciepła, należy przypisać głównie wahaniom mocy wiązki laserowej.

Przybliżone wartości temperatury w stanie ustalonym zostały wyznaczone jako wartości maksymalne przedstawionych przebiegów czasowych. Wykres tak otrzymanej temperatury stanu ustalonego w funkcji mocy wiązki laserowej jest pokazany na rys. 88.



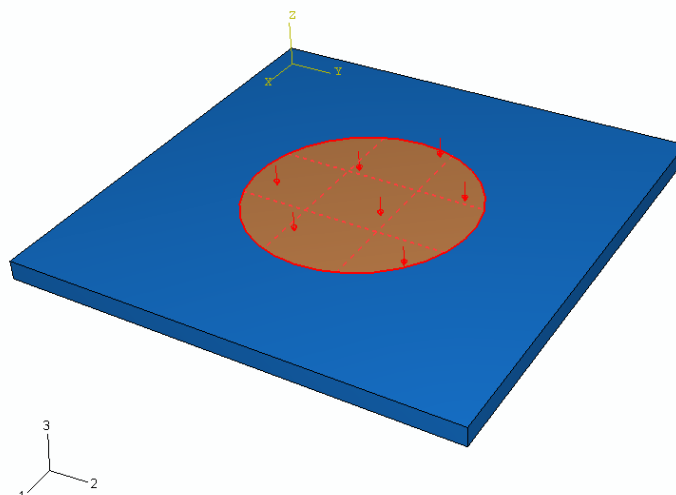
Rys. 85. Przebiegi czasowe zmian temperatury przy nagrzewaniu z różnymi poziomami mocy wiązki lasera Nd:YAG i z czasami nagrzewania 60 oraz 80 s.

Następnie przeprowadzono szereg symulacji metodą elementów skończonych w celu dobrania wartości emisyjności ε , równej współczynnikowi absorpcji A , oraz współczynnika konwekcji α_k tak, aby wyniki symulacji były bliskie danym eksperymentalnym. Symulacje numeryczne były wykonywane przy użyciu systemu ABAQUS. Sposób dyskretyzacji próbki przedstawia rys. 86. Zastosowano elementy ośmiowzłowe DC3D8.



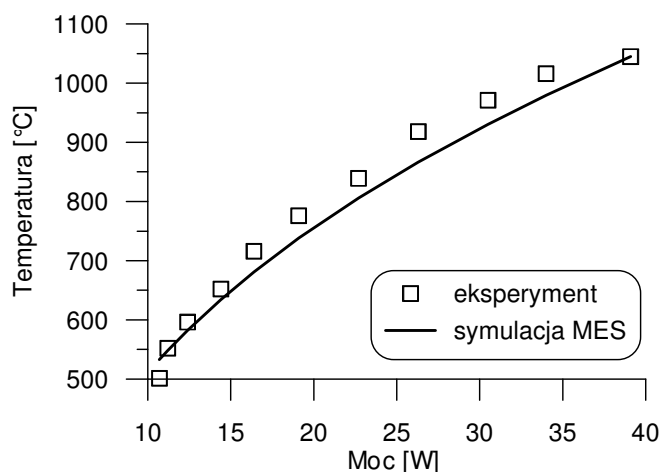
Rys. 86. Siatka elementów skończonych w symulacjach programem ABAQUS.

Przyjęto obciążenie strumieniem ciepłym o jednakowej gęstości mocy na przekroju i o średnicy 6 mm na powierzchni próbki (rys. 87).

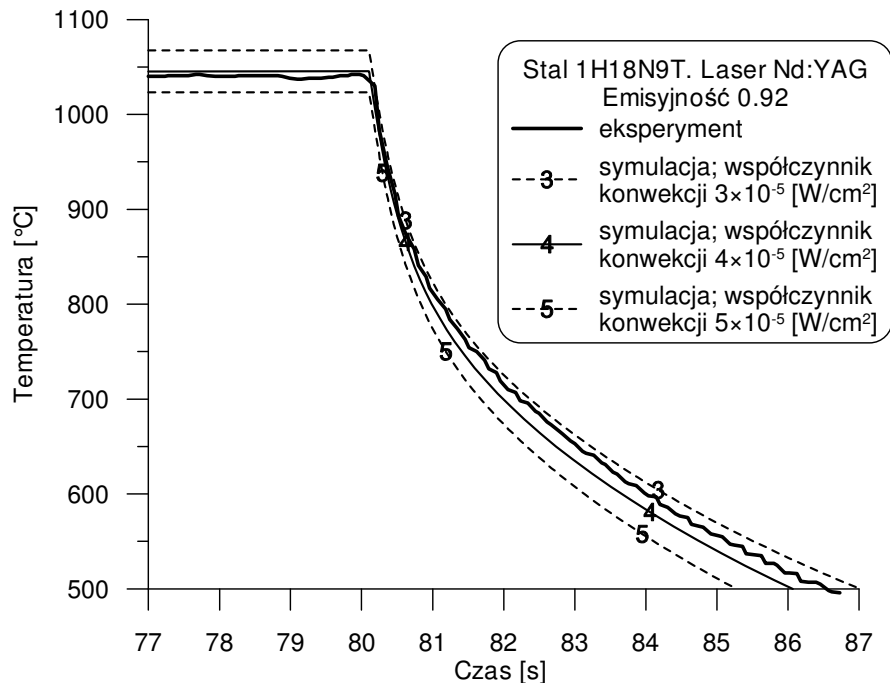


Rys. 87. Sposób obciążenia próbki strumieniem cieplnym w symulacjach numerycznych.

Temperaturowe zależności współczynnika przewodzenia ciepła, ciepła właściwego i gęstości materiału przyjęto na podstawie dostępnych danych literaturowych. Założono, iż dyssypacja ciepła na drodze promieniowania przebiega zgodnie z prawem Stefana-Boltzmann'a. Przyjęto, iż równocześnie z promieniowaniem zachodzi dyssypacja ciepła na drodze konwekcji zgodnie z prawem Newtona. Wyniki wykonanych obliczeń wskazały, że w warunkach eksperymentów oraz w badanym zakresie mocy wiązki laserowej i odpowiadającym mu zakresie temperatury materiału, można przyjmować w uproszczeniu stałe, niezależne od temperatury, wartości współczynnika emisyjności i współczynnika absorpcji $\varepsilon = A = 0.92$ oraz współczynnika konwekcji $\alpha_k = 0.4$ [W/(°C m²)]. Dla takich wartości parametrów absorpcji i dyssypacji energii w symulacjach metodą elementów skończonych otrzymano pokazaną na rys. 88 zależność maksymalnej temperatury na powierzchni dolnej w stanie ustalonym od mocy wiązki laserowej.



Rys. 88. Zależność maksymalnej temperatury na powierzchni dolnej w stanie ustalonym od mocy wiązki laserowej - dane doświadczalne i wyniki symulacji metodą elementów skończonych; $\varepsilon = A = 0.92$, $\alpha_k = 0.4$ [W/(°C m²)].



Rys. 89. Porównanie przebiegów czasowych maksymalnej temperatury na powierzchni dolnej przy mocy wiązki $P = 39.1$ [W], emisyjności i absorpcyjności $\varepsilon = A = 0.92$ oraz przy różnych wartościach współczynnika konwekcji.

Na rys. 89 są dla przykładu pokazane fragmenty przebiegów czasowych temperatury w stanie ustalonym i w fazie stygnięcia, w eksperymencie z nagrzewaniem próbki przez 80 sekund wiązką o mocy 39.1 W i w symulacjach metodą elementów skończonych.

Porównanie zależności eksperymentalnej z wynikami symulacji numerycznych (rys. 88) wskazuje, iż dokładniejsza analiza wymaga uwzględnienia zależności współczynników emisyjności i konwekcji od temperatury. Jednak do dalszych obliczeń laserowo indukowanych deformacji przyjęto stałe wartości współczynników emisyjności i konwekcji ze względu na mały wpływ błędów wynikających z wymienionych uproszczeń w porównaniu z wpływem innych założeń upraszczających i niedokładności innych danych materiałowych.

6 Model teoretyczny aktuatora dwumostkowego

6.1 Wprowadzenie

W analizie zachowania aktuatorów przeznaczonych do mikropozycjonowania dotychczas wykorzystywane były głównie badania eksperymentalne oraz symulacje metodą elementów skończonych [Hoving 2000], [Huber, Müller i in. 2001], [Müller, Huber i in. 1999], [Olowinsky, Bosse 2003]. Jedynie Otto (2005) przedstawił model analityczny aktuatora dwumostkowego, w którym zastosowano uproszczoną analizę termiczną. Omówienie modelu Otto jest zamieszczone w oddzielnym rozdziale.

Dla uzyskiwania rozwiązań analitycznych na ogół konieczne jest wprowadzanie znacznych uproszczeń w stosunku do zagadnień rzeczywistych. Jednak rozwiązania analityczne są wysoko cenione ze względu na możliwość wniknięcia w naturę zjawisk i procesów, możliwość zrozumienia roli poszczególnych parametrów oraz łatwość przeprowadzenia optymalizacji dla osiągnięcia pożądanych efektów praktycznych.

Już w przypadku termosprężystych zagadnień brzegowo-początkowych konieczne jest wprowadzanie znacznych założeń upraszczających, a znalezienie odpowiedniego rozwiązania często wymaga wiele pomysłowości [Boley, Weiner 1960, str. 270]. Metody analityczne takie, jak metoda rozdzielania zmiennych (metoda funkcji charakterystycznych), transformacja Laplace'a, czy metoda odwzorowań konforemnych mogą być stosowane do liniowych zagadnień brzegowo-początkowych. Dla uzyskiwania rozwiązań zagadnień nieliniowych konieczne jest stosowanie metod numerycznych. Wyniki metody elementów skończonych i innych metod numerycznych dotyczą szczegółowych zadań. Określenie wpływu poszczególnych wielkości występujących w zagadnieniu (parametrów materiałowych lub parametrów oddziaływania na materiał) wymaga uzyskania rozwiązań szeregu zadań, a następnie aproksymacji lub ekstrapolacji wyników numerycznych. Zastosowanie metody numerycznej do rozwiązania zagadnienia wymiany ciepła pociąga za sobą konieczność użycia również metody numerycznej do analizy naprężeń i odkształceń termicznych.

Do sposobów uzyskiwania wartościowych rozwiązań przybliżonych należy zastosowanie metod wytrzymałości materiałów, nazywanych również metodami inżynierskimi lub elementarnymi. Boley i Weiner (1960) nazywają teorię wytrzymałości materiałów „sercem praktycznej analizy naprężeń termicznych lub innych” (str. 270). Mając solidne podstawy teoretyczne, dzięki uproszczeniom dostosowanym do opisu i analizy typowych elementów konstrukcyjnych, takich jak pręty, belki, ramy, tarcze i płyty, metody tej teorii pozwalają modelować, wyjaśniać i przewidywać zachowanie poszczególnych elementów oraz złożonych konstrukcji z dokładnością dostateczną dla praktycznych zastosowań.

Złożoność zagadnień termo-sprężysto-plastycznych z nieustalonym przepływem ciepła wymaga przyjmowania założeń maksymalnie upraszczających, jeżeli celem jest uzyskanie rozwiązań analitycznych lub analityczno-numerycznych. Stąd wynika potrzeba stosowania metod wytrzymałości materiałów w analizie rozprężonego zagadnienia termomechanicznego.

Efektywność metod wytrzymałości materiałów wynika z wykorzystania założeń upraszczających związanych z kształtem geometrycznym analizowanego obiektu, przybliżania stanu naprężenia i odkształcenia przez łatwiejszy w analizie płaski stan

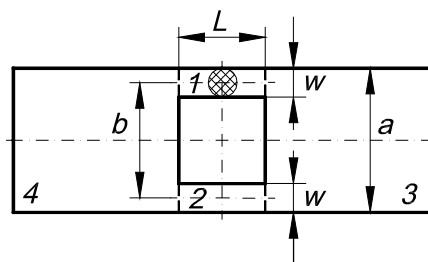
naprężenia lub płaski stan odkształcenia, wykorzystanie zasady de Saint-Venanta oraz hipotezy płaskich przekrojów Bernoulliego-Eulera.

Teoretyczny opis termo-sprężysto-plastycznego zachowania aktuatora dwumostkowego składa się z następujących części:

- opis pola temperatury przy lokalnym ogrzewaniu konstrukcji stacjonarną wiązką laserową,
- określenie termicznego odkształcenia konstrukcji,
- analiza sił wewnętrznych wywołanych gradientami temperatury,
- wyznaczenie zależności deformacji termosprężystej aktuatora od parametrów materiałowych, geometrycznych i parametrów oddziaływania termicznego wiązki laserowej,
- wyznaczenie zależności deformacji plastycznej aktuatora od parametrów materiałowych, geometrycznych i parametrów oddziaływania termicznego wiązki laserowej.

6.2 Założenia wstępne

Ze względu na stosunkowo niską prędkość zmian temperatury i prędkość odkształcenia można pominąć efekty bezwładnościowe oraz wpływ odkształcenia materiału na jego temperaturę i dzięki temu rozważane zagadnienie termomechaniczne traktować jako problem niesprężony i quasistatyczny. Przy spełnieniu takich założeń analizę termosprężysto-plastycznych deformacji można podzielić na określenie zaleźnego od czasu rozkładu temperatury, a następnie wyznaczenie deformacji na podstawie odkształcenia termicznego i analizy sił wewnętrznych.



Rys 90. Podział konstrukcji na segmenty funkcjonalne.

Wykorzystując uproszczone podejście metody wytrzymałości materiałów rozważana konstrukcja aktuatora dwumostkowego jest traktowana jako miniaturowa konstrukcja ramowa składająca się z czterech segmentów (rys. 90):

- 1 i 2 - belki ulegające deformacji wzdluznej i gietnej; segment 1 jest ogrzewany w części środkowej wiązką laserową,
- 3 i 4 – tarcze, to jest elementy dużo bardziej sztywne przy deformacji w swojej płaszczyźnie niż belki 1 i 2, i dlatego traktowane jako bryły sztywne.

Dalsze założenia przyjęte w analizie teoretycznej są podane przy omawianiu zagadnień szczegółowych.

6.3 Pole temperatury

Podczas oddziaływania wiązki laserowej na ciało stałe zachodzi przekazywanie energii fotonów cząsteczkom ciała, przewodzenie zaabsorbowanej energii wewnątrz ciała i dyssypacja energii do otoczenia na styku z podporami oraz drogą konwekcji i promieniowania. W rozpatrywanym zagadnieniu lokalnego ogrzewania wiązką laserową aktuatora dwumostkowego wykonanego ze stopu metali największy wpływ na kształtowanie się pola temperatury ma zjawisko przewodzenia ciepła. Oszacowanie uzasadniające to stwierdzenie jest zamieszczone w dalszej części pracy. Wyprowadzenie oszacowania jest poprzedzone skrótowym omówieniem podstawowych zależności opisujących wymianę ciepła w analizowanym zagadnieniu.

6.3.1 Równanie różniczkowe przewodzenia ciepła

Przewodzenie ciepła przez ciała stałe polega na przekazywaniu energii wewnętrznej pomiędzy bezpośrednio stykającymi się cząstkami ciała. Przewodzenie ciepła występuje przy niejednorodnym rozkładzie temperatury ciała. W przypadku metali ciepło przekazywane jest głównie przez elektrony swobodne (elektronowe przewodzenie ciepła) oraz w mniejszym stopniu w postaci energii kinetycznej drgań sieci krystalicznej (fononowe przewodzenie ciepła).

W fenomenologicznym opisie zagadnień przekazywania energii w postaci ciepła stosuje się pojęcie gęstości q [W/(m²)] strumienia ciepła jako ilości ciepła przepływającego przez jednostkowe pole powierzchni izotermicznej w jednostkowym czasie. Fizyczne znaczenie strumienia energii jako pochodnej energii po czasie, można formalnie w symbolu sygnalizować poprzez górną kropkę (strumień ciepła \dot{Q} , gęstość strumienia ciepła \dot{q}), jednak w niniejszym opisie na ogół będzie ona dla uproszczenia pomijana. Wektor \mathbf{q} gęstości strumienia ciepła przewodzonego przez ciało w ogromnej większości przypadków ciał izotropowych dobrze spełnia prawo sformułowane przez Biota (1804, 1816) [Grigull, Sandner 1984] oraz Fouriera (1822)

$$\mathbf{q} = -\lambda \text{grad} T \quad (16)$$

gdzie: λ [W/(m K)] - współczynnik przewodzenia ciepła (przewodność cieplna); T [K] - temperatura ciała. Przy opisie w kartezjańskim układzie odniesienia gradient temperatury ma postać $\text{grad} T = \nabla T = \frac{\partial T}{\partial x} \mathbf{i} + \frac{\partial T}{\partial y} \mathbf{j} + \frac{\partial T}{\partial z} \mathbf{k}$, gdzie: ∇ - operator wektorowy Hamiltona (nabla);

$\mathbf{i}, \mathbf{j}, \mathbf{k}$ - wersory osi układu współrzędnych $Oxyz$.

W nielicznych przypadkach ciał stałych, jak na przykład kryształów dielektrycznych w bardzo niskich temperaturach, konieczne jest uwzględnienie skończonej prędkości rozchodzenia się ciepła

$$\mathbf{q} + \tau_r \frac{\partial \mathbf{q}}{\partial t} = -\lambda \text{grad} T \quad (17)$$

gdzie τ_r - czas relaksacji.

Rozpatrując bilans energii doprowadzanej, wytwarzanej, przewodzonej zgodnie z prawem Fouriera i odprowadzanej z elementarnej objętości ciała izotropowego w warunkach stałego ciśnienia (bilans entalpii) otrzymuje się równanie przewodzenia ciepła Fouriera-Kirchhoffa

$$\frac{\partial T}{\partial t} = \frac{1}{\rho c_p} \left[\frac{\partial}{\partial x} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial z} \right) \right] + \frac{q_v}{\rho c_p} \quad (18)$$

gdzie: ρ [kg/m³] - gęstość; c_p [J/(kg K)] - ciepło właściwe przy stałym ciśnieniu; q_v [W/(m³)] - wydajność objętościowego wewnętrznego źródła ciepła.

Przy pominięciu zależności właściwości ciała, wewnętrznych źródeł ciepła i warunków brzegowych od temperatury zagadnienie przewodzenia ciepła ulega uproszczeniu do problemu liniowego, który można podzielić na zagadnienia prostsze. Wykorzystując zasadę superpozycji rozwiązanie złożonego zagadnienia można uzyskać poprzez algebraiczne sumowanie pól temperatury wyznaczonych dla zagadnień prostszych. Linearyzacja zagadnienia może być przeprowadzona poprzez przyjęcie stałych wartości parametrów będących źródłem nieliniowości. Potrzebne do obliczeń stałe wartości parametrów termofizycznych mogą być przyjmowane najprościej jako wartości wzięte dla szacowanej średniej temperatury w interesującym przedziale czasowym i obszarze materiału.

Gdy nie występują wewnętrzne źródła ciepła ($q_v = 0$) oraz pomija się zmienność współczynnika przewodzenia ($\lambda = const$), równanie (18) przyjmuje postać równania Fouriera

$$\frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\lambda}{\rho c_p} \nabla^2 T \quad (19)$$

gdzie $\nabla^2 T$ - laplasjan temperatury, który w kartezjańskim układzie odniesienia ma postać

$$\nabla^2 T = \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2}.$$

Równanie przewodzenia ciepła oparte na prawie Fouriera jest jednorodnym cząstkowym równaniem różniczkowym drugiego rzędu, typu parabolicznego. Konsekwencją przyjęcia założenia o nieskończonej dużej szybkości przepływu się ciepła jest uzyskiwanie rozwiązań, w których zmiana temperatury na brzegu ciała natychmiast wywołuje jej zmiany w całej objętości ciała.

W formie analitycznej rozwiązania równania przewodzenia ciepła są znane tylko dla zagadnień charakteryzujących się pewną symetrią warunków brzegowych. Inne zagadnienia wymagają użycia metod numerycznych. Rozwiązania analityczne, chociaż często oparte na znacznych założeniach upraszczających, dają cenny wgląd w fizyczną istotę zjawisk związanych z wymianą ciepła, a także służą do weryfikacji algorytmów numerycznych.

6.3.2 Przekazywanie ciepła drogą konwekcji

Przekazywanie ciepła pomiędzy ciałem stałym a płynem (gazem lub cieczą) opisuje prawo Newtona

$$q_k = -\alpha_k (T - T_0) \quad (20)$$

gdzie: q_k [W/(m²)] jest gęstością strumienia ciepła przekazywanego drogą konwekcji; α_k [W/(m²K)] jest współczynnikiem przejmowania (konwekcji) ciepła; T [K] jest temperaturą powierzchni ciała stałego; T_0 [K] jest temperaturą płynu.

6.3.3 Przekazywanie ciepła drogą promieniowania

Gęstość strumienia ciepła przekazywanego drogą promieniowania q_r [W/(m²)] może być przy wykorzystaniu prawa Stefana-Boltzmana wyznaczana z zależności

$$q_r = \varepsilon C_0 (T^4 - T_0^4) \quad (21)$$

gdzie: ε [-] jest współczynnikiem emisyjności powierzchni ciała stałego; $C_0 = 5.67 \times 10^{-8}$ [W/(m²K⁴)] jest stałą Stefana-Boltzmana; T [K] jest temperaturą powierzchni ciała; T_0 [K] jest temperaturą otoczenia ciała. Powyższa zależność obowiązuje, gdy pole powierzchni ciała jest znacznie mniejsze od pola powierzchni otoczenia, z którym wymienia ciepło drogą promieniowania.

6.3.4 Oszacowanie strumieni ciepłych

Dla wybrania odpowiedniego modelu przepływu ciepła rozpatrywanego zagadnienia przydatne jest zgrubne oszacowanie ciepła przekazywanego drogą przewodnictwa oraz dyssypowanego drogą konwekcji i promieniowania. Ogrzewanie stali powyżej temperatury ok. 220 °C powoduje występowanie tak zwanych barw nalotowych, które wynikają z interferencji światła w warstwie tlenków o grubości zależnej od temperatury materiału. Barwy te są charakterystyczne dla temperatur w zakresie 220-350 °C.



Rys. 91: Barwy nalotowe na segmencie 1 aktuatora wykonanego ze stali niskowęglowej.

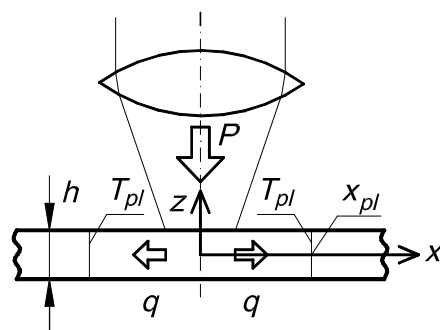
Rys. 91 przedstawia przykład fotografii barw nalotowych na segmencie 1 po ogrzewaniu wiązką z mocą $P = 45$ [W]. Jak wskazują ślady na powierzchni próbki, maksymalna temperatura w plamce laserowej była w tym przypadku bliska temperaturze topnienia materiału. Próbkę o wymiarach 80x10x0.815 [mm] z otworem 6x6 [mm], wykonaną ze stali niskowęglowej, miała parametry geometryczne $L = 6$ [mm], $b = 8$ [mm], $w = 2$ [mm], $h = 0.815$ [mm]. Efekt wywołania deformacji plastycznej został w rozpatrywanym przypadku uzyskany.

Jak pokazuje rys. 91 zasięg barw nalotowych, a w tym także izoterma 220 °C, praktycznie nie wykracza poza końce segmentu 1. Z tego względu można przyjąć, że różnica temperatury ΔT pomiędzy końcem i środkiem segmentu osiągnęła wartość co najwyżej

około 1300 °C. Średni gradient temperatury na długości $\Delta x = 3$ [mm] pomiędzy środkiem i końcem segmentu 1 może więc być oszacowany jako $\frac{\partial T}{\partial x} \approx \frac{\Delta T}{\Delta x} = 433$ [°C/mm].

Moc ciepła \dot{Q} [W] doprowadzanego do materiału przy współczynniku absorpcji $A = 0.88$ (promieniowanie lasera Nd:YAG o długości fali $\lambda = 1.06$ [μm] i utleniona powierzchnia stali niskowęglowej) wynosi $\dot{Q} = AP = 42.2$ [W]. Moc ciepła przekazywanego drogą przewodnictwa \dot{Q}_c [W] do jednej połówki segmentu może być oszacowana jako $\dot{Q}_c = \lambda \frac{\partial T}{\partial x} S \approx \lambda \frac{\Delta T}{\Delta x} S$, gdzie: λ jest współczynnikiem przewodzenia ciepła, S jest polem powierzchni przekroju poprzecznego segmentu; $S = wh$; $w = 2$ [mm] jest szerokością segmentu 1; $h = 0.815$ [mm] jest grubością materiału (rys. 92). Przyjmując $\lambda = 28$ [W/(m K)] dla stali niskowęglowej i średniej temperatury cyklu termicznego 740 [°C], otrzymujemy $\dot{Q}_c \approx 19.8$ [W]. Biorąc pod uwagę, że moc ciepła \dot{Q} doprowadzana do segmentu jest przekazywana drogą przewodnictwa do lewej i prawej połówki segmentu, otrzymujemy oszacowanie całkowitej mocy ciepła przekazywanego drogą przewodnictwa jako $2\dot{Q}_c \approx 39.6$ [W]. Wynik ten porównany z mocą 42.2 [W] ciepła zaabsorbowanego przez materiał wskazuje, że dyssypacja ciepła poprzez konwekcję i promieniowanie odgrywa drugorzędą rolę w rozważanym zagadnieniu. Stąd, wpływ konwekcji i promieniowania na rozkład temperatury może być pominięty, przynajmniej w najprostszych modelach.

Mały udział ciepła odprowadzanego drogą konwekcji i promieniowania w całkowitej wymianie ciepła pozwala na pominięcie małych różnic temperatury materiału na jego powierzchni i w środku przekroju poprzecznego. Przyjmuje się założenie, że izotermy $T = const$ są płaskie, a zatem zgodnie z przyjętymi założeniami upraszczającymi, przepływ ciepła w ogrzewanym wiązce laserową segmentie 1 ma charakter jednowymiarowy.



Rys. 92. Przyjęty schemat przepływu ciepła w segmentie 1.

Rys. 92 ilustruje przyjęty model wymiany ciepła w segmentie 1. Zakłada się, że energia źródła ciepła jest doprowadzana do powierzchni materiału, a następnie jej zaabsorbowana część dzieli się na dwie połowy, które drogą przewodnictwa przekazywane są w kierunku obu końców segmentu 1, a potem do segmentów 3 i 4. Na rysunku 92 zaznaczono przebieg wybranej izotermy T_{pl} .

W bezpośredniej okolicy obszaru doprowadzania ciepła (to jest plamki laserowej) założenie o powierzchniach $T = const$ płaskich i prostopadłych do osi x nie jest uzasadnione, niemniej jednak, w dalszej odległości od przekroju środkowego izotermy przyjmują postać bliską założonej, co jest potwierdzone przez barwy nalotowe na bocznych powierzchniach segmentu. Obserwacje te, a także prezentowane w dalszej części pracy wyniki symulacji metodą elementów skończonych, potwierdzają zasadność wykorzystania zasady Saint-Venanta w zagadnieniach wymiany ciepła drogą przewodnictwa [Boley, Weiner 1960, str. 183]. Zgodnie z tą zasadą, istotny wpływ rozkładu przestrzennego gęstości strumienia ciepła źródła na rozkład temperatury w ciele występuje tylko do odległości w przybliżeniu równej charakterystycznemu rozmiarowi źródła. W wielu przypadkach silne uwarunkowanie pola temperatury rozkładem gęstości ciepła źródła występuje tylko w bezpośrednim sąsiedztwie źródła, podczas, gdy w dalszej odległości decydują warunki geometryczne ciała [Radaj 1992, str. 32].

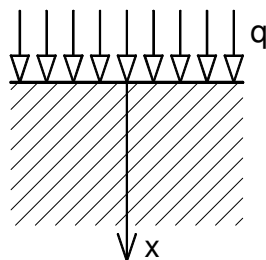
Kolejny rozdział jest poświęcony wyznaczeniu rozkładu temperatury w każdej z symetrycznych połówek segmentu 1, przy założeniu, że można do nich zastosować jednowymiarowy model przewodzenia ciepła, ze źródłem ciepła w postaci jednorodnego strumienia o gęstości q [W/m²] rozłożonego na powierzchni przekroju $x = 0$.

6.3.5 Zagadnienie ciała półnieskończonego ogrzewanego strumieniem ciepła

W przypadku zagadnienia jednowymiarowego przepływu ciepła drogą przewodnictwa równanie Fouriera (19) upraszcza się do postaci

$$\frac{\partial T}{\partial t} = \kappa \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} \quad (22)$$

gdzie $\kappa = \frac{\lambda}{\rho c_p}$ [m²/s] - współczynnik wyrównywania temperatury (dyfuzyjność termiczna).



Rys. 93. Schemat jednowymiarowego zagadnienia przepływu ciepła w ciele półnieskończonym ogrzewanym przez źródło powierzchniowe.

W przypadku ciała półnieskończonego ogrzewanego powierzchniowym źródłem ciepła o gęstości strumienia q (rys. 93) warunki graniczne są określone przez

- 1) warunek początkowy

$$T|_{t=0} = T_0 \quad (23)$$

gdzie T_0 - temperatura początkowa ciała,

2) warunek brzegowy pierwszego rodzaju (warunek Dirichleta)

$$T|_{x=\infty} = T_0 \quad (24)$$

3) warunki brzegowe drugiego rodzaju (warunki Neumanna)

$$\frac{\partial T}{\partial x}\bigg|_{x=0} = -\frac{q}{\lambda} \quad (25)$$

$$\frac{\partial T}{\partial x}\bigg|_{x=\infty} = 0 \quad (26)$$

Rozwiązanie tak sformułowanego problemu brzegowo-początkowego można uzyskać przez podstawienie nowej zmiennej $\zeta = \frac{x}{2\sqrt{\kappa t}}$ [Grigull, Sandner 1984, str. 78], stosując przekształcenie Laplace'a lub innymi metodami [Carslaw, Jaeger 1989, str. 75]. Rozwiązanie to ma postać

$$T(x,t) = \frac{2q}{\lambda} \sqrt{\kappa t} \operatorname{ierfc}\left(\frac{x}{2\sqrt{\kappa t}}\right) + T_0 \quad (27)$$

gdzie występuje całka uzupełniającej funkcji błędów Gaussa

$$\operatorname{ierfc}(\psi) \equiv i^1 \operatorname{erfc}(\psi) = \int_{\psi}^{\infty} \operatorname{erfc}(u) du = \frac{1}{\sqrt{\pi}} e^{-\psi^2} - \psi \operatorname{erfc}(\psi) \quad (28)$$

Uzupełniająca funkcja błędów Gaussa erfc jest opisana równościami

$$\operatorname{erfc}(\psi) = 1 - \operatorname{erf}(\psi) = \frac{2}{\sqrt{\pi}} \int_{\psi}^{\infty} e^{-u^2} du \quad (29)$$

gdzie funkcja błędów Gaussa erf jest zdefiniowana jako

$$\operatorname{erf}(\psi) = \frac{2}{\sqrt{\pi}} \int_0^{\psi} e^{-u^2} du \quad (30)$$

Największe zmiany temperatury występują na powierzchni ciała ($x=0$) i są opisane równaniem

$$T(0,t) = 2q \sqrt{\frac{t}{\pi \lambda \rho c_p}} + T_0 \quad (31)$$

gdzie wykorzystano zależność $\operatorname{ierfc}(0) = \frac{1}{\sqrt{\pi}}$.

Jeżeli w chwili $t = t_h$ strumień ciepła przestaje ogrzewać ciało ($q=0$ dla $t > t_h$), to rozwiązanie dla tej fazy procesu (stygnięcie) można uzyskać poprzez superpozycję rozwiązania (27) oraz rozwiązania analogicznego, lecz dla powierzchniowego odprowadzania ciepła strumieniem o gęstości takiej samej co do wartości bezwzględnej i

działającego w czasie $t > t_h$. W rezultacie, zmiany temperatury po ustaniu nagrzewania ciała ($t > t_h$) opisuje wzór

$$T(x,t) = \frac{2q}{\lambda} \left[\sqrt{\kappa t} \operatorname{ierfc} \left(\frac{x}{2\sqrt{\kappa t}} \right) - \sqrt{\kappa(t-t_h)} \operatorname{ierfc} \left(\frac{x}{2\sqrt{\kappa(t-t_h)}} \right) \right] + T_0 \quad (32)$$

Reasumując, przyrost temperatury $\Delta T(x,t)$ ponad wartość początkową w jednowymiarowym zagadnieniu przewodzenia ciepła przy działaniu strumienia ciepła o stałej gęstości q przez czas t_h opisują zależności [Carslaw, Jaeger 1946]:

1) podczas działania źródła ciepła ($t \leq t_h$, faza nagrzewania)

$$\Delta T(x,t) = \frac{2q}{\lambda} \sqrt{\kappa t} \operatorname{ierfc} \left(\frac{x}{2\sqrt{\kappa t}} \right) \quad (33)$$

2) po zakończeniu działania źródła ciepła ($t > t_h$, faza stygnięcia)

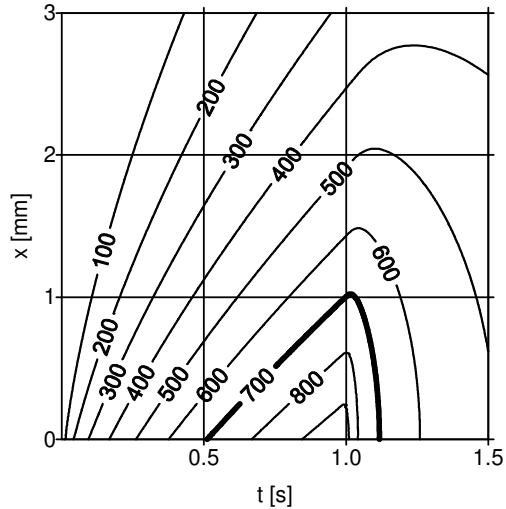
$$\Delta T(x,t) = \frac{2q}{\lambda} \left[\sqrt{\kappa t} \operatorname{ierfc} \left(\frac{x}{2\sqrt{\kappa t}} \right) - \sqrt{\kappa(t-t_h)} \operatorname{ierfc} \left(\frac{x}{2\sqrt{\kappa(t-t_h)}} \right) \right] \quad (34)$$

gdzie: q jest strumieniem ciepła obliczanym w rozważanym zagadnieniu jako

$$q = \frac{AP}{2S} \quad (35)$$

A - współczynnik absorpcji promieniowania; P - moc wiązki laserowej; $\kappa = \frac{\lambda}{\rho c}$ - współczynnik wyrównywania temperatury; λ - współczynnik przewodzenia ciepła; ρ - gęstość materiału; c - ciepło właściwe materiału; S - pole powierzchni przekroju poprzecznego segmentu ogrzewanego wiązką laserową; $S = wh$; w - szerokość segmentu; h - grubość materiału; t - czas. Czynniki 1/2 w powyższej zależności wynika z podziału energii doprowadzanej przez wiązkę laserową na dwie równe części, które są przewodzone w obu połowach segmentu 1.

Przykład zmian temperatury w czasie i wzdłuż osi x w konkretnym przypadku próbki i parametrów jej nagrzewania jest pokazany na mapie poziomicowej na rys. 94. Temperatura wzrasta podczas okresu ogrzewania, a wkrótce po przerwaniu doprowadzania ciepła następuje szybki jej spadek. Uwzględniając temperaturę początkową $T_0 = 20$ [°C], pogrubiona linia oznaczająca $\Delta T(x,t) = 700$ [°C] odnosi się do chwilowej pozycji izoterm $T = T_0 + \Delta T = 720$ [°C].



Rys. 94: Mapa poziomicowa $\Delta T(x,t)$ dla próbki ze stali niskowęglowej, o parametrach $L = 6$ mm, $b = 8$ mm, $w = 2$ mm, $h = 0.815$ mm, przy mocy wiązki laserowej $P = 43.4$ W i czasie ogrzewania $t_h = 1$ s.

6.3.6 Opis we współrzędnych bezwymiarowych

Opis pola temperatury w rozważanym zagadnieniu jednowymiarowego przewodnictwa ciepła można przeprowadzić we współrzędnych bezwymiarowych. Pozwalają one poczynić ogólne spostrzeżenia na temat rozkładu temperatury, w oderwaniu od konkretnych wartości współrzędnych przestrzennych, czasu i temperatury. Przedstawiony poniżej opis zmian temperatury we współrzędnych bezwymiarowych może być przydatny w analizie szeregu innych zagadnień, ponieważ model jednowymiarowego przewodzenia ciepła jest stosunkowo często stosowany przy modelowaniu obróbki materiałów wiązką laserową oraz z użyciem innych źródeł ciepła traktowanych jako powierzchniowe.

Stosując następujące zmienne bezwymiarowe:

$$\text{bezwymiarowa współrzędna} \quad \xi = \frac{x}{2\sqrt{\kappa t_h}} \quad (36)$$

$$\text{bezwymiarowy czas} \quad \tau = \frac{t}{t_h} \quad (37)$$

$$\text{bezwymiarowa temperatura} \quad \theta = \frac{\lambda \Delta T}{2q\sqrt{\kappa t_h}} \quad (38)$$

zależności (33) oraz (34) można przedstawić w postaci bezwymiarowej jako:

1) dla $t \leq t_h$, a więc dla $\tau \leq 1$

$$\theta = \sqrt{\tau} \operatorname{ierfc}\left(\frac{\xi}{\sqrt{\tau}}\right) \quad (39)$$

2) dla $t > t_h$, a więc dla $\tau > 1$

$$\theta = \sqrt{\tau} \operatorname{ierfc}\left(\frac{\xi}{\sqrt{\tau}}\right) - \sqrt{\tau-1} \operatorname{ierfc}\left(\frac{\xi}{\sqrt{\tau-1}}\right) \quad (40)$$

Dla wyznaczenia deformacji plastycznej indukowanej termicznie potrzebna jest znajomość wielkości obszaru odkształceń plastycznych materiału. W uproszczonym modelu zagadnienia, wykorzystującym koncepcję temperatury krytycznej, wielkość obszaru odkształceń plastycznych można oszacować na podstawie maksymalnego zasięgu temperatury krytycznej.

Zaraz po ustaniu działania źródła ciepła ($t > t_h$) poszczególne izotermy oddalają się jeszcze od źródła ciepła, zanim każda nie osiągnie swojego maksymalnego zasięgu i rozpocznie powrót w kierunku źródła ciepła (rys. 94). Tak więc, maksymalny zasięg dowolnej izotermy jest większy niż jej pozycja w chwili końca fazy grzania ($t = t_h$). Poniżej jest przedstawiona metoda wyznaczania maksymalnego zasięgu wybranej izotermy na podstawie analizy funkcji opisującej przebieg zmian temperatury.

Maksymalny bezwymiarowy zasięg $\xi_{\max} = \frac{x_{\max}}{2\sqrt{\kappa t_h}}$ (x_{\max} jest maksymalnym zasięgiem

wyrażonym w postaci wymiarowej) wybranej izotermy θ spełnia warunek ekstremum funkcji opisującej temperaturę

$$\frac{\partial \theta}{\partial \tau} = 0 \quad (41)$$

Prędkość zmiany temperatury po zakończeniu działania źródła ciepła ($t > t_h$) w postaci bezwymiarowej opisuje zależność

$$\frac{\partial \theta}{\partial \tau} = \frac{1}{2\sqrt{\pi}} \left(\frac{1}{\sqrt{\tau}} e^{-\frac{\xi^2}{\tau}} - \frac{1}{\sqrt{\tau-1}} e^{-\frac{\xi^2}{\tau-1}} \right) \quad (42)$$

W szczególności, na powierzchni, przez którą ciepło jest doprowadzane ($\xi = 0$), prędkość zmiany bezwymiarowej temperatury $\theta_s = \frac{\lambda \Delta T_s}{2q\sqrt{\kappa t_h}}$ (ΔT_s jest przyrostem temperatury powierzchni ponad wartość początkową) wyraża zależność

$$\frac{\partial \theta_s}{\partial \tau} = \frac{1}{2\sqrt{\pi}} \left(\frac{1}{\sqrt{\tau}} - \frac{1}{\sqrt{\tau-1}} \right) \quad (43)$$

która przy użyciu zmiennych wymiarowych otrzymuje postać zgodną z rozwiązaniem przedstawionym w pracy [Rykalin, Uglov i in. 1978] (str. 72, równanie 121)

$$\frac{\partial \Delta T_s}{\partial t} = \frac{q}{\sqrt{\pi} \lambda \rho c} \left(\frac{1}{\sqrt{t}} - \frac{1}{\sqrt{t-t_h}} \right) \quad (44)$$

Z równania (42), stosując warunek (41), otrzymujemy zależność bezwymiarowego zasięgu ξ_{\max} izotermy od bezwymiarowego czasu $\tau_{\max} = \frac{t_{\max}}{t_h}$ osiągnięcia tego zasięgu (t_{\max} jest czasem osiągnięcia maksymalnego zasięgu wyrażonym w postaci wymiarowej), gdzie $\tau_{\max} > 1$

$$\xi_{\max} = \sqrt{\frac{1}{2} \tau_{\max} (1 - \tau_{\max}) \ln \left(1 - \frac{1}{\tau_{\max}} \right)} \quad (45)$$

Przy użyciu zmiennych wymiarowych zależność ta przyjmuje postać

$$x_{\max} = \sqrt{2\kappa t_{\max} \frac{t_h - t_{\max}}{t_h} \ln \left(\frac{t_{\max} - t_h}{t_{\max}} \right)} \quad (46)$$

zgodną z wynikiem podanym w pracy [Veiko, Kokora i in. 1968] (str. 69, równanie 7).

W dalszej części wymienionej publikacji autorzy podali zależność wiążącą temperaturę T (przy przyjęciu temperatury początkowej T_0 równej zero) z czasem t_{\max} osiągnięcia jej maksymalnego zasięgu oraz czasem t_h nagrzewania w postaci

$$T = T_s \frac{\sqrt{\pi}}{\sqrt{t_h}} \left\{ \sqrt{t_{\max}} \operatorname{ierfc} \left[\frac{t_{\max} - t_h}{t_h} \ln \left(\frac{t_{\max}}{t_{\max} - t_h} \right)^{\frac{1}{2}} \right]^{\frac{1}{2}} - \sqrt{t_{\max} - t_h} \operatorname{ierfc} \left[\frac{t_{\max}}{t_h} \ln \left(\frac{t_{\max}}{t_{\max} - t_h} \right)^{\frac{1}{2}} \right]^{\frac{1}{2}} \right\} \quad (47)$$

gdzie T_s jest temperaturą powierzchni materiału.

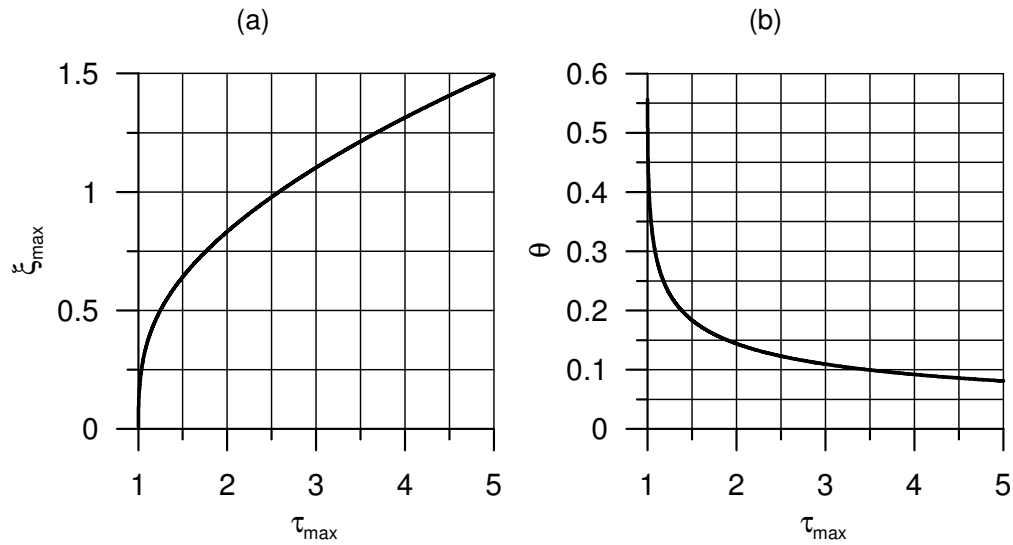
Wykorzystanie tego związku do określenia maksymalnego zasięgu wybranej izotermy jest utrudnione. Poniżej przedstawiony jest sposób na zmniejszenie tej uciążliwości.

Maksymalny bezwymiarowy zasięg ξ_{\max} wybranej izotermy spełnia równanie (40) opisujące pole temperatury w postaci bezwymiarowej

$$\theta = \sqrt{\tau_{\max}} \operatorname{ierfc} \left(\frac{\xi_{\max}}{\sqrt{\tau_{\max}}} \right) - \sqrt{\tau_{\max} - 1} \operatorname{ierfc} \left(\frac{\xi_{\max}}{\sqrt{\tau_{\max} - 1}} \right) \quad (48)$$

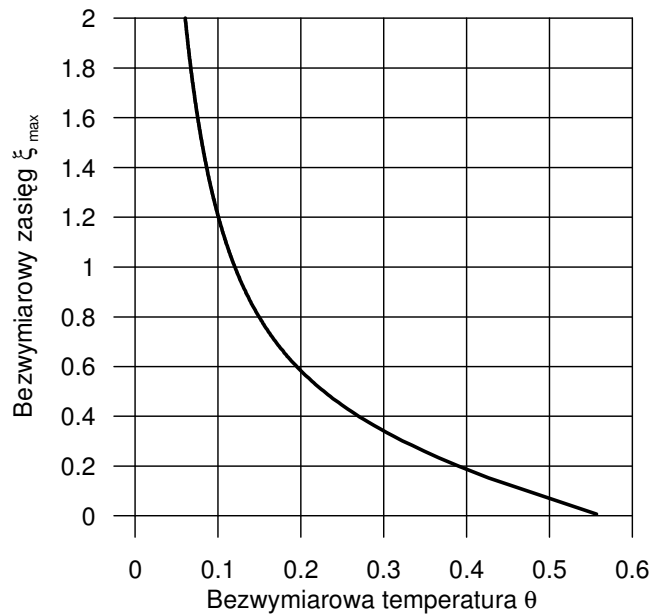
gdzie bezwymiarowy zasięg ξ_{\max} jest określony zależnością (45) również jako funkcja τ_{\max} (rys. 95a oraz 95b).

Traktując wielkość τ_{\max} jako parametr, na podstawie związków (45) oraz (48) można przedstawić związek pomiędzy bezwymiarową temperaturą, a jej maksymalnym zasięgiem w postaci bezwymiarowej przy użyciu wykresu (rys. 96). Praca [Veiko, Kokora i in. 1968] zawiera podobny wykres, jednak przy nieco innym sformułowaniu zmiennych bezwymiarowych.



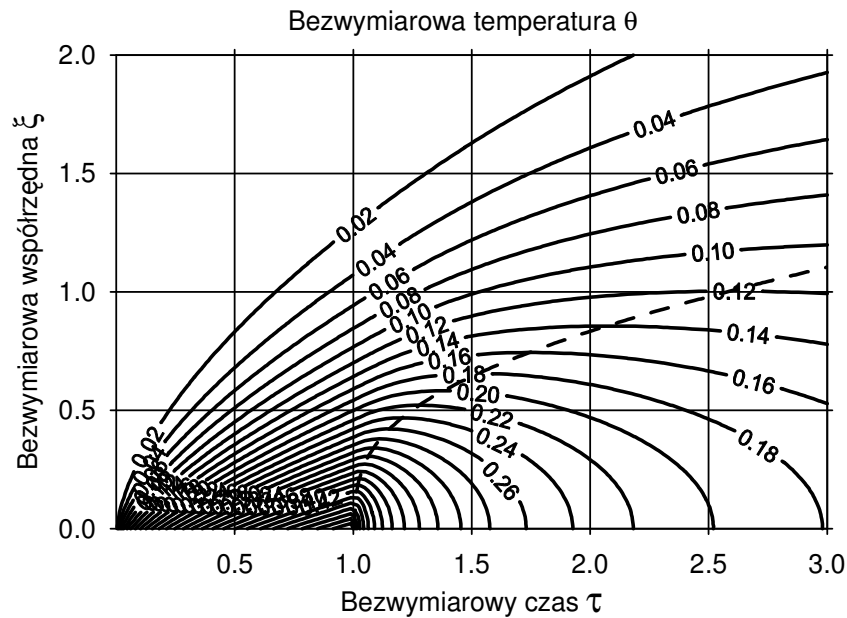
Rys. 95. Zależności parametryczne opisujące maksymalny zasięg temperatury:
 (a) związek maksymalnego zasięgu ξ_{\max} izoterm z czasem τ_{\max} jego osiągnięcia
 (b) związek temperatury θ z czasem τ_{\max} osiągnięcia jej maksymalnego zasięgu.

Zależność zilustrowana przez rys. 96 pozwala wyznaczać maksymalny zasięg interesującej izoterm. Wykres ten może ułatwiać określanie wielkości obszaru odkształceń plastycznych lub zmian strukturalnych zachodzących przy charakterystycznych temperaturach materiału.



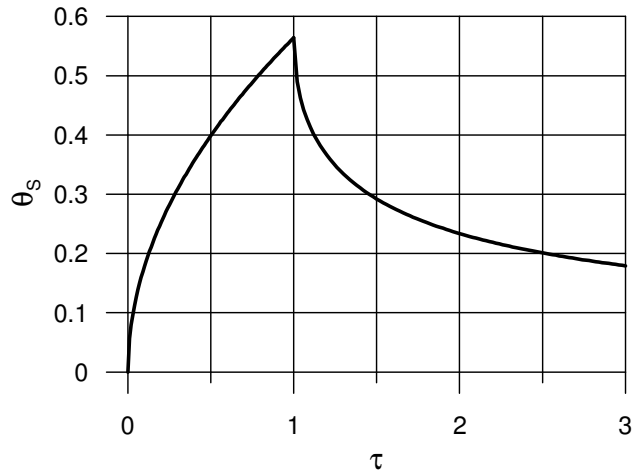
Rys. 96. Bezwymiarowa zależność maksymalnego zasięgu temperatury od jej wartości.

Zależności (39) i (40) bezwymiarowej temperatury θ od bezwymiarowego czasu τ oraz bezwymiarowej współrzędnej ξ są przedstawione na rys. 97. Na tym samym wykresie linią przerywaną pokazana jest zależność (45) maksymalnego zasięgu izoterm od czasu w postaci bezwymiarowej.



Rys. 97. Bezwymiarowa zależność temperatury od czasu i położenia.
Linia przerywana łączy punkty maksymalnego zasięgu izoterm.

Diagram rozkładu temperatury (rys. 97) dzięki zastosowaniu zmiennych bezwymiarowych ma charakter uniwersalny, niezależny od konkretnych parametrów materiałowych i parametrów obróbki. Może być przydatny do analizowania rozwoju pola temperatury zarówno podczas, jak i po ustaniu działania źródła ciepła.



Rys. 98. Przebieg zmian w czasie temperatury powierzchni w opisie bezwymiarowym.

Przebieg zmian temperatury powierzchni materiału ($\xi = 0$) jest opisany zależnościami (rys. 98):

1) podczas działania źródła ciepła ($\tau \leq 1$)

$$\theta_s = \frac{1}{\sqrt{\pi}} \sqrt{\tau} \quad (49)$$

2) po zakończeniu działania źródła ciepła ($\tau > 1$)

$$\theta_s = \frac{1}{\sqrt{\pi}} (\sqrt{\tau} - \sqrt{\tau-1}) \quad (50)$$

6.3.7 Aproksymacja zależności zasięgu temperatury od jej wartości

Model jednowymiarowego zagadnienia przewodzenia ciepła pod wpływem działania w skończonym czasie źródła o stałej intensywności promieniowania jest stosunkowo często wykorzystywany do oszacowań zasięgu oddziaływania cieplnego na materiały. Obecność całki dopełniającej funkcji błędu $ierfc(u)$ w równaniu opisującym pole temperatury (34) istotnie utrudnia operowanie tym rozwiązaniem w modelach analitycznych. Z tego powodu Gregson (1983, str. 214) oraz Steen (1991, str. 150) proponowali wyrażenie funkcji $ierfc(u)$ poprzez funkcję błędu $erf(u)$

$$ierfc(u) = \frac{1}{\sqrt{\pi}} e^{-u^2} - u [1 - erf(u)] \quad (51)$$

oraz stosowanie następującego przybliżenia funkcji błędu $erf(u)$ [Abramowitz, Stegun 1964]

$$erf(u) = 1 - (A_1 B + A_2 B^2 + A_3 B^3) e^{-u^2} \quad (52)$$

gdzie

$$B = (1 + Pu)^{-1}; \quad A_1 = 0.3480242; \quad A_2 = -0.0958798; \quad A_3 = 0.7478556; \quad P = 0.47047$$

Analogicznie, w niniejszej pracy proponowany jest sposób aproksymacji bezpośrednio zależności zasięgu temperatury od jej wartości, jako wielkości istotnych w analizie deformacji termicznych.

Wyprowadzona w sposób ścisły zależność zasięgu ξ_{\max} temperatury od jej wartości θ w jednowymiarowym zagadnieniu przewodnictwa ciepła jest określona w postaci parametrycznej $\xi_{\max} = \xi_{\max}(\tau_{\max})$, $\theta = \theta(\tau_{\max})$ o parametrze τ_{\max} (równania 45 oraz 48). Dla zastosowań praktycznych postać ta jest mało dogodna. Z tego względu celowe jest podanie zależności funkcyjnej $\xi_{\max} = f(\theta)$, która pozwalałaby na obliczanie wprost maksymalnego zasięgu interesującej temperatury w sposób przybliżony.

Dla wartości bezwymiarowej temperatury $\theta \leq 0.3/\sqrt{\pi} \approx 0.169$ ($\tau_{\max} \geq 1.639$) można wykorzystywać przybliżenie zaproponowane w pracy [Veiko, Kokora i in. 1968], które w stosowanych tu zmiennych bezwymiarowych ma postać

$$\xi_{\max} = \frac{1}{2\sqrt{2e\pi}} \frac{1}{\theta} \quad (53)$$

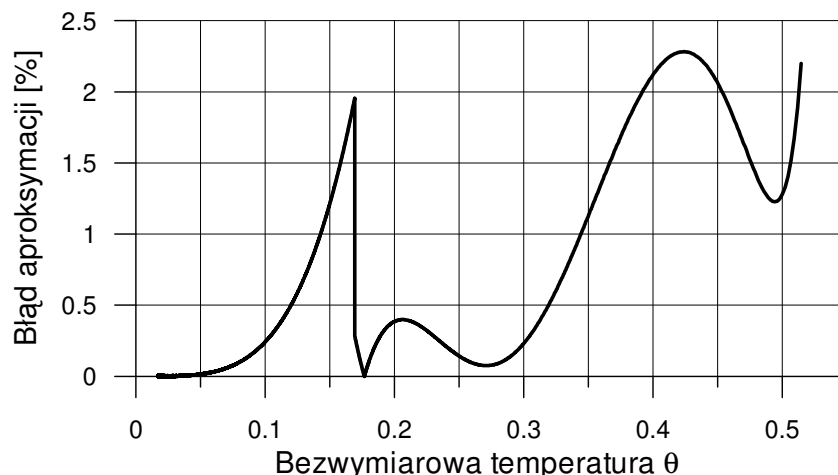
natomiast dla $\theta > 0.3/\sqrt{\pi}$ ($\tau_{\max} < 1.639$) zależność parametryczna może być aproksymowana wielomianem 4 rzędu

$$\xi_{\max} = a_0 + a_1\theta + a_2\theta^2 + a_3\theta^3 + a_4\theta^4 \quad (54)$$

o współczynnikach

$$a_0 = 2.021, \quad a_1 = -12.86, \quad a_2 = 38.88, \quad a_3 = -59.32, \quad a_4 = 34.75$$

Maksymalna wartość bezwymiarowej temperatury θ , odpowiadająca maksymalnej temperaturze powierzchni materiału, na podstawie (49) wynosi $\theta_s = 1/\sqrt{\pi} \approx 0.564$. Przy $\theta \leq 0.507$ ($\tau_{\max} \geq 1.001$) zaproponowane funkcje przybliżają zależność ścisłą z błędem nie przekraczającym 2.3%. Na rys. 99 przedstawiony jest błąd względny aproksymacji jako funkcja bezwymiarowej temperatury θ . Błąd względny został obliczony jako moduł różnicy wartości ścisłej i przybliżonej, odniesiony do wartości ścisłej. Zamieszczony wykres pozwala zorientować się w dokładności przybliżenia w interesującym zakresie temperatury.



Rys. 99. Błąd przybliżenia ścisłej zależności parametrycznej na zasięg temperatury przez zaproponowane funkcje.

6.3.8 Numeryczne wyznaczanie położenia wybranej izotermy

Zasięg dowolnej izotermy jest nieco większy niż jej pozycja w chwili końca fazy grzania ($t = t_h$). W przypadku wysokich temperatur to przesunięcie jest niewielkie, co ilustruje na przykład przebieg linii $\Delta T(x,t) = 700$ [°C] na rys. 94. Z tego względu przy wyznaczaniu wielkości obszaru odkształceń plastycznych w oparciu o koncepcję temperatury krytycznej jej zasięg był przyjmowany jako pozycja w chwili końcowej fazy nagrzewania. Zasadność stosowania takiego założenia upraszczającego potwierdziły prezentowane dalej wyniki obliczeń termicznie wywoływanej deformacji plastycznej.

Do wyznaczenia współrzędnej x , jaką w danej chwili czasowej t ma izoterma $T(x,t)$ w fazie nagrzewania, w niniejszej pracy zastosowano numeryczny algorytm bisekcji. Wartość x jest poszukiwana jako wartość spełniająca zależność wynikającą z równania (27)

$$f(x) = T - T_0 - \frac{2q}{\lambda} \sqrt{\kappa t} \operatorname{ierfc} \left(\frac{x}{2\sqrt{\kappa t}} \right) = 0 \quad (55)$$

Zastosowany algorytm numeryczny przewiduje możliwość występowania wielu miejsc zerowych w ogólnym przypadku funkcji, które mogą być nim analizowane. Z tego powodu w

badanym zakresie wartości x są formalnie najpierw poszukiwane granice przedziałów, w których występuje zmiana znaku funkcji $f(x)$. Ze względu na monotoniczność funkcji (55), w jej przypadku może istnieć co najwyżej jedno miejsce zerowe.

Przedział zawierający miejsce zerowe jest następnie dzielony na pół i do dalszych poszukiwań wybierany jest przedział, w którym występuje zmiana znaku funkcji. Proces ulega zakończeniu gdy różnica pomiędzy wartościami granicznymi kolejnego przedziału zawierającego miejsce zerowe jest mniejsza od zadanej wartości. Wartości ta określa dokładność poszukiwanego rozwiązania. W wykonanych obliczeniach jako wymaganą dokładność przyjmowano wartość 10^{-5} , a więc o około rząd większą od dokładności reprezentacji liczby zmiennoprzecinkowej w tak zwanej pojedynczej precyzji (32 bity).

W umieszczonym na końcu pracy Dodatku znajduje się tablica wartości funkcji $x = ierfc^{-1}(y)$ odwrotnej względem funkcji $y = ierfc(x)$, która może być przydatna do szybkiego wykonywania oszacowań przy wykorzystaniu jednowymiarowego modelu przewodzenia ciepła, a także do innych obliczeń gdzie występuje całka uzupełniającej funkcji błędów Gaussa $ierfc(x)$ lub funkcja do niej odwrotna. Tablica ta została przygotowana metodą bisekcji, z użyciem przedstawionego algorytmu numerycznego.

6.4 Wydłużenie termiczne

Po określeniu pola temperatury w rozważanym zagadnieniu można przystąpić do opisu deformacji wynikającej ze zjawiska rozszerzalności termicznej. Elementarny odcinek dx swobodnego pręta doznaje pod wpływem zmiany temperatury od wartości początkowej T_0 do wartości T wydłużenia termicznego o wartość Δdx , którą na podstawie równania definiującego współczynnik liniowej rozszerzalności termicznej (2) można wyznaczyć jako

$$\Delta dx = dx \alpha_T (T - T_0) \quad (56)$$

gdzie $T = T(x)$ jest średnią temperaturą odcinka elementarnego dx , zależną od współrzędnej x położenia rozpatrywanego odcinka.

Swobodne wydłużenie termiczne ΔL^T pręta, który w temperaturze początkowej T_0 ma długość początkową L_0 , otrzymamy sumując wydłużenia Δdx odcinków elementarnych na całej długości pręta. W przejściu granicznym suma zamienia się w całkę i na swobodne wydłużenie termiczne ΔL^T pręta o temperaturze $T(x)$, zmiennej na jego długości w przypadku ogólnym, otrzymujemy związek

$$\Delta L^T = \int_0^{L_0} \alpha_T (T - T_0) dx \quad (57)$$

gdzie współczynnik liniowej rozszerzalności termicznej α_T , podobnie jak temperatura, może zależeć od współrzędnej x .

Korzystając z równania (57) można obliczyć przyrost termiczny ΔL_1^T długości segmentu 1 rozpatrywanej konstrukcji aktuatora dwumostkowego pod wpływem zmiany temperatury $\Delta T(x,t) = T(x,t) - T_0$. Korzystając z symetrii rozkładu temperatury względem przekroju środkowego $x = 0$, swobodne wydłużenie termiczne jest opisane następującą zależnością

$$\Delta L_1^T = 2 \int_0^{L/2} \alpha_T \Delta T(x,t) dx \quad (58)$$

gdzie: L jest początkową długością segmentu 1.

Przyjmując stałą wartość współczynnika rozszerzalności termicznej α_T , niezależną od temperatury, oraz wykorzystując wzór (34) na rozkład temperatury, przyrost ΔL_1^T długości segmentu 1 w fazie nagrzewania ($t \leq t_h$) wyraża równanie

$$\Delta L_1^T = \frac{4\alpha_T q \sqrt{\kappa t}}{\lambda} \int_0^{L/2} \text{ierfc} \left(\frac{x}{2\sqrt{\kappa t}} \right) dx \quad (59)$$

Powyższe wyrażenie zawiera całkę uzupełniającej funkcji błędów Gaussa ierfc . Ponieważ sama uzupełniająca funkcja błędów Gaussa ierfc jest zdefiniowana równaniem (28) też jako całka, to jej całka jest nazywana powtórzoną całką uzupełniającej funkcji błędów Gaussa

$i^2 \operatorname{erfc}$. Wzór na nią można wyprowadzić drogą całkowania przez części (Carslaw, Jaeger 1989, str. 483). Ma on postać

$$i^2 \operatorname{erfc}(x) \equiv \int_x^{\infty} i \operatorname{erfc}(u) du = \frac{1}{4} [\operatorname{erfc}(x) - 2x i \operatorname{erfc}(x)] \quad (60)$$

Z zależności

$$\int_0^{\infty} i \operatorname{erfc}(u) du = \int_0^m i \operatorname{erfc}(u) du + \int_m^{\infty} i \operatorname{erfc}(u) du \quad (61)$$

wynika

$$\int_0^m i \operatorname{erfc}(u) du = \int_0^{\infty} i \operatorname{erfc}(u) du - \int_m^{\infty} i \operatorname{erfc}(u) du \quad (62)$$

Po wykorzystaniu równania (60) oraz zależności

$$\int_0^{\infty} i \operatorname{erfc}(u) du \equiv i^2 \operatorname{erfc}(0) = \frac{1}{4} \quad (63)$$

równanie (62) przyjmuje postać

$$\int_0^m i \operatorname{erfc}(u) du = \frac{1}{4} [1 - \operatorname{erfc}(m) + 2m i \operatorname{erfc}(m)] \quad (64)$$

a po wykorzystaniu zależności wynikającej z równania (29)

$$1 - \operatorname{erfc}(x) = \operatorname{erf}(x) \quad (65)$$

otrzymujemy wzór

$$\int_0^m i \operatorname{erfc}(u) du = \frac{1}{4} [\operatorname{erf}(m) + 2m i \operatorname{erfc}(m)] \quad (66)$$

Dokonując odpowiedniego podstawienia zmiennych i zamiany górnej granicy całkowania, zależność (59), przy wykorzystaniu (66) oraz (35) przyjmuje postać

$$\Delta L_1^T = \frac{AP\alpha_T t}{\rho c S} \left[\operatorname{erf}\left(\frac{L}{4\sqrt{\kappa t}}\right) + \frac{L}{2\sqrt{\kappa t}} i \operatorname{erfc}\left(\frac{L}{4\sqrt{\kappa t}}\right) \right] \quad (67)$$

Powyższy wzór dotyczy wydłużenia termicznego w fazie nagrzewania ($t \leq t_h$). W analogiczny sposób można wyprowadzić zależność na swobodne wydłużenie termiczne segmentu 1 w fazie stygnięcia ($t > t_h$) stosując rozkład temperatury określony równaniem (34).

Przyrost długości segmentu 1 z powodu lokalnej zmiany temperatury jest przyczyną występowania naprężeń termicznych w rozpatrywanej konstrukcji. Z tego względu kolejny rozdział poświęcony jest określeniu sił wewnętrznych jako funkcji znalezionej wydłużenia termicznego.

6.5 Naprężenie termiczne

6.5.1 Równania Duhamela-Neumanna

Do opisywania stanu naprężenia i sprężystych deformacji materiałów pod wpływem zmian temperatury wykorzystywane są pojęcia i równania teorii termosprężystości, nad którą prace zapoczątkował Duhamel¹⁴ w 1835 roku, wkrótce po tym, jak zostały sformułowane podstawy teorii sprężystości [Boley, Weiner 1960, str. v]. Niżej wymienione założenia teorii termosprężystości narzucają silne ograniczenia na zakres stosowalności i dokładność uzyskiwanych rozwiązań, jednak analiza na gruncie tej teorii często jest niezbędnym pierwszym krokiem i podstawą dla obliczeń złożonych zagadnień termo-sprężysto-plastycznych [Manson 1966].

Teoria termosprężystości jest oparta na następujących założeniach:

1. Dla ciała o dostatecznie dużych rozmiarach można abstrahować od jego budowy cząsteczkowej i traktować je jako continuum materialne.
2. Ciało jest jednorodne.
3. Ciało jest izotropowe.
4. Ciało znajduje się w stanie liniowej zależności odkształceń od naprężeń.
5. Odkształcenia ciała są małe.
6. Naprężenia i przemieszczenia mogą być opisane funkcjami różniczkowalnymi do dowolnego rzędu.

Ponadto zakłada się, że w rozpatrywanym zakresie zmian temperatury parametry materiałowe ciała, takie jak moduł sprężystości podłużnej E , współczynnik Poissona ν oraz współczynnik rozszerzalności termicznej α_T mają wartości niezienne. Przy takich założeniach wydłużenie względne materiału można obliczyć jako sumę wydłużenia względnego wynikającego z działania sił oraz odkształcenia termicznego. W stanie sprężystym związki składowych odkształcenia ε_x^E , ε_y^E i ε_z^E ze składowymi naprężeniami σ_x , σ_y i σ_z określa prawo Hooke'a

$$\varepsilon_x^E = \frac{1}{E} [\sigma_x - \nu(\sigma_y + \sigma_z)] \quad (68)$$

$$\varepsilon_y^E = \frac{1}{E} [\sigma_y - \nu(\sigma_z + \sigma_x)] \quad (69)$$

$$\varepsilon_z^E = \frac{1}{E} [\sigma_z - \nu(\sigma_x + \sigma_y)] \quad (70)$$

¹⁴ Duhamel J. M. C., Mémoire sur le calcul des actions moléculaires développées par les changements de températures dans les corps solides. Mem. Acad. Sci. Savants Etrangers, 5 (1838) 440-498.

Składowe sprężyste odkształcenia ε_x^E , ε_y^E i ε_z^E znikają w stanie beznaprężeniowym ($\sigma_x = 0$, $\sigma_y = 0$, $\sigma_z = 0$).

Wydłużenie względne ε^T wynikające ze swobodnej termicznej rozszerzalności materiału jest równe

$$\varepsilon^T = \alpha_T (T - T_0) \quad (71)$$

gdzie T_0 jest początkową temperaturą materiału, a T jest temperaturą aktualną.

Zależności na składowe ε_x^{ET} , ε_y^{ET} i ε_z^{ET} stanu odkształcenia z uwzględnieniem rozszerzalności termicznej otrzymujemy dokonując sumowania składników odkształcenia pochodzących od działania sił i odkształcenia termicznego

$$\varepsilon_x^{ET} = \varepsilon_x^E + \varepsilon^T, \quad \varepsilon_y^{ET} = \varepsilon_y^E + \varepsilon^T, \quad \varepsilon_z^{ET} = \varepsilon_z^E + \varepsilon^T \quad (72)$$

skąd wynikają równania *Duhamela-Neumanna*

$$\varepsilon_x^{ET} = \frac{1}{E} [\sigma_x - \nu(\sigma_y + \sigma_z)] + \alpha_T (T - T_0) \quad (73)$$

$$\varepsilon_y^{ET} = \frac{1}{E} [\sigma_y - \nu(\sigma_z + \sigma_x)] + \alpha_T (T - T_0) \quad (74)$$

$$\varepsilon_z^{ET} = \frac{1}{E} [\sigma_z - \nu(\sigma_x + \sigma_y)] + \alpha_T (T - T_0) \quad (75)$$

Efekt rozszerzalności termicznej nie wpływa na odkształcenie postaciowe materiału, którego składowe zgodnie z prawem Hooke'a opisują równania

$$\gamma_{xy} = \frac{1}{G} \tau_{xy}, \quad \gamma_{yz} = \frac{1}{G} \tau_{yz}, \quad \gamma_{zx} = \frac{1}{G} \tau_{zx} \quad (76)$$

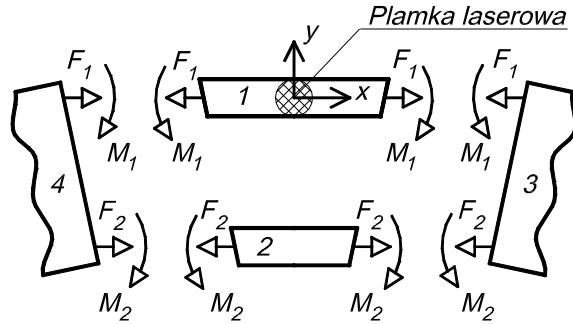
gdzie $G = \frac{E}{2(1+\nu)}$ jest modułem sprężystości poprzecznej materiału.

Teorię opisującą zagadnienia liniowosprężyste z małymi odkształceniami i brakiem wpływu pola naprężenia na pole temperatury nazywa się niesprężoną liniową teorią termosprężystości.

6.5.2 Analiza sił wewnętrznych

W ramach przyjętego podejścia metod wytrzymałości materiałów zastosowano założenie Bernoulliego-Eulera mówiące, że przekroje belki, które przed obciążeniem były płaskie i prostopadłe do jej osi, pozostają takimi po obciążeniu, a także, iż wpływ odkształcenia poprzecznego belki może być pominięty.

Przyjęty schemat sił i momentów sił działających na poszczególne segmenty konstrukcji jest przedstawiony na rys. 100.



Rys 100. Przyjęty układ sił wewnętrznych.

Z warunków równowagi otrzymujemy następujące związki

$$F_2 = -F_1 \quad (77)$$

$$M_2 = F_2 b - M_1 \quad (78)$$

gdzie $b = a - w$ jest odległością pomiędzy wzdłużnymi osiami segmentów 1 i 2 (rys. 90).

Zmiany długości segmentów 1 i 2 z powodu działania sił wzdłużnych wynoszą odpowiednio

$$\Delta L_1^F = \frac{F_1 L}{k_F} \quad ; \quad \Delta L_2^F = \frac{F_2 L}{k_F} \quad (79)$$

gdzie: $k_F = ES$ jest sztywnością wzdłużną segmentów 1 i 2; E jest modułem Younga.

Zakładając, że temperatura segmentu 2 nie ulega znaczącej zmianie podczas ogrzewania segmentu 1, chwilowe długości L_1 i L_2 segmentów odpowiednio 1 i 2, określają wyrażenia wynikające z równań Duhamela-Neumanna

$$L_1 = L + \Delta L_1^T + \Delta L_1^F \quad ; \quad L_2 = L + \Delta L_2^F \quad (80)$$

Korzystając z teorii czystego zginania otrzymujemy zależności na kąt deformacji α segmentów 1 i 2

$$\alpha = -\frac{M_1 L}{k_M} = -\frac{M_2 L}{k_M} \quad (81)$$

gdzie: $k_M = EJ_z$ jest sztywnością giętą segmentów 1 i 2; $J_z = \frac{hw^3}{12}$ jest momentem bezwładności prostokątnych przekrojów poprzecznych segmentów 1 i 2 względem osi centralnych, równoległych do osi z .

Z równań (81) otrzymujemy

$$M_1 = M_2 \quad (82)$$

Dla małych deformacji konstrukcji można wykorzystać następujące przybliżenie

$$\alpha \approx \text{tg } \alpha = -\frac{L_1 - L_2}{b} \quad (83)$$

Z równań od (77) do (80), (82) i (83) otrzymujemy zależności na siłę F_1 i moment M_1 działający na segment 1

$$M_1 = \frac{bk_M k_F}{L(b^2 k_F + 4k_M)} \Delta L_1^T \quad (84)$$

$$F_1 = -\frac{2k_M k_F}{L(b^2 k_F + 4k_M)} \Delta L_1^T \quad (85)$$

Korzystając ze związku (81) w równaniu (84) otrzymujemy wzór na kąt deformacji α w zależności od termicznego przyrostu długości segmentu 1

$$\alpha = -\frac{bk_F}{b^2 k_F + 4k_M} \Delta L_1^T \quad (86)$$

Jeśli pominiemy sztywność giętną ($k_M = 0$), to powyższy wzór przyjmie prostą postać, odnoszącą się do konstrukcji z przegubami

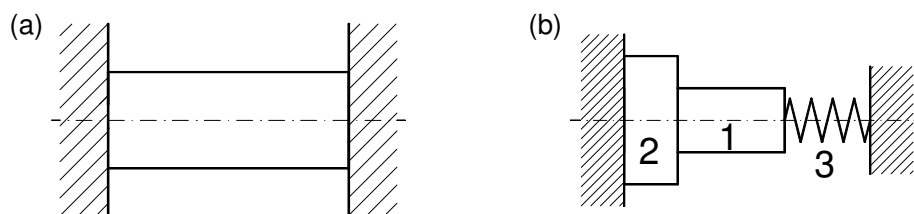
$$\alpha = -\frac{1}{b} \Delta L_1^T \quad (87)$$

Wykorzystując wzór (67) w równaniu (86) otrzymujemy zależność na kąt deformacji termosprężystej $\alpha_{el}(t)$ aktuatora dwumostkowego w fazie nagrzewania ($t \leq t_h$)

$$\alpha_{el}(t) = -\frac{3AP\alpha_r bt}{\rho ch w (3b^2 + w^2)} \left[\operatorname{erf}\left(\frac{L}{4\sqrt{\kappa t}}\right) + \frac{L}{2\sqrt{\kappa t}} \operatorname{ierfc}\left(\frac{L}{4\sqrt{\kappa t}}\right) \right] \quad (88)$$

6.5.3 Sztywność podparcia

Rozszerzanie się ogrzewanego materiału segmentu 1 aktuatora dwumostkowego jest ograniczone przez otaczającą chłodniejszą część konstrukcji, to jest segmenty 2, 3 i 4. Zachowanie się materiału poddanego zmianom temperatury można analizować przy użyciu *modelu Coffina* [Orłoś 1991, str. 261], [Coffin 1974]. Wpływ obciążenia termicznego i mechanicznego na materiał jest w tym modelu wyrażony poprzez zachowanie sztywno zamocowanego pręta przy zmianach jego temperatury (rys. 101a). Zakłada się przy tym jednorodny rozkład temperatury, naprężeń i odkształceń w objętości materiału.



Rys. 101. Modele zamocowania stosowane w badaniach nad zmęczeniem termicznym.

W celu uwzględnienia skończonej sztywności zamocowania materiału poddanego zmianom temperatury stosowany jest *zmodyfikowany model Coffina* (rys. 101b). Poza

badaną próbką 1, model zawiera elementy 2 i 3 pozwalające uwzględnić deformację termiczną i podatność układu zamocowania próbki.

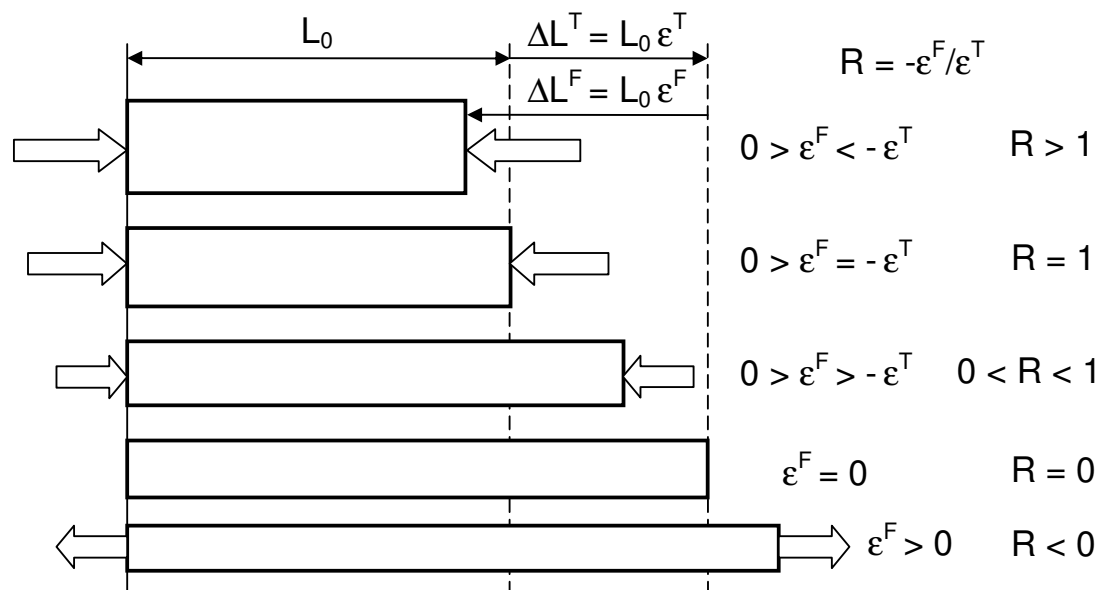
Stopień ograniczenia swobody termicznego odkształcania się materiału może być wyrażony poprzez *współczynnik sztywności podparcia* (lub *zamocowania*), który w języku angielskim jest nazywany *constraint ratio* lub *restraint rigidity coefficient* R . Pojęcie to jest stosowane w badaniach nad zmęczeniem termicznym [Taira, Ohtani 1986, str. 245] i jest definiowane dla przypadku jednowymiarowego jako

$$R = -\frac{\varepsilon^F}{\varepsilon^T} \quad (89)$$

gdzie: $\varepsilon^F = \frac{\sigma}{E}$ jest odkształceniem wynikającym z działania sił; σ jest naprężeniem normalnym; $\varepsilon^T = \alpha_T \Delta T$ jest odkształceniem termicznym.

W literaturze przedmiotu można spotkać również pojęcie *współczynnika podatności zamocowania próbki* $\eta = \frac{\varepsilon^M}{\varepsilon^T}$ [Żuchowski 1981, str. 107], [Taira, Inoue 1971], nazywanego

także *współczynnikiem sztywności obciążenia* [Orłóś 1991, str. 263]. Wielkość ε^M jest nazywana odkształceniem mechanicznym [Orłóś 1991, str. 263]. W przypadku złożonego stanu naprężenia i obciążeń zmiennych zamiast niej jest stosowana amplituda odkształcenia równoważnego obliczana jako intensywność odkształceń na podstawie warunku Hubera-Misesa-Hencky'ego [Żuchowski 1981, str. 107]. Współczynnik sztywności podparcia R ma wartość równą 0 dla swobodnej rozszerzalności termicznej ($\sigma = 0$), natomiast jego wartość wynosi 1 w przypadku pełnego utwierdzenia ($\varepsilon^T = -\varepsilon^F$). Schemat ilustrujący różne możliwe przypadki jednowymiarowego ograniczenia swobody deformacji termicznej jest pokazany na rys. 102.



Rys 102. Przypadki jednowymiarowego ograniczenia swobody deformacji termicznej z udziałem i bez udziału siły zewnętrznej.

Siły przedstawione na schemacie mogą być siłami reakcji materiału otaczającego obszar ogrzewany na jego termiczne rozszerzanie się lub siłami zewnętrznymi. Przypadki $R < 0$ oraz $R > 1$ mogą wystąpić tylko przy działaniu sił zewnętrznych.

Odształcenie ε_1^F segmentu 1 aktuatora dwumostkowego od siły osiowej F_1 w stanie sprężystym można obliczyć ze wzoru

$$\varepsilon_1^F = \frac{F_1}{ES} \quad (90)$$

Temperatura w ogrzewanym lokalnie segmencie 1 zmienia się wzdłuż jego osi według rozkładu określonego w fazie nagrzewania wzorem (33), a w fazie stygnięcia wzorem (34). Jeśli jednak wyznaczymy średnie odształcenie termiczne segmentu 1 jako

$$\varepsilon_1^T = \frac{\Delta L_1^T}{L} \quad (91)$$

to można wprowadzić pojęcie współczynnika sztywności podparcia całego segmentu 1, $R_1 = -\frac{\varepsilon_1^F}{\varepsilon_1^T}$, który przy wykorzystaniu wzoru (85) daje się wyrazić jako funkcja geometrycznych parametrów konstrukcji

$$R_1 = \frac{w^2}{2(3b^2 + w^2)} \quad (92)$$

Współczynnik R_1 charakteryzuje sztywność podparcia fragmentu rozpatrywanej konstrukcji (segmentu 1), podczas gdy współczynnik R z definicji jest miarą lokalną ograniczenia swobody deformacji termicznej materiału.

W krańcowym przypadku aktuatora dwumostkowego, gdzie segmenty 1 oraz 2 są oddzielone nieskończoną wąską szczeliną (płyta ze szczeliną centralną) zachodzi $w = b$ oraz $R_1 = \frac{1}{8}$.

Wraz ze wzrostem odległości b osi segmentów 1 oraz 2, przy ustalonej ich szerokości w , wartość współczynnika sztywności podparcia R_1 maleje. Dla próbek o parametrach $w = 2$ oraz $b = 8$ współczynnik sztywności podparcia R_1 ma wartość $\frac{1}{98}$. W przypadku próbek o

parametrach $w = 2$ oraz $b = 10$ współczynnik sztywności podparcia R_1 ma wartość $\frac{1}{152}$.

Tak więc, w porównaniu do teoretycznego przypadku podparcia doskonale sztywnego ($R = 1$), stopień ograniczenia swobody termicznego rozszerzania się segmentu 1 jest bardzo mały w przypadku próbek wykorzystywanych w prezentowanych badaniach doświadczalnych.

Dla charakteryzowania pola temperatury w segmencie 1 wygodne jest posługiwanie się maksymalną wartością przyrostu temperatury ponad jej wartość początkową. Maksymalny

przyrost temperatury w fazie nagrzewania występuje w przekroju środkowym ($x=0$) i na podstawie zależności (31) oraz (35) jest opisany wzorem

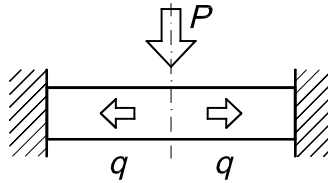
$$\Delta T_{\max} = \frac{AP}{\rho c S} \sqrt{\frac{t}{\pi \kappa}} \quad (93)$$

Naprężenie $\sigma_1^F = F_1/S$ wynikające z istnienia siły F_1 w segmencie **1** można wyrazić korzystając z (67), (85) i (92) jako

$$\sigma_1^F = -R_1 \frac{APE\alpha_T t}{\rho c LS} \left[\operatorname{erf}\left(\frac{L}{4\sqrt{\kappa t}}\right) + \frac{L}{2\sqrt{\kappa t}} \operatorname{ierfc}\left(\frac{L}{4\sqrt{\kappa t}}\right) \right] \quad (94)$$

lub korzystając z (93)

$$\sigma_1^F = -R_1 E \alpha_T \Delta T_{\max} \frac{\sqrt{\pi \kappa t}}{L} \left[\operatorname{erf}\left(\frac{L}{4\sqrt{\kappa t}}\right) + \frac{L}{2\sqrt{\kappa t}} \operatorname{ierfc}\left(\frac{L}{4\sqrt{\kappa t}}\right) \right] \quad (95)$$



Rys 103. Pręt sztywno zamocowany i ogrzewany lokalnie.

Rozpatrzmy naprężenie termiczne powstające w pręcie utwierdzonym doskonale sztywno i nagrzewanym lokalnie (rys. 103). Swobodne wydłużenie termiczne pręta ΔL^T opisuje zależność (67). Ze względu na brak możliwości wydłużenia pręta musi być spełniony warunek

$$\Delta L = \Delta L^T + \Delta L^F = 0 \quad (96)$$

gdzie $\Delta L^F = \frac{FL}{ES}$ jest zmianą długości wynikającą z istnienia siły osiowej F w pręcie o długości L , powierzchni pola przekroju poprzecznego S i module sprężystości podłużnej E .

Z warunku zamocowania i zależności (67) wynika

$$\Delta L^F = -\Delta L^T = -\frac{AP\alpha_T t}{\rho c S} \left[\operatorname{erf}\left(\frac{L}{4\sqrt{\kappa t}}\right) + \frac{L}{2\sqrt{\kappa t}} \operatorname{ierfc}\left(\frac{L}{4\sqrt{\kappa t}}\right) \right] \quad (97)$$

Naprężenie normalne indukowane lokalnym nagrzewaniem pręta można wyznaczyć jako

$$\sigma_L = \frac{F}{S} = \frac{E\Delta L^F}{L} = -\frac{APE\alpha_T t}{\rho c SL} \left[\operatorname{erf}\left(\frac{L}{4\sqrt{\kappa t}}\right) + \frac{L}{2\sqrt{\kappa t}} \operatorname{ierfc}\left(\frac{L}{4\sqrt{\kappa t}}\right) \right] \quad (98)$$

Odnosząc to naprężenie do maksymalnego przyrostu temperatury ΔT_{\max} opisanego zależnością (93) otrzymujemy

$$\sigma_L = -E\alpha_T\Delta T_{\max} \frac{\sqrt{\pi\kappa t}}{L} \left[\operatorname{erf}\left(\frac{L}{4\sqrt{\kappa t}}\right) + \frac{L}{2\sqrt{\kappa t}} \operatorname{ierfc}\left(\frac{L}{4\sqrt{\kappa t}}\right) \right] \quad (99)$$

Zauważmy, że otrzymane równanie (99) dla pręta jest zgodne z zależnością (95) wyprowadzoną dla ogrzewanego segmentu 1 aktuatora dwumostkowego, jeśli uwzględnimy warunek sztywności podparcia $R_1 = 1$

$$\sigma_1^F = R_1 \sigma_L \quad (100)$$

Powyższe równanie ilustruje wpływ sztywności podparcia na termicznie indukowane naprężenie.

Dla pręta zamocowanego doskonale sztywnie, ale nagrzewanego globalnie (rys. 101a), naprężenie termiczne opisuje zależność

$$\sigma_G = -E\alpha_T\Delta T \quad (101)$$

Przyjmując, że przyrost temperatury w pręcie ogrzewanym globalnie jest taki sam, jak maksymalny przyrost temperatury w pręcie ogrzewanym lokalnie ($\Delta T = \Delta T_{\max}$) otrzymujemy związek

$$\sigma_L = \frac{\sqrt{\pi\kappa t}}{L} \left[\operatorname{erf}\left(\frac{L}{4\sqrt{\kappa t}}\right) + \frac{L}{2\sqrt{\kappa t}} \operatorname{ierfc}\left(\frac{L}{4\sqrt{\kappa t}}\right) \right] \sigma_G \quad (102)$$

pokazujący wpływ rozkładu temperatury na naprężenie indukowane termicznie.

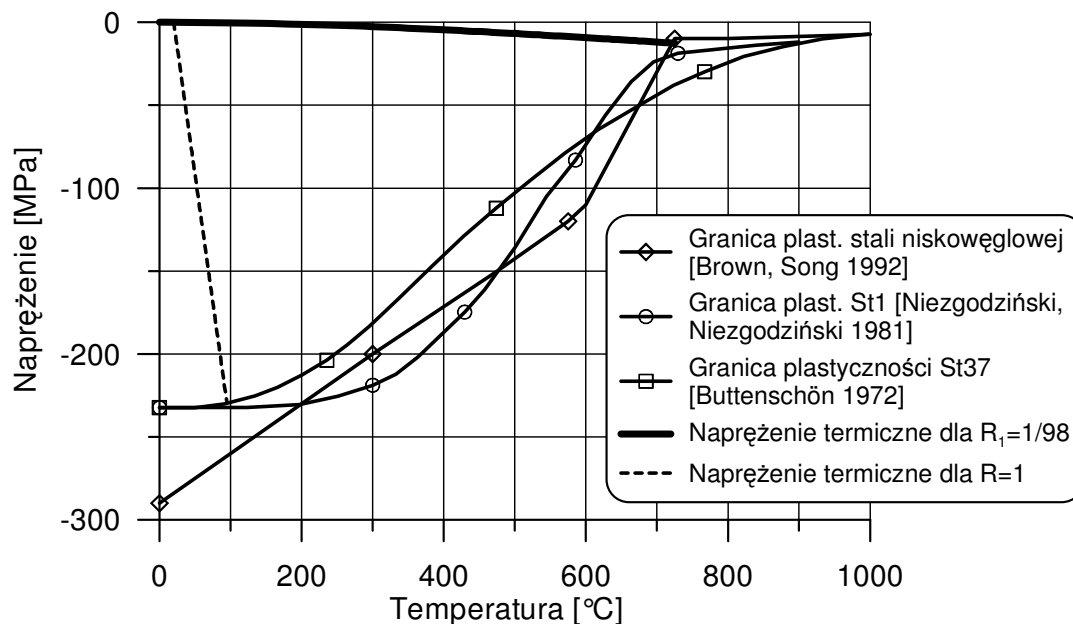
Przebieg zmian naprężenia σ_1^F (95) w funkcji temperatury w przekroju środkowym ($x = 0$) dla badanych próbek ze stali niskowęglowej oraz dla pręta sztywno utwierdzonego (σ_G , $R = 1$, równanie 101) jest przedstawiony na rys. 104.

Naprężenie σ_1^F jest na tym wykresie przedstawione w funkcji maksymalnej temperatury $T = \Delta T_{\max} + T_0$ materiału, która zgodnie z założeniami modelu występuje w przekroju środkowym ($x = 0$) ogrzewanego wiązką laserową segmentu 1. Ponieważ czas t występujący w równaniu (95) jest związany z maksymalnym przyrostem temperatury ΔT_{\max} zależnością (93), to można przedstawić naprężenie σ_1^F w zależności od maksymalnej temperatury $T = \Delta T_{\max} + T_0$, traktując czas t jako parametr wyznaczający aktualne wartości naprężenia σ_1^F i temperatury T na tej linii.

Ze względu na małą wartość współczynnika sztywności podparcia R_1 dla próbek badanych w niniejszej pracy, pochylenie wykresu naprężenia termicznego σ_1^F w funkcji temperatury maksymalnej (w przekroju środkowym $x = 0$) jest małe, a do osiągnięcia granicy plastyczności konieczne jest wywołanie wysokiego wzrostu temperatury.

Na rys. 104 przedstawiono temperaturowe zależności granicy plastyczności stali nisko- i średniowęglowych według kilku źródeł literaturowych. Jak widać z wykresu, wyznaczenie temperatury, przy jakiej naprężenie osiąga wartość granicy plastyczności, może być

obarczone znacznym błędem ze względu na niską dokładność danych materiałowych, w szczególności w zakresie wysokich temperatur. Zagadnienie to jest rozważane w dalszej części pracy.

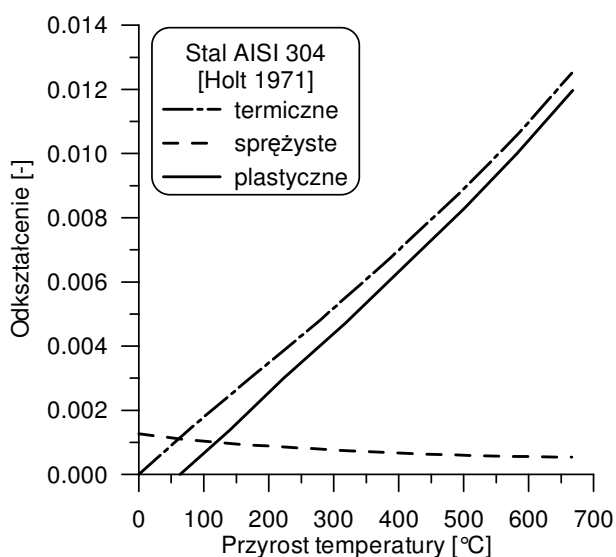


Rys 104. Napężenie termiczne σ_1^F w próbkach o parametrach $h = 0.815$ mm, $L = 6$ mm, $b = 8$ mm, $w = 2$ mm ($R_1 = 1/98$) wykonanych ze stali niskowęglowej. Linia przerywaną zaznaczono przebieg napężenia σ_G dla pręta sztywno podpartego ($R = 1$).

6.6 Termicznie indukowane odkształcenie plastyczne

Wraz ze wzrostem temperatury w lokalnie ogrzewanym segmencie 1 narasta w nim siła ściskająca, a jednocześnie maleje zdolność do przenoszenia obciążenia, której miarą jest naprężenie uplastycznienia (granica plastyczności). Po osiągnięciu przez naprężenie poziomu naprężenia uplastycznienia następuje plastyczne płynięcie materiału.

W przypadku jednoosiowego pełnego ograniczenia swobody deformacji termicznej ($R = 1$) stali AISI 304, a więc stali typu 18/8, przebieg narastania odkształcenia plastycznego wraz ze wzrostem temperatury przedstawia rys. 105 zamieszczony w jednej z pierwszych publikacji na temat kształtowania termicznego [Holt 1971].



Rys. 105. Odkształcenia stali nierdzewnej AISI 304 ogrzewanej przy pełnym utwierdzeniu jednoosiowym [Holt 1971].

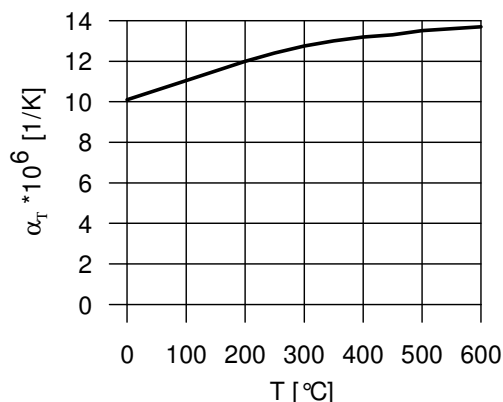
Zaznaczone na rysunku odkształcenie sprężyste wynika z przebiegu zależności naprężenia uplastycznienia od temperatury, przy czym Holt (1971) nie stosował konwencji, według której naprężenie i odkształcenie ściskające mają wartości ujemne. Z danych materiałowych wykorzystanych przez Holta (1971) wynika, że w teoretycznym przypadku pełnego utwierdzenia ($R = 1$) odkształcenie plastyczne stali AISI 304 pojawia się już przy wzroście temperatury o około 80 °C. W przypadku mniejszej sztywności podparcia ($R < 1$) dla uzyskania deformacji plastycznej potrzebny jest większy przyrost temperatury.

Dla wprowadzenia w sposób wyznaczenia deformacji plastycznej indukowanej termicznie w kolejnym rozdziale szczegółowo omówione jest zachowanie sztywno podpartego i ogrzewanego globalnie pręta podczas pełnego cyklu nagrzewania i chłodzenia.

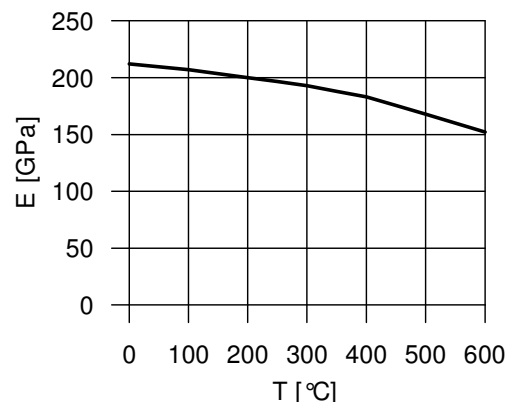
6.6.1 Cykl termiczny pręta sztywno podpartego

Przebieg zmian naprężenia i składowych odkształcenia w pręcie obustronnie zamocowanym poddany cyklowi ogrzewania i chłodzenia zostanie omówiony na przykładzie konkretnego materiału, mianowicie stali chromowo-molibdenowej 20HM [Wocławski i in. 1984] przeznaczonej do pracy przy podwyższonej temperaturze. Pozwoli to zorientować się w zakresie realnych wartości naprężeń i odkształceń towarzyszących procesowi.

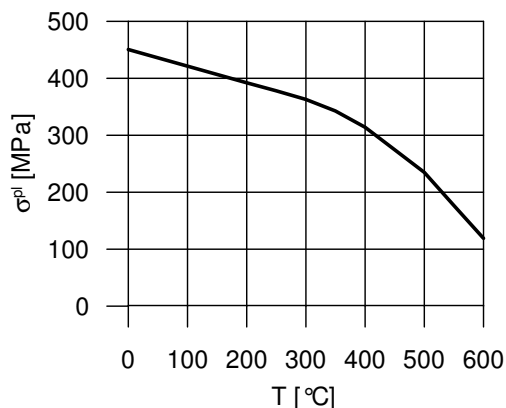
Zmienność współczynnika rozszerzalności termicznej α_T , modułu sprężystości E oraz naprężenia uplastycznienia σ^{pl} przy zmianach temperatury T ilustrują rys. 106, 107 oraz 108. Rysunek 109 przedstawia wartość wyrażenia $E\alpha_T$ w funkcji temperatury materiału. Wyrażenie to charakteryzuje podatność materiału na indukowanie w nim naprężeń termicznych. Liczbowo jest ona wartością naprężenia termicznego wywołwanego w danej temperaturze na skutek przyrostu lub spadku temperatury o 1 °C. Jak widać z rysunku 109 największą podatność na indukowanie naprężeń termicznych analizowany materiał wykazuje w temperaturze około 300 °C.



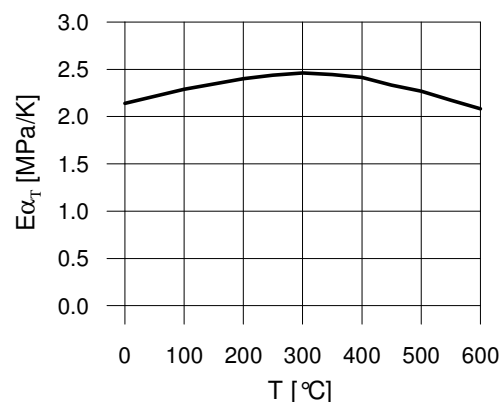
Rys. 106. Zależność współczynnika rozszerzalności termicznej stali 20HM od temperatury.



Rys. 107. Zależność współczynnika rozszerzalności termicznej stali 20HM od temperatury.



Rys. 108. Zależność naprężenia uplastycznienia stali 20HM od temperatury.



Rys. 109. Charakterystyka podatności stali 20HM na indukowanie naprężeń termicznych.

W przypadku ogólnym odkształcenie ε materiału może być sumą odkształcenia sprężystego ε^E , plastycznego ε^{pl} oraz termicznego ε^T .

$$\varepsilon = \varepsilon^{ET} + \varepsilon^{pl} = \varepsilon^E + \varepsilon^T + \varepsilon^{pl} \quad (103)$$

Dla pręta, którego zamocowanie odbiera możliwość zmiany długości, całkowite wydłużenie względne ε ma zerową wartość i na podstawie zależności (103) w każdym punkcie musi zachodzić

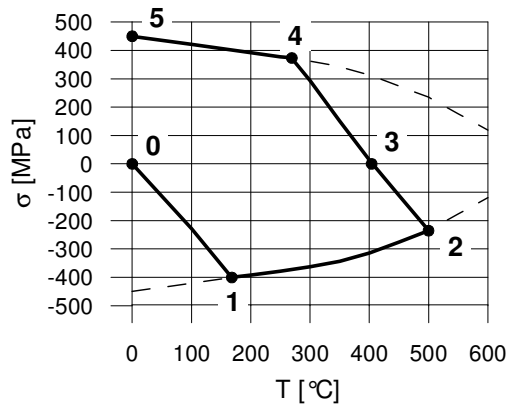
$$\varepsilon = \varepsilon^E + \varepsilon^T + \varepsilon^{pl} = 0 \quad (104)$$

Korzystając z równania (68) przy $\sigma_y = 0$ i $\sigma_z = 0$ oraz z zależności (71) otrzymujemy

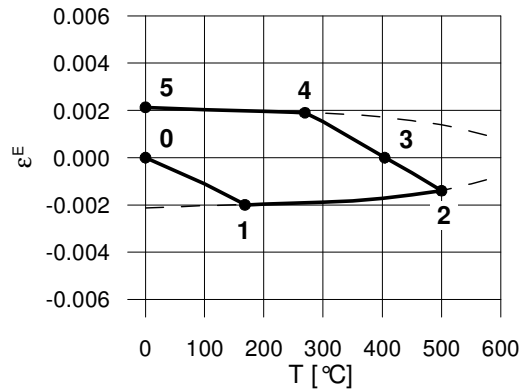
$$\frac{\sigma}{E} + \alpha_T(T - T_0) + \varepsilon^{pl} = 0 \quad (105)$$

gdzie $\sigma = \sigma_x$ jest naprężeniem osiowym w pręcie.

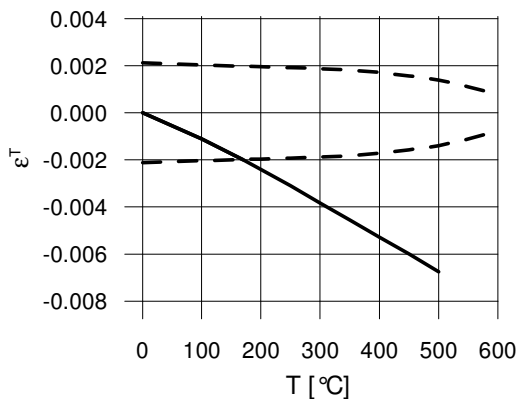
Rozpatrzmy proces nagrzewania do temperatury 500°C i chłodzenia pręta, który w stanie wyjściowym 0 o temperaturze $T_0 = 0$ ma długość L_0 , jest wolny od naprężeń ($\sigma = 0$), nie doznaje odkształcenia sprężystego ($\varepsilon^E = 0$) i nie ma zakumulowanego odkształcenia plastycznego ($\varepsilon^{pl} = 0$). Zakładamy, że sposób zamocowania nie ogranicza swobody deformacji pręta w kierunku poprzecznym. Przebiegi zmian naprężenia σ w pręcie, sprężystego składnika odkształcenia ε^E , odkształcenia termicznego ε^T oraz zakumulowanego odkształcenia plastycznego ε^{pl} pokazują rys. 110-113. Linia przerywaną na rys. 110 przedstawiono naprężenie uplastycznienia materiału, a na rys. 111-113 największe możliwe odkształcenie sprężyste.



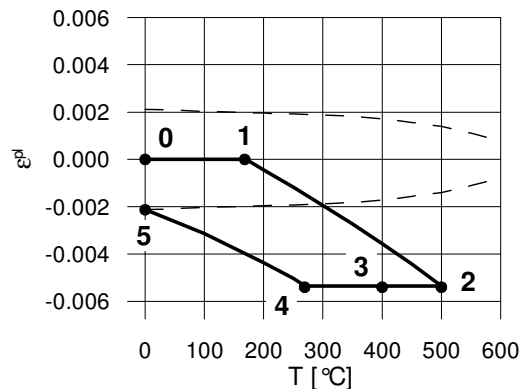
Rys. 110. Przebieg zmian naprężenia σ w cyklu termicznym.



Rys. 111. Przebieg zmian odkształcenia sprężystego ε^E w cyklu termicznym.



Rys. 112. Przebieg zmian odkształcenia termicznego ε^T w cyklu termicznym.



Rys. 113. Przebieg zmian odkształcenia plastycznego ε^{pl} w cyklu termicznym.

Linia 0-1. Ogrzewanie od T_0 do T_1

Wzrost temperatury wywołuje termiczne odkształcenie materiału $\varepsilon^T = \alpha_T(T - T_0)$. Jednak ze względu na brak możliwości wydłużania się pręta ($\varepsilon = 0$) rozszerzanie termiczne jest przyczyną pojawienia się siły ściskającej takiej, że towarzyszące jej odkształcenie sprężyste kompensuje odkształcenie termiczne. Z równania (104) uwzględniając, iż na tym etapie cyklu termicznego $\varepsilon^{pl} = 0$, wynika

$$\varepsilon^E = -\varepsilon^T = -\alpha_T(T - T_0) \quad (106)$$

gdzie $\alpha_T(T - T_0) > 0$, a więc $\varepsilon^E < 0$.

Z równania (105) otrzymujemy

$$\sigma = -E\alpha_T(T - T_0) \quad (107)$$

Mimo, że długość pręta nie zmienia się, to jednak jego materiał znajduje się w stanie ściskania ($\sigma < 0$) wywołanym przez rozszerzalność termiczną w warunkach braku swobody wydłużania. Przerwanie ogrzewania i powrót do temperatury początkowej spowodowałyby zanik odkształcenia termicznego i powrót do stanu beznaprężeniowego.

Punkt 1. Uplastycznienie w stanie ściskania przy $T = T_1$

Narastanie ze wzrostem temperatury odkształcenia termicznego ε^T i związanego z nim naprężenia ściskającego spowodowało osiągnięcie przez to naprężenie w temperaturze T_1 wartości naprężenia uplastycznienia σ_1^{pl} . Na podstawie równań (106) i (107) zachodzą zależności

$$\varepsilon^E = -\alpha_T(T_1 - T_0) \quad (108)$$

$$\sigma_1^{pl} = -E\alpha_T(T_1 - T_0) \quad (109)$$

Linia 1-2. Ogrzewanie od T_1 do T_2

Dalszy wzrost odkształcenia termicznego pod wpływem wzrostu temperatury, wobec wyczerpania możliwości wzrostu odkształcenia sprężystego musi powodować pojawienie się i narastanie odkształcenia plastycznego. Na podstawie równania (104) otrzymujemy

$$\varepsilon^{pl} = -\varepsilon^E - \varepsilon^T \quad (110)$$

gdzie $\varepsilon^E = \sigma^{pl} / E$ i konsekwentnie zastosowano konwencję, iż wartość naprężenia ściskającego w stanie uplastycznienia ma wartość ujemną ($\sigma^{pl} < 0$). Zatem

$$\varepsilon^{pl} = -\frac{\sigma^{pl}}{E} - \alpha_T(T - T_0) \quad (111)$$

Materiał jest w stanie ściskania z naprężeniem równym granicy plastyczności w aktualnej temperaturze

$$\sigma = \sigma^{pl} \quad (112)$$

Punkt 2. Maksymalna temperatura w procesie $T = T_2$

Odształcenie sprężyste wynosi $\varepsilon^E = \sigma_2^{pl} / E$, gdzie σ_2^{pl} oznacza wartość naprężenia uplastycznienia przy temperaturze T_2 . Pręt jest ściskany z naprężeniem $\sigma = \sigma_2^{pl}$. Materiał ma w tym stanie zakumulowane odkształcenie plastyczne

$$\varepsilon_2^{pl} = -\frac{\sigma_2^{pl}}{E} - \alpha_T (T_2 - T_0) \quad (113)$$

Linia 2-3-4. Chłodzenie od T_2 do T_4

Ze spadkiem temperatury maleje odkształcenie termiczne $\varepsilon^T = \alpha_T (T - T_0)$. Z równania (104) wynika

$$\varepsilon^E = -\varepsilon^T - \varepsilon_2^{pl} = -\alpha_T (T - T_0) + \frac{\sigma_2^{pl}}{E} + \alpha_T (T_2 - T_0) = \alpha_T (T_2 - T) + \frac{\sigma_2^{pl}}{E} \quad (114)$$

Trwa proces sprężystego odciążania. W związku z tym odkształcenie plastyczne materiału nie zmienia się i pozostaje na poziomie ε_2^{pl} określonym równaniem (113). Naprężenie w pręcie określone na podstawie równania (105) wynosi

$$\sigma = -E\alpha_T (T - T_0) - E\varepsilon_2^{pl} = E\alpha_T (T_2 - T) + \sigma_2^{pl} \quad (115)$$

Punkt 3. Stan beznaprężeniowy przy $T = T_3$

Podczas odciążania spowodowanego chłodzeniem pręta materiał osiąga w pewnej temperaturze T_3 stan beznaprężeniowy $\sigma = 0$, w którym na podstawie zależności (115) zachodzi

$$\sigma = 0 = -E\alpha_T (T_3 - T_0) - E\varepsilon_2^{pl} = E\alpha_T (T_2 - T_3) + \sigma_2^{pl} \quad (116)$$

Stąd

$$T_3 = T_2 + \frac{\sigma_2^{pl}}{E\alpha_T} \quad (117)$$

Punkt 4. Uplastycznienie w stanie rozciągania przy $T = T_4$

Skurcz termiczny wywołuje osiągnięcie w temperaturze T_4 naprężenia uplastycznienia przy rozciąganiu $\sigma = \sigma_4^{pl}$. Sprężysty składnik odkształcenia określony jest wzorem

$$\varepsilon_4^E = \sigma_4^{pl} / E \quad (118)$$

Jednocześnie z zależności dla procesu sprężystego odciążania (114) obowiązuje

$$\varepsilon_4^E = \alpha_T (T_2 - T_4) + \frac{\sigma_2^{pl}}{E} \quad (119)$$

Wykorzystując obie te zależności otrzymujemy

$$T_4 = T_2 - \frac{\sigma_4^{pl} - \sigma_2^{pl}}{E\alpha_T} \quad (120)$$

Odształcenie plastyczne w tym punkcie cyklu termicznego musi spełniać równanie (104), a więc

$$\varepsilon_4^{pl} = -\varepsilon^E - \varepsilon^T = -\alpha_T(T_2 - T_4) - \frac{\sigma_2^{pl}}{E} - \alpha_T(T_4 - T_0) \quad (121)$$

Po wykonaniu przekształceń otrzymamy

$$\varepsilon_4^{pl} = -\alpha_T(T_2 - T_0) - \frac{\sigma_2^{pl}}{E} = \varepsilon_2^{pl} \quad (122)$$

co potwierdza, że po odciążeniu sprężystym odkształcenie plastyczne pręta pozostaje na poziomie ε_2^{pl} .

Linia 4-5. Chłodzenie do temperatury początkowej

Dalszy skurcz termiczny przy naprężeniu na poziomie naprężenia uplastycznienia $\sigma = \sigma^{pl}$ powoduje płynięcie materiału, tym razem w stanie rozciągania. Odształcenie sprężyste wynosi $\varepsilon^E = \sigma^{pl} / E$, natomiast odkształcenie plastyczne na podstawie równania (104) jest

$$\varepsilon^{pl} = -\frac{\sigma^{pl}}{E} - \alpha_T(T - T_0) \quad (123)$$

Punkt 5. Osiągnięcie temperatury początkowej

Pręt znajduje się w stanie rozciągania z naprężeniem σ_5^{pl} równym naprężeniu uplastycznienia w temperaturze początkowej. Odształcenie sprężyste wynosi $\varepsilon^E = \sigma_5^{pl} / E$, a odkształcenie plastyczne na podstawie równania (123) przy $T = T_0$ jest równe $\varepsilon_5^{pl} = -\sigma_5^{pl} / E$. Wykonanie cyklu termicznego spowodowało wprowadzenie do materiału naprężenia, w tym przypadku równego naprężeniu uplastycznienia w temperaturze końcowej równej temperaturze początkowej cyklu.

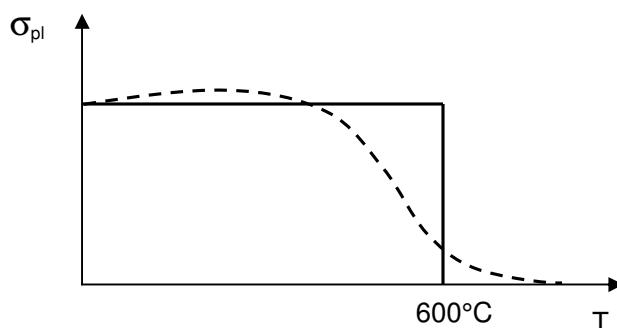
Po uwolnieniu pręta z zamocowania zniknie składnik sprężysty odkształcenia ε^E , a długość

$$\text{ulegnie skróceniu i wyniesie } L_5 = L_0(1 + \varepsilon_5^{pl}) = L_0\left(1 - \frac{\sigma_5^{pl}}{E}\right).$$

6.6.2 Koncepcja temperatury krytycznej

Znaczne uproszczenie analizy zagadnienia termo-sprężysto-plastycznego można uzyskać jeśli zostanie określona granica obszaru uplastycznienia materiału [Boley, Weiner 1960, str. 530 oraz 561]. Efektywnym sposobem stosowanym przy modelowaniu jest przyjęcie założenia, że granicę obszaru uplastycznienia wyznacza maksymalny zasięg izotermy temperatury zwanej *temperaturą krytyczną*, *temperaturą utraty własności sprężystych* lub *temperaturą uplastycznienia*.

Podjęcie to jest z powodzeniem stosowane już od lat trzydziestych XX wieku. Przy analizowaniu naprężeń i odkształceń spawalniczych konstrukcji wykonywanych ze stali niskowęglowych Okerblom (1934, 1959) przyjmował uproszczoną zależność granicy plastyczności od temperatury. Dla tych materiałów modelowa charakterystyka zakłada, że do temperatury 600°C granica plastyczności ma wartość stałą, taką jak w temperaturze pokojowej, a powyżej 600°C granica plastyczności ma wartość zerową (rys. 114).

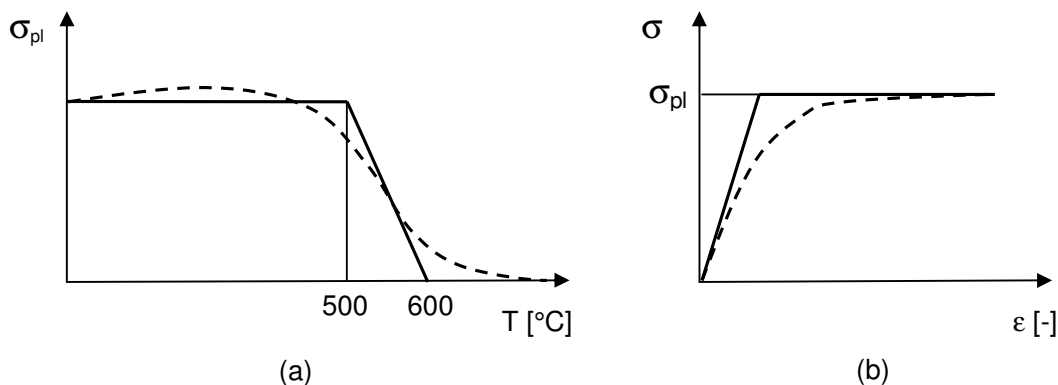


Rys. 114. Zależność granicy plastyczności σ_{pl} stali niskowęglowych od temperatury T :

linia przerywana - przebieg rzeczywisty, linia ciągła - przebieg uproszczony
[Okerblom 1959].

Zgodnie z przyjętymi założeniami upraszczającymi, granicę obszaru, w którym wystąpiło odkształcenie plastyczne materiału wyznacza maksymalny zasięg izotermy $T = 600^{\circ}\text{C}$ [Okerblom 1959, str. 26, 54]. Tak więc, opracowana przez Okerbloma tak zwana inżynierska metoda obliczania odkształceń i naprężeń spawalniczych (metoda graficzno-analityczna) opiera się na koncepcji temperatury krytycznej, chociaż pojęcie to nie występowało w publikacjach autora. Podejście Okerbloma (1958) nadal stanowi podstawę algorytmów uproszczonej analizy złożonych nieliniowych zagadnień termo-sprężysto-plastycznych [Gray, Camilleri i in. 2006, str. 67], [Mollicone, Camilleri i in. 2006, str. 78].

Modyfikacją modelowej charakterystyki stosowanej przez Okerbloma jest charakterystyka zawierająca obszar liniowego spadku granicy plastyczności przy wzroście temperatury (rys. 115a). Również w tym przypadku dla stali niskowęglowych zakłada się zerową wartość granicy plastyczności w temperaturze wyższej od 600°C. Jednocześnie przyjmuje się, że materiał w podwyższonej temperaturze nie ulega umocnieniu i po osiągnięciu granicy plastyczności naprężenie nie zależy od odkształcenia materiału (rys. 115b) [Jakubiec, Lesiński i in. 1980].



Rys. 115. Uproszczone zależności stosowane w obliczeniach naprężeń i odkształceń spawalniczych [Jakubiec, Lesiński i in. 1980]:

(a) granica plastyczności σ_{pl} w funkcji temperatury T , (b) naprężenie σ w zależności od odkształcenia ε - brak umocnienia w podwyższonej temperaturze.

Koncepcja temperatury krytycznej jest z powodzeniem wykorzystywana w obliczeniach deformacji i naprężeń własnych towarzyszących różnym operacjom realizowanym w podwyższonej temperaturze, nie tylko przy wyznaczaniu dystorsji i naprężeń spawalniczych [Watanabe, Satoh 1961, str. 379], [Myśliwiec 1972, str. 175], [Ferenc, Ferenc 2000, str. 86], ale również przy modelowaniu procesów obróbki cieplnej, a od stosunkowo niedawna w zagadnieniach kształtowania termicznego przy użyciu wiązki laserowej [Vollertsen, Rödle 1994], [Mucha, Hoffman i in. 1997].

Boley i Weiner (1960, str. 553) przedstawili analizę zmian objętościowych odpowiadających przemianom fazowym materiału. Zmianę objętości właściwej materiału zamodelowano w postaci skokowego ekwiwalentnego odkształcenia termicznego. Fakt pojawienia się przemiany fazowej związane z osiągnięciem odpowiedniej temperatury, nazywanej temperaturą krytyczną. Rozwiązanie analityczne zagadnienia sprężysto-plastycznego w postaci zamkniętej uzyskano dzięki możliwości określania położenia granicy obszaru uplastycznionego.

Koncepcję temperatury krytycznej zastosował również Mura (1957) w analizie naprężeń własnych pozostających w walcu po działaniu zmiennego pola temperatury. Przyjął on, że materiał zachowuje się sprężysto poniżej temperatury krytycznej, a powyżej niej jest doskonale plastyczny z zerową wartością naprężenia uplastycznienia [Boley, Weiner 1960, str. 561].

Jedną z metod stosowanych do wyznaczania dystorsji spawalniczych i innych deformacji zachodzących pod wpływem zmian temperatury jest metoda nazywana w literaturze angielskojęzycznej „*the inherent strain method*” [Watanabe, Satoh 1961], [Yuan, Ueda 1996], co można przetłumaczyć jako *metoda pozostających (residualnych) odkształceń plastycznych*. Chodzi o odkształcenia pojawiające się na skutek ograniczenia swobody termicznego rozszerzania się materiału. Istotnym parametrem materiałowym niezbędnym do stosowania tej metody jest wartość temperatury krytycznej. To podejście jest szeroko stosowane przy analizie dystorsji spawalniczych oraz deformacji celowo wywoływanych oddziaływaniem skupionego źródła ciepła [Jang, Kim i in. 2005].

Z badań nad dystorsjami i naprężeniami spawalniczymi wynika konkluzja o ogromnym znaczeniu dla modelowania tych procesów, mianowicie, że cykl cieplny i historia zmian temperatury nie mają dużego wpływu na końcowe wartości odkształceń i naprężeń [Tsai, Kim 2005, str. 3]. Z dostateczną dla praktyki dokładnością często wystarczy opisać skurcz materiału objętego izotermą temperatury krytycznej.

W ostatnich latach osiągnięty został znaczny postęp w poszukiwaniach efektywnych metod modelowania deformacji termo-sprężysto-plastycznych złożonych konstrukcji [Jang, Seo i in. 1997], [Ko 1998], [Luo, Ishiyama i in. 1999], [Jang, Moon i in. 2000], [Jang, Seo i in. 2001]. Jeśli znane jest odkształcenie plastyczne wywołane przez zmianę temperatury, a także znane jest rozwiązanie analityczne na deformację według teorii sprężystości, to stosunkowo łatwo można wyznaczyć deformację w zagadnieniu termo-sprężysto-plastycznym. Rozwijając to podejście opracowano metodę uproszczonej analizy termo-sprężysto-plastycznych deformacji przy zastosowaniu metody elementów skończonych (MES) wykorzystywanej tylko w zakresie sprężystym. Dzięki takiemu zastosowaniu metody elementów skończonych czas i wymagana moc obliczeniowa dla przypadków złożonych konstrukcji są wielokrotnie mniejsze w porównaniu do pełnej przyrostowej analizy termo-sprężysto-plastycznej MES. Również w tym podejściu wykorzystywana jest koncepcja temperatury krytycznej.

W literaturze można znaleźć różne definicje i określenia opisujące pojęcie temperatury krytycznej. W publikacji na temat wyznaczania dystorsji spawalniczych Watanabe i Satoh (1961) pisali o temperaturze, w której „materiał nie stawia oporu wobec deformacji”. W artykule Jang, Seo i Ko (1997) poświęconym uproszczonej metodzie modelowania procesów kształtowania termicznego jest mowa o „pomijalnej wytrzymałości materiału” w temperaturze krytycznej. Z kolei w pracy Andersona (1999) o kształtowaniu płyt przy użyciu palników gazowych temperatura krytyczna jest określana jako temperatura, przy której „wytrzymałość materiału jest znacząco zmniejszona”, a „naprężenie uplastycznienia i moduł sprężystości podłużnej przyjmują pomijalne wartości”. Podobnie Andersen (1998, str. 106) wykorzystując podejście Yuana i Uedy (1996) w analizie naprężeń spawalniczych zwraca uwagę na znikanie naprężenia uplastycznienia w pewnej temperaturze, nazywając ją „mechanicznym punktem topnienia” (ang. „mechanical melting point”). Pilipienko (2001, str. 36, 45, 49) oraz Tsai i Kim (2005, str. 11, 13) posługują się terminem „temperatury zmięknienia” (ang. „softening temperature”), której wartość dla stali miękkich (ang. „mild steel”) jest przyjmowana 600°C. Gray, Camilleri i in. (2006) posługują się terminem „temperatura, przy której podczas stygnięcia materiał znacząco odzyskuje wytrzymałość” lub określeniem „cut-off temperature”. Jej wartość dla stali manganowych przyjmowali 1000°C [Mollicone, Camilleri i in. 2006, str. 78] lub zmieniali w zakresie 1000÷1500°C analizując wpływ tej wartości na otrzymywane w obliczeniach wartości dystorsji spawalniczych [Gray, Camilleri i in. 2006].

Myśliwiec (1972, str. 175) posługuje się terminami „temperatury utraty własności sprężystych” oraz „temperatury, do której materiał zachowuje własności sprężyste”. Ich wartości dla materiałów stosowanych do budowy konstrukcji spawanych zamieszczone są w tablicy 2.

Tabl. 2. Charakterystyczne temperatury materiałów stosowanych do budowy konstrukcji spawanych [Myśliwiec 1972].

Charakterystyka	Stal St3	Stal austenityczna 18-8	Stopy Al-Mg	Stopy Ti
Temperatura, do której materiał zachowuje własności sprężyste [°C]	500	700	200	0
Temperatura utraty właściwości sprężystych [°C]	600	900	500	700

W analizie procesów spawalniczych Pilipienko (2001, str. 45) przyjmował, że stal miękka „traci historię naprężenia” w temperaturze 600°C. Murthy, Rao i in. (1996) uznawali, że stal węglowa „niemal całkowicie traci sztywność” w temperaturze 800°C (str. 144), a stal nierdzewna 316L w temperaturze 1200°C (str. 147).

Lindgren (2006) zwraca uwagę, iż w zagadnieniach numerycznego modelowania procesów spawalniczych problemem nie jest niedobór modeli teoretycznych, lecz brak danych materiałowych dla wysokich temperatur. Przypomina badania Tekriwala i Mazumdera (1991), którzy analizowali wpływ wartości „cut-off temperature” na wyniki obliczeń deformacji spawalniczych zmieniając tę wartość w zakresie od 600°C do temperatury topnienia. Jednocześnie Lindgren (2006) stwierdza, że zachowanie materiału w wysokiej temperaturze nabiera szczególnego znaczenia w przypadku słabego utwierdzenia materiału.

Dla stali miękkiej Jang, Seo i Ko (1997) przyjęli wartość temperatury krytycznej $T_{kr} = 870$ °C. Anderson (1999) stwierdza, że wybór wartości temperatury krytycznej jest dość arbitralny. Na podstawie zależności wytrzymałości na rozciąganie stali miękkiej od temperatury według pracy [Ross 1992] Anderson wybrał wartość temperatury krytycznej $T_{kr} = 660$ °C.

Marya i Edwards (2000, str. 150) w analizie gięcia laserowego stosowali pojęcie *temperatury uplastycznienia* (ang. yield temperature) w stosunku do wartości temperatury, powyżej której pojawia się uplastycznienie materiału. Wartość tą wiązali ze spełnieniem warunku plastyczności Hubera-Misesa-Henckyego. Jako pierwsze oszacowanie zaproponowali wartość T_{pl}^{ME} spełniającą równanie

$$\sigma_{pl} = E\alpha_T(T_{pl}^{ME} - T_0) \quad (124)$$

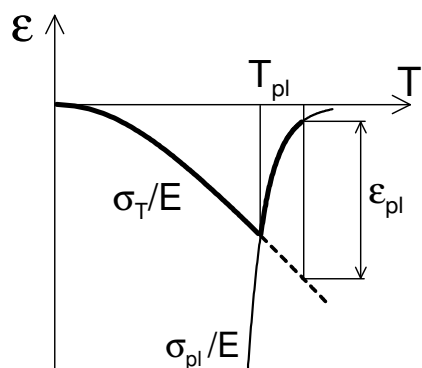
a więc dla jednowymiarowego przypadku doskonałego ograniczenia swobody deformacji termicznej. Autorzy zaznaczyli, że przy kształtowaniu laserowym występują różne warunki ograniczenia swobody deformacji, a w związku z tym określenie jednej temperatury uplastycznienia jest nadmiernym uproszczeniem, które jednakże może ułatwić ilościowy opis gięcia laserowego.

Przedstawiony przegląd definicji i zastosowań koncepcji temperatury krytycznej pokazuje użyteczność takiego podejścia dla uproszczonego wyznaczania deformacji termo-sprężysto-plastycznych, a jednocześnie wskazuje rozbieżność sformułowań i trudności w określeniu właściwej wartości tej temperatury dla danego materiału. W kolejnym rozdziale niniejszej pracy przedstawione jest zastosowanie koncepcji temperatury krytycznej w prezentowanym modelu teoretycznym aktuatora dwumostkowego. Próba określenia wartości temperatury

krytycznej na podstawie zmian własności termofizycznych metalu lub stopu jest tematem rozdziału zamieszczonego w dalszej części pracy.

6.6.3 Deformacja plastyczna

Rys. 116 przedstawia schematycznie i w przypadku jednoosiowym temperaturową zależność odkształcenia $\varepsilon = \sigma_T / E$ wynikającego z działania ściskającego naprężenia termicznego σ_T . Pokazany jest również fragment zależności maksymalnego odkształcenia sprężystego $\varepsilon_{\max}^E = \sigma_{pl} / E$ od temperatury T , gdzie σ_{pl} oznacza zależną od temperatury granicę plastyczności.



Rys. 116. Schemat ilustrujący pojawienie się odkształcenia plastycznego przy wzroście temperatury.

Temperaturę, przy której naprężenie termiczne σ_T osiąga wartość granicy plastyczności, można nazwać temperaturą uplastycznienia T_{pl} . Po przekroczeniu tej temperatury odkształcenie wywołane naprężeniem termicznym przekracza maksymalne odkształcenie sprężyste ε_{\max}^E materiału dopuszczalne w danej temperaturze, w związku z czym występuje plastyczne płynięcie, a obok odkształcenia sprężystego pojawia się składnik odkształcenia plastycznego ε_{pl}

$$\varepsilon = \frac{\sigma_T}{E} = \varepsilon_{\max}^E + \varepsilon_{pl}, \quad \varepsilon_{\max}^E = \frac{\sigma_{pl}(T)}{E(T)} \quad (125)$$

W przypadku analizowanych aktuatorów naprężenie termiczne jest określone zależnością

$$\sigma_T = -R_1 E \alpha_T \Delta T_{\max} \frac{\sqrt{\pi \kappa t}}{L} \left[\operatorname{erf} \left(\frac{L}{4\sqrt{\kappa t}} \right) + \frac{L}{2\sqrt{\kappa t}} \operatorname{ierfc} \left(\frac{L}{4\sqrt{\kappa t}} \right) \right] \quad (126)$$

Ze względu na stosunkowo małą sztywność R_1 utwierdzenia obszaru ograniczonego, jaka charakteryzuje rozpatrywane aktulatory, można przyjąć założenie, iż w fazie stygnięcia konstrukcja w sposób podatny ulega deformacji wymuszanej skurczem termicznym i nie występuje ponowne uplastycznienie materiału. Założenie to jest uzasadnione przy rozpatrywaniu deformacji aktuatora uzyskiwanych po jednym nagrzewaniu laserowym lub w serii niezbyt wielu nagrzewania, ponieważ dla dłuższych serii można oczekiwać usztywnienia konstrukcji wskutek wyczerpania możliwości sprężystego odkształcania się segmentu 2.

Korzystając z założenia o niewystępowaniu powrotnego odkształcenia plastycznego wielkość plastycznego składnika odkształcenia ε_{pl} można na podstawie równania (125) wyznaczyć z zależności

$$\varepsilon_{pl} = \frac{\sigma_T}{E} - \frac{\sigma_{pl}}{E} \quad (127)$$

Zastosowanie koncepcji temperatury krytycznej pozwala pominąć sprężysty składnik odkształcenia w dostatecznie wysokiej temperaturze

$$\varepsilon_{\max}^E = \frac{\sigma_{pl}(T)}{E(T)} \approx 0 \quad (128)$$

Korzystając z zależności (126), (127) oraz założenia upraszczającego (128) odkształcenie plastyczne można w sposób przybliżony wyznaczyć z równania

$$\varepsilon_{pl} \approx \frac{\sigma_1^F}{E} = -R_1 \alpha_T \Delta T_{\max} \frac{\sqrt{\pi \kappa t}}{L} \left[\operatorname{erf} \left(\frac{L}{4\sqrt{\kappa t}} \right) + \frac{L}{2\sqrt{\kappa t}} \operatorname{ierfc} \left(\frac{L}{4\sqrt{\kappa t}} \right) \right] \quad (129)$$

lub z równoważnej zależności

$$\varepsilon_{pl} \approx \frac{\sigma_1^F}{E} = -R_1 \frac{AP \alpha_T t}{\rho c L S} \left[\operatorname{erf} \left(\frac{L}{4\sqrt{\kappa t}} \right) + \frac{L}{2\sqrt{\kappa t}} \operatorname{ierfc} \left(\frac{L}{4\sqrt{\kappa t}} \right) \right] \quad (130)$$

Innymi słowy przyjmuje się, że w chwili osiągnięcia przez materiał stanu uplastycznienia następuje relaksacja naprężenia termicznego, a towarzyszące jej odkształcenie określa termicznie indukowaną deformację plastyczną konstrukcji. Zauważmy, że w otrzymanej zależności (130) nie występuje moduł sprężystości podłużnej E .

Płynięcie plastyczne występuje w obszarze ograniczonym izotermą uplastycznienia T_{pl} . Biorąc pod uwagę małą sztywność R_1 utwierdzenia obszaru ogrzanego i związany z tym przebieg naprężenia termicznego σ_1^F w funkcji temperatury (rys. 104), w prezentowanym modelu utożsamia się temperaturę uplastycznienia T_{pl} z temperaturą krytyczną T_{kr} rozumianą jako temperatura, przy której materiał praktycznie traci zdolność do deformacji sprężystej. Przy takim sformułowaniu temperatura krytyczna T_{kr} jest temperaturą, przy której spełniony jest warunek związany z zależnością (128)

$$\left| \frac{\sigma_{pl}(T_{kr})}{E(T_{kr})} \right| < \varepsilon_0 \quad (131)$$

gdzie $\varepsilon_0 > 0$ jest arbitralnie przyjętą (umowną) wartością graniczną sprężystej składowej ε_{\max}^E odkształcenia materiału.

Proponowana definicja temperatury krytycznej T_{kr} łączy w sobie różne sformułowania używane przez innych autorów. Do pewnego stopnia opiera się na analogii do definicji

umownej granicy plastyczności powszechnie stosowanej w analizie zagadnień sprężysto-plastycznych.

W praktyce temperaturowe zależności granicy plastyczności $\sigma_{pl}(T)$ oraz modułu sprężystości podłużnej $E(T)$ dla zakresu wysokich temperatur są trudnodostępne. Mała dokładność takich danych materiałowych sprawia, że często problematycznym jest bazowanie na ilorazie małych wielkości o znacznej niepewności pomiarowej. Prawdopodobnie z tych względów wielu autorów skłania się do przyjmowania wartości temperatury krytycznej T_{kr} tylko na podstawie temperaturowej zależności granicy plastyczności $\sigma_{pl}(T)$.

Zmiana długości segmentu 1 z powodu deformacji plastycznej wynosi

$$\Delta L_1^{pl} = 2\varepsilon_{pl} x_{pl} \quad (132)$$

gdzie x_{pl} jest maksymalnym zasięgiem temperatury uplastycznienia T_{pl} (rys. 92). Wielkość x_{pl} jest przyjmowana w sposób przybliżony jako zasięg temperatury uplastycznienia w chwili końcowej fazy nagrzewania. Sposób numerycznego wyznaczania wartości x_{pl} metodą bisekcji jest omówiony w rozdziale dotyczącym pola temperatury.

Zauważmy, że jeśli wstawimy dowolną zmianę długości segmentu 1 w miejsce ΔL_1^T w równaniu (86) lub (87), to możemy obliczyć kąt deformacji konstrukcji wywołany dowolną inną przyczyną niż rozszerzalność termiczna. Przyczyną szczególnie interesującą jest zmiana długości z powodu deformacji plastycznej. Stąd, deformacja kątowna α_{pl} [rd] konstrukcji wywołana odkształceniem plastycznym może być wyrażona jako

$$\alpha_{pl} = -\frac{bk_F}{b^2 k_F + 4k_M} \Delta L_1^{pl} \quad (133)$$

Korzystając z równań (67), (130) i (132), otrzymujemy następujący wzór na kąt deformacji plastycznej

$$\alpha_{pl} = \frac{3AP\alpha_T w b x_{pl} t_h}{L h \rho c (3b^2 + w^2)} \left[\operatorname{erf} \left(\frac{L}{4\sqrt{kt_h}} \right) + \frac{L}{2\sqrt{kt_h}} \operatorname{ierfc} \left(\frac{L}{4\sqrt{kt_h}} \right) \right] \quad (134)$$

6.7 Progowe parametry obróbki

Zależności na progowe, minimalne parametry obróbki, to jest moc wiązki P_{pl} i czas nagrzewania t_{pl} , niezbędne dla termicznego wywoływania deformacji plastycznej rozpatrywanej konstrukcji można wyprowadzić z warunku uzyskania temperatury uplastycznienia T_{pl} w procesie laserowego nagrzewania. Temperatura ta spełnia równanie opisujące pole temperatury

$$T_{pl} = \frac{2q}{\lambda} \sqrt{\kappa t} \operatorname{ierfc} \left(\frac{x_{pl}}{2\sqrt{\kappa t}} \right) + T_0 \quad (135)$$

Największa temperatura występuje w środku nagrzewanego segmentu, a więc dla $x = 0$. Przyjmując, że w sytuacji progowej jest $x_{pl} = 0$ z równania (135) z wykorzystaniem zależności (35) otrzymujemy następujące wzory na progową moc wiązki P_{pl} i czas nagrzewania t_{pl} :

1) dla zadanego czasu nagrzewania t minimalna moc wiązki laserowej potrzebna do uzyskania temperatury uplastycznienia T_{pl} może być szacowana ze wzoru

$$P_{pl} = \frac{\sqrt{\pi} \lambda h w (T_{pl} - T_0)}{A \sqrt{\kappa t}} \quad (136)$$

2) dla zadanej mocy P wiązki minimalny czas nagrzewania potrzebny do uzyskania temperatury uplastycznienia T_{pl} może być szacowany na podstawie zależności

$$t_{pl} = \frac{\pi}{\kappa} \left(\frac{\lambda h w (T_{pl} - T_0)}{AP} \right)^2 \quad (137)$$

6.8 Określanie temperatury krytycznej

Dla wykorzystywania przedstawionego modelu teoretycznego aktuatora dwumostkowego niezbędne jest określenie wartości temperatury krytycznej stosowanego materiału. W dostępnej literaturze na temat metod analizy naprężeń i odkształceń związanych z oddziaływaniem termicznym można znaleźć tylko nieliczne wzmianki na temat sposobu określania wartości tej temperatury i jej związku z fizyką procesów występujących w ogrzewanych metalach i ich stopach. Ze względu na istotną rolę temperatury krytycznej w modelowaniu zagadnień termoplastycznych, w niniejszej pracy podjęta została próba znalezienia fizycznie uzasadnionego sposobu określania wartości tej temperatury. Niniejszy rozdział zawiera wykonany pod tym kątem krótki przegląd zjawisk występujących w metalach i ich stopach w podwyższonej temperaturze. Z konieczności przedstawiony opis jest ograniczony do najważniejszych faktów, ponieważ głębsza analiza zagadnienia i ogromnej literatury na temat plastyczności metali i ich stopów w podwyższonej temperaturze wykracza poza ramy niniejszej pracy i może samodzielnie stanowić duży i interesujący temat badawczy.

Vollertsen (1996, str. 112, 115) w obszernej monografii na temat kształtowania laserowego posługuje się pojęciem temperatury granicznej T_G , a ściślej - odpowiednim przyrostem temperatury ponad temperaturę początkową. Izoterma temperatury granicznej T_G wyznacza granicę obszaru, w którym wystąpiło spęczenie termiczne. Jako dolne oszacowanie T_G^d wartości temperatury granicznej zaproponował wartość temperatury, przy której pojawia się spęczenie termiczne w warunkach jednoosiowego pełnego ograniczenia swobody deformacji plastycznej

$$T_G^d = \frac{\sigma^{pl}}{E \alpha_T} \quad (138)$$

Podał, że przyrost temperatury odpowiadający dolnemu oszacowaniu T_G^d dla wielu materiałów leży pomiędzy 70 a 100 [K] (dla stali 71 [K], dla aluminium 94 [K], dla miedzi 75 [K]).

Górnym oszacowaniem T_G^s zaproponowanym przez Vollertsen (1996, str. 116) jest wartość temperatury rekrytalizacji T_{rek} . Argumentował to w następujący sposób. Jeśli w fazie nagrzewania powyżej temperatury rekrytalizacji pojawi się odkształcenie plastyczne spęczenia, to w fazie stygnięcia będzie występować odkształcenie zwrotne (niem. die Rückdehnung). Proces takiego odkształcania ulegnie zatrzymaniu gdy granica plastyczności materiału odzyska dostatecznie wysoką wartość. Vollertsen (1996, str. 112) przyjął, że nastąpi to w temperaturze rekrytalizacji. Podczas dalszego spadku temperatury odkształcenie zwrotne już nie występuje. Oznacza to, że odkształcenie plastyczne spęczenia, które powstaje podczas narastania temperatury od temperatury rekrytalizacji do maksymalnej temperatury procesu, ulega całkowitemu odwróceniu (cofnięciu) podczas spadku temperatury od temperatury maksymalnej do temperatury rekrytalizacji.

W konsekwencji granica obszaru uplastycznionego jest wyznaczana na podstawie przebiegu izotermy temperatury rekrytalizacji T_{rek} , a odkształcenie plastyczne jest obliczane na

podstawie odkształcenia termicznego $\alpha_T T_{rek}$ w temperaturze rekrytalizacji lub w temperaturze będącej funkcją maksymalnej temperatury w obszarze uplastycznionym i temperatury rekrytalizacji. Resztkowe odkształcenie sprężyste materiału $\sigma^{pl}(T_{rek})/E(T_{rek})$ w temperaturze rekrytalizacji może być zdaniem autora pomijane, ponieważ wynosi mniej niż 10% odkształcenia termicznego (1996, str. 112). W przykładach obliczeniowych Vollertsen (1996, str. 117) przyjmował wartości temperatury granicznej T_G dla stali St14 i St37 w zakresie 250÷450°C.

Mucha (2004, str. 45) stwierdza, że dla szerokiej klasy metali temperatura T_{pl} [K] uplastycznienia jest w przybliżeniu równa połowie temperatury topnienia T_{top} [K] wyrażonej w skali bezwzględnej

$$T_{pl} \approx \frac{T_{top}}{2} \quad (139)$$

Zależność ta została uzasadniona występowaniem zjawiska rekrytalizacji.

Do opisu i porównywania zachowania materiałów przy zmianach temperatury dogodnie jest posługiwanie się pewną temperaturą bezwymiarową, a mianowicie pojęciem temperatury homologicznej. Temperaturą homologiczną (lub odpowiednią) θ_h nazywa się iloraz temperatury aktualnej T [K] i temperatury topnienia materiału T_{top} [K], wyrażonych w skali bezwzględnej ($\theta_h = T/T_{top}$). W przypadku stopów jako temperatura topnienia T_{top} przyjmowana jest bezwzględna temperatura topnienia metalu stanowiącego osnowę stopu. Dla stopów na osnowie żelaza zależność pomiędzy temperaturą homologiczną θ_h a temperaturą T wyrażoną w stopniach Celsjusza pokazuje tablica 3.

Tablica 3. Zależność pomiędzy temperaturą homologiczną θ_h a temperaturą wyrażoną w stopniach Celsjusza dla stopów na osnowie żelaza.

θ_h [-]	T [°C]	θ_h [-]	T [°C]
0.1	-92	0.6	814
0.2	89	0.7	995
0.3	270	0.8	1176
0.4	451	0.9	1357
0.5	633	1	1538

Podstawowym mechanizmem powstawania odkształceń trwałych metali i stopów jest przemieszczanie się dyslokacji. Wraz ze wzrostem temperatury powiększa się amplituda drgań atomów wokół położeń równowagi, dzięki czemu odkształcenia sprężyste konieczne do uruchomienia dyslokacji maleją i tym samym naprężenie potrzebne do wywołania uplastycznienia jest mniejsze. Wartość naprężenia, przy którym pojawia się uplastycznienie materiału (*naprężenie uplastyczniające* σ_{pl} [Erbel, Kuczyński i in. 1986]), wynika z przebiegu procesów występujących w skali atomowej, takich jak: poślizg i wspinanie dyslokacji, dyfuzja pojedynczych atomów, przemieszczanie się ziaren względem siebie, bliźniakowanie i innych. Zmiana naprężenia uplastyczniającego przy zmianie temperatury wynika z wpływu zjawisk aktywowanych cieplnie na opory ruchu dyslokacji.

W zakresie niskich temperatur homologicznych, poniżej 0.1, opór ruchu dyslokacji zależy przede wszystkim od amplitudy drgań atomów sieci. W dostatecznie niskiej temperaturze opór ruchu dyslokacji może być tak duży, że materiał traci zdolność do odkształceń plastycznych [Erbel, Kuczyński i in. 1986, str. 65]. Ściśle rzecz biorąc, wyraźna granica pomiędzy zachowaniem sprężystym a plastycznym ciał stałych polikrystalicznych występuje tylko w temperaturze zera bezwzględnego [Frost, Ashby 1982, str. 1].

Na wartość naprężenia uplastyczniającego mają wpływ między innymi: gęstość dyslokacji, rozdrobnienie ziaren, procesy starzenia odkształceniowego, umocnienia wydzieleniowego, zdrowienia i rekrytalizacji. Przebieg tych procesów zależy od aktualnej temperatury, stanu odkształcenia i historii odkształcania. Płynięcie plastyczne, szczególnie w podwyższonej temperaturze, może być uważane za proces aktywowany termicznie [Dieter 1988, str. 310].

W temperaturze homologicznej większej od 1/3, nawet przy małych obciążeniach obserwuje się proces powolnej deformacji plastycznej materiału zwany pełzaniem. Wpływ prędkości odkształcenia na naprężenie uplastycznienia zaznacza się powyżej temperatury homologicznej 0.3 dla czystych metali oraz 0.4 dla stopów i materiałów ceramicznych [Frost, Ashby 1982, str. 11]. Generalnie pełzanie nabiera znaczenia inżynierskiego w temperaturze homologicznej większej niż 0.5.

Przy dostatecznie wysokiej temperaturze duży udział w odkształceniu plastycznym ma połączone z poślizgiem wspinanie dyslokacji krawędziowych wewnątrz ziaren. Proces ten występuje przy odpowiednio dużej liczbie ruchliwych wakansów [Guy 1977, str. 395] i atomów biorących udział w dyfuzji [Dieter 1988, str. 112, 169].

Zarówno wakansy, jak i atomy międzywęzłowe są aktywowane cieplnie. Ich stężenie w stanie równowagi w danej temperaturze opisuje równanie Arrheniusa

$$c = \frac{n}{N} = \exp\left(\frac{-E_s}{k_B T}\right) \quad (140)$$

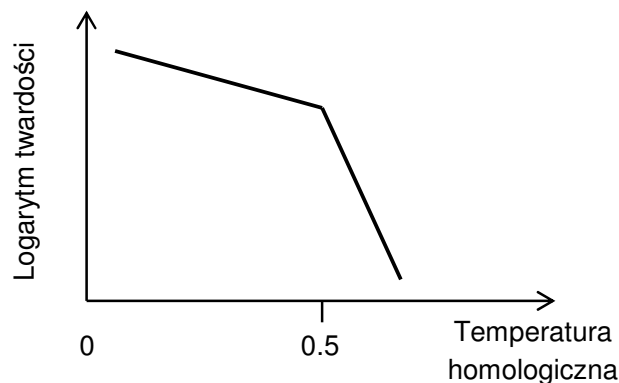
gdzie: n - liczba defektów punktowych ; N - liczba węzłów sieci krystalicznej; E_s - energia aktywacji defektu; k_B - stała Boltzmanna; T - temperatura.

W metalach technicznych podstawowe znaczenie mają wakansy, których stężenie w temperaturze bliskiej temperatury topnienia szacuje się na 10^{-4} , a stanowią one w tych warunkach ponad 90% wszystkich defektów punktowych [Staub, Adamczyk i in. 1994, str. 65].

Wspinanie dyslokacji jest procesem zależnym od dyfuzji. Ruch dyslokacji jest przy wspinaniu znacznie wolniejszy niż w przypadku poślizgu [Dieter 1988, str. 112]. Prędkość wspinania dyslokacji jest większa, jeśli podwyższonej temperaturze towarzyszy naprężenie materiału [Dieter 1988, str. 169]. Wspinanie dyslokacji jest istotnym mechanizmem pełzania materiałów.

Wykresy logarytmu twardości czystych metali w zależności od temperatury można z niewielkim błędem aproksymować dwiema liniami prostymi o różnych nachyleniach [Dieter 1988, str. 336]. Zmiana nachylenia następuje w pobliżu temperatury homologicznej 0.5. Podobny przebieg mają wykresy logarytmu wytrzymałości na rozciąganie w funkcji temperatury. Charakter temperaturowych zależności twardości czystych metali jest wiązany

ze zmianą mechanizmu deformacji przy temperaturze homologicznej bliskiej 0.5. Jak dowiódł Hill (1950, str. 260, 261) twardość materiału jest związana z jego granicą plastyczności relacją proporcjonalności lub inną funkcją, w zależności od rodzaju i stanu materiału. Stąd temperaturowe charakterystyki twardości odzwierciedlają wpływ temperatury na granicę plastyczności.



Rys. 117. Zależność twardości czystych metali od temperatury [Dieter 1988, str. 337].

W podwyższonej temperaturze działają wysokotemperaturowe mechanizmy odkształcenia plastycznego, to jest [Staub, Adamczyk i in. 1994, str. 94]:

- pełzanie dyfuzyjne po granicach ziarn (*pełzanie Coblego*), efektywne przy $\theta_h > 0.3$,
- pełzanie dyfuzyjne przez ziarna (*pełzanie Herringa-Nabarro*) przy $\theta_h > 0.5$ (dominuje przy $\theta_h > 0.8$)
- pełzanie dyslokacyjne kontrolowane oddziaływaniem dyslokacji z przeszkodami,
- poślizg po granicach ziarn.

Temperatura homologiczna 0.5 stanowi w przybliżeniu górną granicę działania mechanizmów umocnienia materiału, które opóźniają ruch dyslokacji przez poślizg [Dieter 1988, str. 188]. Doprowadzanie energii cieplnej sprzyja przemianie układów dyslokacji w granice ziaren. Towarzyszy temu spadek gęstości dyslokacji. W temperaturach homologicznych wyższych niż 0.5 mogą pojawiać się deformacje wynikające z poślizgów na granicach ziaren. W wysokiej temperaturze zaburzona struktura granic ziaren ułatwia lokalne przemieszczanie się atomów, co sprzyja deformacji plastycznej [Guy 1977, str. 395]. Poślizgi te odgrywają coraz większą rolę wraz ze wzrostem temperatury i spadkiem prędkości odkształcenia, jak w przypadku pełzania. W metalach i materiałach ceramicznych znajdujących się w temperaturze bliskiej temperatury topnienia, około jedna trzecia ogólnego odkształcenia zachodzi w bezpośrednim sąsiedztwie granic ziaren, poprzez ślizganie się ziaren po sobie.

W przybliżony sposób znaczący udział poślizgu na granicach ziaren określa *temperatura jednakowej spójności* T_e (ang. *equicohesive temperature ECT*) [Jakowluk 1993, str. 263], wprowadzona przez Jeffriesa [Dieter 1988, str. 188, 453]. Jest to temperatura, przy której ziarna i granice ziaren mają taką samą wytrzymałość. Powyżej tej temperatury granice ziaren są słabsze niż obszary wewnętrzne ziaren i występuje pękanie wzdłuż ich granic (międzykrystaliczne).

Większą wytrzymałość wykazuje materiał o większych ziarnach ze względu na spadek powierzchni granic ziaren wraz ze zwiększaniem ich rozmiarów. Natomiast poniżej temperatury T_e obszary granic ziaren mają większą nośność niż ziarna i obserwuje się wzrost wytrzymałości danego materiału ze spadkiem rozmiaru ziaren.

Temperatura jednakowej spójności T_e nie ma ustalonej wartości, podobnie jak temperatura rekrytalizacji. Jest ona zależna od naprężenia, a także od prędkości odkształcenia [Dieter 1988, str. 453]. Ze spadkiem prędkości odkształcenia temperatura T_e maleje, a tym samym rośnie skłonność do pękania międzykrystalicznego.

Wymienione zmiany w zachowaniu materiałów w pobliżu temperatury homologicznej 0.5 stanowią przesłankę przemawiającą za przyjmowaniem temperatury krytycznej według kryterium $T_{pt} \approx T_{top} / 2$ przytoczonego przez Muchę (2004).

Umocnienie odkształceniowe (dyslokacyjne)

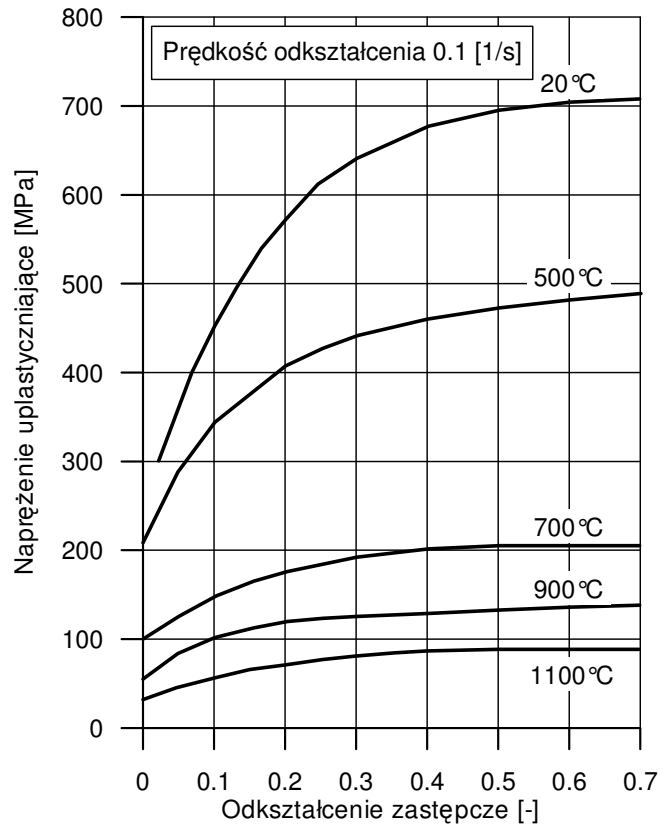
Podczas plastycznego odkształcania dyslokacje napotykają na przeszkody w postaci innych defektów sieci krystalicznej, jak wakanse, atomy obce, atomy nadmiarowe, granice bloków i układy dyslokacji. Wzrasta gęstość dyslokacji i zmniejsza się ich droga swobodna. Wzrasta poziom naprężeń koniecznych dla wywołania ruchu dyslokacji.

Efekt wzrostu naprężenia uplastyczniającego pod wpływem trwałego odkształcenia materiału jest nazywany *umocnieniem odkształceniowym (dyslokacyjnym)*. Przykłady krzywych umocnienia stali węglowej 15 przy różnych temperaturach i prędkości odkształcenia $\dot{\epsilon} = 0.1$ [1/s] pokazuje rys. 118. Proces usuwania skutków umocnienia nazywa się *nawrotem*.

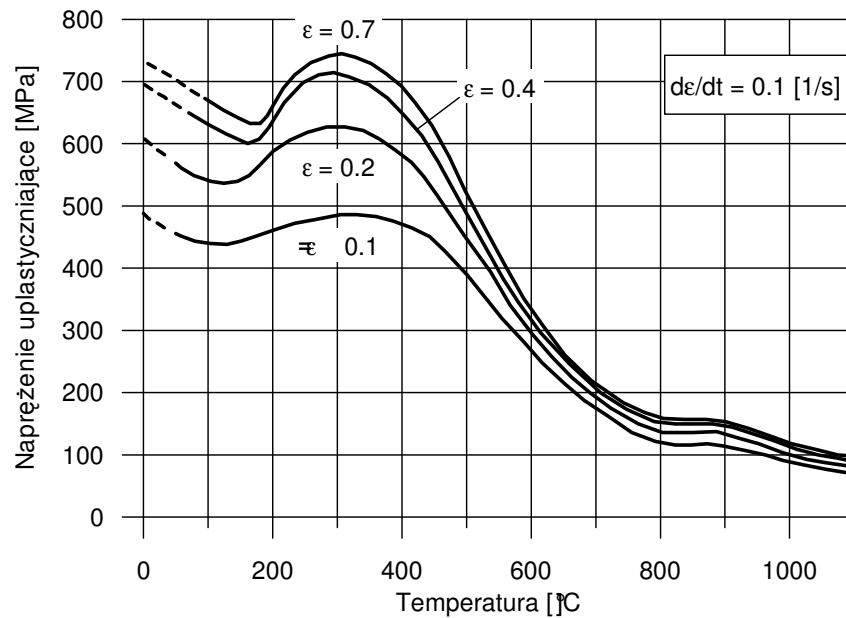
Starzenie odkształceniowe

W temperaturze niższej od temperatury rekrytalizacji niektóre materiały wykazują w pewnym zakresie wzrost naprężenia uplastycznienia przy wzroście temperatury. Przykładem jest wzrost granicy plastyczności ze wzrostem temperatury metali o sieci regularnej centrowanej przestrzennie RCP (A2), między innymi różnych gatunków stali. Zjawisko to określane jako *starzenie odkształceniowe* polega na dyfuzji w kierunku dyslokacji atomów pierwiastków rozpuszczonych w metalu odkształconym. Atomy pierwiastków obcych, takich jak węgiel C, azot N i wodór H, z połączeń międzywęzłowych wędrują wskutek dyfuzji do luk międzywęzłowych w pobliżu dyslokacji i tworzą wzdłuż dyslokacji *atmosfery Cottrella*. Powoduje to utrudnienie ruchu dyslokacji. Uruchomienie tak zakotwiczonych dyslokacji następuje w momencie osiągnięcia przez naprężenie *górnej granicy plastyczności R_e* , zwanej *granica fizyczną* lub *wyraźną*. Po uwolnieniu dyslokacji od atmosfer przemieszczanie dyslokacji następuje przy naprężeniu na poziomie *dolnej granicy plastyczności $R_{(e)}$* . Utrata stateczności materiału w wyniku zmniejszenia oporu plastycznego uwidacznia się na powierzchni próbki *liniami Lüdersa-Czernowa*.

Dynamiczne starzenie odkształceniowe jest przyczyną niemonotonicznego przebiegu zależności naprężenia uplastyczniającego od temperatury dla zwykłych stali węglowych (rys. 119). Zachodzący tu wzrost naprężenia uplastyczniającego przyjęto nazywać *kruchością na niebiesko* od niebieskiej barwy nalotowej pojawiającej się na powierzchni stali w temperaturze ok. 300°C.



Rys. 118 Krzywe umocnienia stali 15 w różnych temperaturach i przy prędkości odkształcenia $\dot{\epsilon} = 0.1$ [1/s] [Erbel, Kuczyński i in. 1986, str. 117].



Rys. 119. Zależność naprężenia uplastyczniającego stali węglowej 15 od temperatury przy prędkości odkształcenia $\dot{\epsilon} = 0.1$ [1/s] [Erbel, Kuczyński i in. 1986, str. 121]

Temperaturowe charakterystyki naprężenia uplastyczniającego stali 15 (rys. 119) wykazują niewielkie lokalne maksimum w zakresie 800÷900°C oraz dalszy spadek σ_{pl} przy

zwiększaniu temperatury. To drugie lokalne maksimum związane jest ze zjawiskiem *kruchości na czerwono*. Siarczek żelaza FeS obecny na granicach ziaren wykazuje małą plastyczność w tym zakresie temperatury.

W przypadku stali niskowęglowej 15 (rys. 119) odkształcanej z prędkością $\dot{\epsilon} = 0.1$ [1/s] w temperaturze homologicznej 0.5, której dla stopów żelaza odpowiada temperatura 633°C, obserwujemy spadek naprężenia uplastyczniającego do ponad 50% wartości stwierdzonej w temperaturze 20°C. Przy prędkości odkształcenia $\dot{\epsilon} = 0.1$ [1/s] i przy odkształceniu $\epsilon = 0.1$ [-] stal 15 wykazuje w temperaturze homologicznej 0.5 granicę plastyczności na poziomie około 250 MPa, a więc nadal dość wysoką.

W przypadku procesów kształtowania termicznego, w szczególności przy termicznym wywoływaniu deformacji aktuatora dwumostkowego, można oczekiwać znacznie mniejszych prędkości odkształcenia $\dot{\epsilon}$. W dalszej części pracy przedstawione jest oszacowanie, zgodnie z którym prędkość odkształcenia podczas nagrzewania jednej z badanych próbek wynosiła $4 \cdot 10^{-5}$ [1/s]. Przy mikrodeformacjach indukowanych laserowo również wartości odkształcenia ϵ mogą być dużo mniejsze, niż w przytoczonym przykładzie charakterystyki materiałowej (rys. 119). Z tych względów do pogłębionej analizy aktuatorów stosowanych przy pozycjonowaniu potrzebne są charakterystyki temperaturowe granicy plastyczności przy małych odkształceniach ϵ i prędkościach odkształcenia $\dot{\epsilon}$. Takich danych jednak nie udało się znaleźć w dostępnej literaturze. W dalszej części pracy zamieszczona jest dyskusja wyników przy wykorzystaniu ekstrapolacji danych materiałowych do pożądanej prędkości odkształcenia.

Starzenie wydzieleniowe

Przeszkodami dla ruchu dyslokacji mogą być wydzielenia nowej fazy w postaci rozproszonej (dyspersyjnej). W stopach ulegających przemianom fazowym może pojawić się wzrost naprężenia uplastyczniającego, gdy nowo utworzona faza powoduje umocnienie wydzieleniowe lub ma większe naprężenie uplastyczniające. Przykładem są kwasoodporne stale austenityczne, w których wydziela się martenzyt, powodując znaczny wzrost naprężenia uplastyczniającego. Procesy starzenia wydzieleniowego narastają w miarę wzrostu odkształcenia, utrudniając na ogół w sposób trwały ruchy dyslokacji.

Zdrowienie

Ogromna większość materiałów konstrukcyjnych jest wykorzystywana w stanie po przeróbce plastycznej, na przykład po walcowaniu na zimno. Część (2÷10%) pracy doprowadzanej dla wywołania odkształcenia plastycznego ulega zmagazynowaniu w postaci energii sprężystej atomów wychylonych z położenia równowagi z powodu obecności różnego rodzaju defektów struktury, głównie dyslokacji.

Wraz z podnoszeniem temperatury obserwuje się procesy powrotu materiałów do stanu niskoenergetycznego. Początkowo, pod wpływem dyfuzji atomów zachodzi *zdrowienie* materiału, na które składają się następujące procesy:

- przemieszczanie się i anihilacja defektów punktowych,
- przemieszczanie się dyslokacji poprzez dołączanie atomów nadmiarowych i wakansów,

- anihilacja dyslokacji przeciwnego znaku,
- *poligonizacja*, czyli powstawanie układów dyslokacji tego samego znaku, tworzących granice wąskokątowe.

Zdrowienie zazwyczaj jest definiowane jako przywrócenie własności fizycznych metalu poddanego obróbce plastycznej na zimno, bez widocznych zmian w mikrostrukturze.

W temperaturach homologicznych mniejszych od 0.1 (około -92°C dla stali niskowęglowych) procesy zdrowienia dynamicznego praktycznie nie zachodzą. W temperaturach homologicznych 0.4÷0.6 (około 451÷814°C dla stali niskowęglowych), zbliżonych do temperatury rekrytalizacji pierwotnej, procesy zdrowienia dynamicznego zachodzą bardzo szybko i w sposób znaczący wpływają na zmniejszenie naprężenia uplastyczniającego. Zmniejszenie oporu plastycznego i częściowy zanik naprężeń własnych następuje w wyniku zdrowienia w stopniu zależnym od temperatury i czasu wygrzewania materiału odkształconego.

Nasilenie procesów zdrowienia dynamicznego w pobliżu temperatury homologicznej 0.5 i wynikający stąd spadek granicy plastyczności dają kolejną przesłankę na rzecz przyjmowania wartości temperatury krytycznej jako $T_{pl} \approx T_{top} / 2$.

Rekrytalizacja pierwotna

Wraz ze wzrostem temperatury pojawia się zastępowanie pierwotnych odkształconych ziaren przez zespoły nowych ziaren, zjawisko *rekrytalizacji pierwotnej*. Rekrytalizacja ta na ogół zachodzi w temperaturach homologicznych wyższych od 0.4. Wymaga ona pewnego czasu ze względu na okres inkubacji zarodków nowych ziaren. Po zakończeniu rekrytalizacji pierwotnej materiał składa się wyłącznie z nowych ziaren [Erbel, Kuczyński i in. 1986, str. 125].

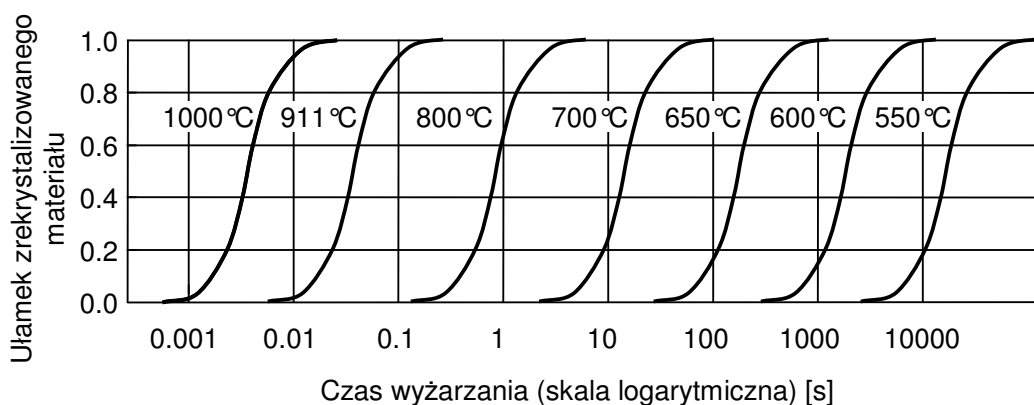
W pobliżu temperatury rekrytalizacji własności mechaniczne zmieniają się najintensywniej [Erbel, Kuczyński i in. 1986, str. 126]. Opór materiału przeciw odkształceniom plastycznym znacznie maleje w temperaturze rekrytalizacji [Gulajew 1967]. Całkowity zanik naprężeń własnych ma miejsce w temperaturze rekrytalizacji, przy odbudowie struktury materiału odkształconego. W celu przywrócenia pierwotnych właściwości materiałowi odkształconemu stosowane jest wyżarzanie rekrytalizujące, zwane zmiękcżającym. Kształtowanie materiału w temperaturze rekrytalizacji lub wyższej jest nazywane obróbką plastyczną na gorąco.

Na przebieg procesu rekrytalizacji istotny wpływ mają następujące czynniki [Dieter 1988, str. 235]:

1. Wielkość uprzedniej deformacji.
2. Temperatura.
3. Czas.
4. Początkowa wielkość ziaren.
5. Skład.
6. Zaawansowanie zdrowienia lub poligonizacji przed rozpoczęciem rekrytalizacji.

Temperatura, w jakiej następuje rekrytalizacja, jest powiązana z innymi wymienionymi czynnikami. Z tego względu temperatura rekrytalizacji nie ma tak ustalonej wartości, jak na przykład temperatura topnienia.

Krzywe izotermicznej rekrytalizacji (rys. 120) pokazują, iż temperatura silnie wpływa na szybkość tego procesu. Jak widać, rekrytalizacja może zachodzić w szerokim zakresie temperatury, a jej stopień (udział materiału, który uległ rekrytalizacji) będzie zależał od czasu przebywania w danej temperaturze. W podanym przykładzie (rys. 120) przy temperaturze 911°C rekrytalizacja stali zachodzi w ułamku sekundy.



Rys. 120. Przebieg rekrytalizacji podczas wyżarzania stali zawierającej 3.25% krzemu, odkształconej na zimno o 60% [Guy 1977, str. 353] za [Speich, Fisher 1966].

Miarą szybkości rekrytalizacji pierwotnej stosowaną przy modelowaniu procesu jest odwrotność czasu $t_{0.5}$, w jakim rekrytalizacji ulega 50% materiału. Silny wpływ temperatury T na prędkość rekrytalizacji (rys. 120) pokazuje zależność Arrheniusa [Humphreys, Hatherly 1995, str. 186]

$$\frac{1}{t_{0.5}} = C \exp\left(-\frac{Q}{k_B T}\right) \quad (141)$$

gdzie Q jest energią aktywacji procesu; k_B - stała Boltzmanna; C - stała. W przypadku rekrytalizacji stali zawierającej 3.25% krzemu (rys. 120) energia aktywacji Q ma wartość 290 kJ/mol.

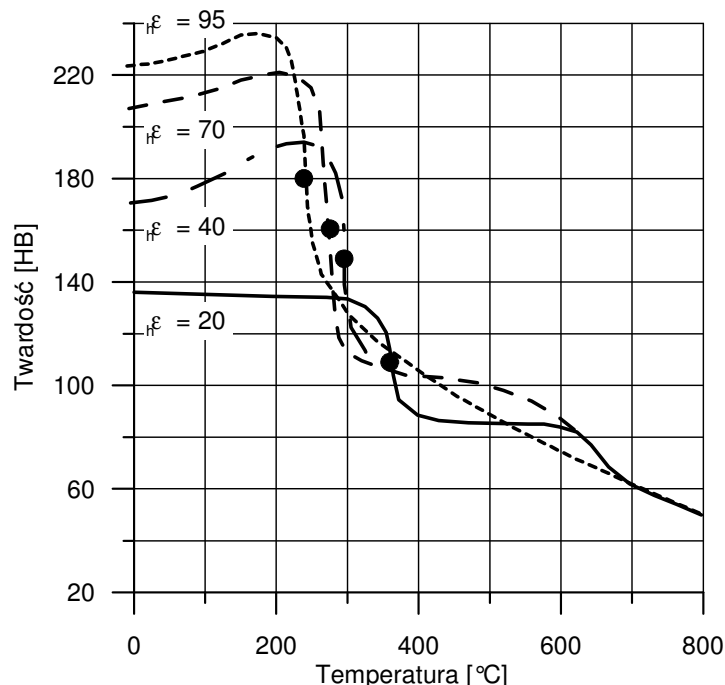
Wpływ czasu i temperatury na kinetykę procesu rekrytalizacji pierwotnej według modelu Johnsona-Mehl-Avrami-Kołmogorowa (JMAK) opisuje równanie

$$X_V = 1 - \exp(-Bt^n) \quad (142)$$

gdzie: X_V jest objętościowym udziałem materiału zrekrystalizowanego; B jest funkcją między innymi temperatury T ; n jest wykładnikiem, którego wartość w zależności od stopnia swobody wzrostu ziaren może sięgać od 1 do 4 [Humphreys, Hatherly 1995, str. 190].

W zagadnieniach praktycznych temperatura rekrytalizacji jest definiowana jako temperatura, w której dany stop intensywnie odkształcony na zimno ulega całkowitej rekrytalizacji przez 1 godz. Temperaturę rekrytalizacji można wyznaczyć również na

podstawie krzywych zmiany twardości w zależności od temperatury wygrzewania. Można przyjąć, że temperaturę rekrytalizacji określają odcięte punktów przegięcia krzywych twardości (rys. 121) [Erbel, Kuczyński i in. 1986, str. 127]. Innymi sposobami wyznaczenia temperatury rekrytalizacji są: mikroskopowa obserwacja nowo powstających ziarn oraz badania rentgenograficzne [Staub, Adamczyk i in. 1994, str. 378].



Rys. 121. Zmiana twardości mosiądzu M68 w zależności od wstępnego odkształcenia ϵ_h i temperatury wygrzewania [Erbel, Kuczyński i in. 1986, str. 127].

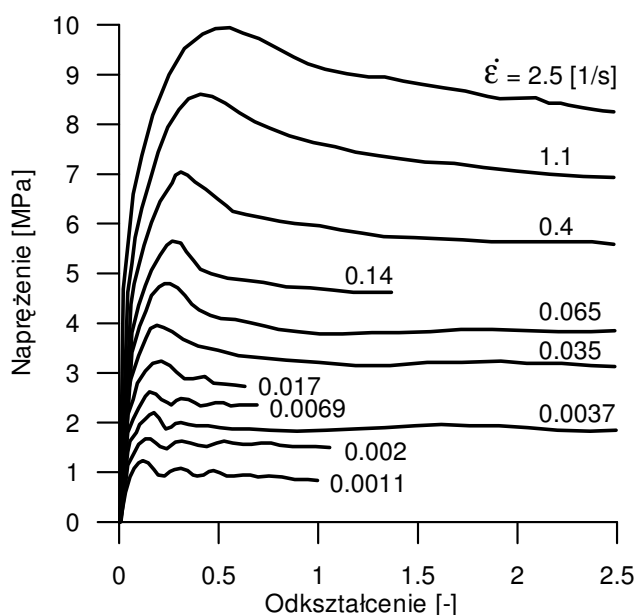
Pewien wpływ na przebieg rekrytalizacji pierwotnej ma także szybkość nagrzewania. Jest on złożony, ponieważ w niektórych stopach przy szybkim ogrzewaniu zaobserwowano przyspieszoną rekrytalizację, podczas gdy w stalach stwierdzono spowolnienie rekrytalizacji [Humphreys, Hatherly 1995, str. 188].

Obecność nawet bardzo małych ilości niektórych domieszek wyraźnie zmienia temperaturę rekrytalizacji. W przypadku metali wysokiej czystości temperatura homologiczna rekrytalizacji może wynosić zaledwie 0.1 [Gulajew 1967, str. 63] lub 0.3 [Guy 1977, str. 358]. Dla metali technicznie czystych, to jest o czystości wymaganej w technice, temperatura homologiczna rekrytalizacji ma wartość 0.3÷0.4 [Gulajew 1967, str. 63]. W przypadku stopów temperatura homologiczna rekrytalizacji może wynosić od 0.6 [Erbel, Kuczyński i in. 1986, str. 128] do 0.8 [Gulajew 1967, str. 63]. Wartości temperatury rekrytalizacji wybranych materiałów są zamieszczone w tablicy 4. W zakresie temperatur dostatecznie wyższych od temperatury rekrytalizacji pierwotnej, ale nieprzekraczających temperatury rekrytalizacji wtórnej, nie występują większe zmiany własności mechanicznych.

Uprzednie odkształcenie metalu ułatwia rekrytalizację i obniża temperaturę jej początku. Poniżej pewnego minimalnego stopnia zgniotu (zwykle w zakresie 1 do 20%) rekrytalizacja nie zachodzi nawet w temperaturach bliskich temperaturze topnienia, chociaż jest możliwe

zachodzenie procesów takich jak zdrowienie [Guy 1977, str. 356]. Rekrytalizacja może nie nadążać za odkształceniem przy większej jego szybkości.

Naprężenie plastycznego płynięcia w temperaturze 1100°C stali zawierającej 0.25% węgla dla różnych prędkości odkształcenia jest przedstawione na rys. 122. Pokazane wyniki zostały uzyskane w próbach skręcania na gorąco. Wraz ze spadkiem prędkości odkształcenia widać narastanie efektu zdrowienia dynamicznego likwidującego umocnienie odkształceniowe. Gdy naprężenie plastycznego płynięcia przekroczy swoją wartość maksymalną dalsze zachowanie materiału jest uwarunkowane rekrytalizacją dynamiczną. Falisty przebieg naprężenia w funkcji odkształcenia przy małych prędkościach odkształcenia wynika z cyklicznej rekrytalizacji dynamicznej [Staub, Adamczyk 1994, str. 127].



Rys. 122. Naprężenie płynięcia stali zawierającej 0.25% C w próbie skręcania w temperaturze 1100°C [Staub, Adamczyk i in. 1994, str. 127].

Przedstawione wyniki prób skręcania w temperaturze 1100°C (rys. 122) pokazują, że naprężenie plastycznego płynięcia badanej stali węglowej ma bardzo małą wartość przy odkształcaniu z małą prędkością. Wynikają stąd trudności w określeniu granicy plastyczności przy małym odkształceniu i małej prędkości odkształcenia.

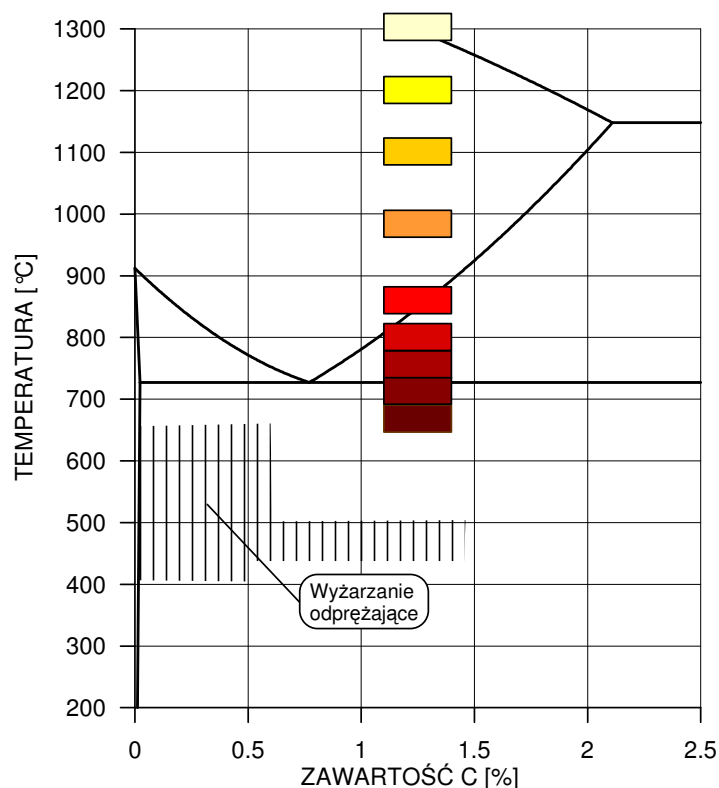
Przebudowa sieci krystalicznej i związane z nią gwałtowne pogorszenie własności mechanicznych stanowią mocne uzasadnienie fizyczne dla wiązania temperatury krytycznej z występowaniem procesu rekrytalizacji pierwotnej. Jednak silna zależność temperatury rekrytalizacji od czystości metali, składu stopów i innych czynników powoduje poważne utrudnienie dla praktycznego określania wartości temperatury krytycznej stosowanego materiału. Wartość temperatury rekrytalizacji może być oszacowana jedynie w sposób zgrubny na podstawie danych literaturowych. Dokładniejsze jej określenie wymaga przeprowadzenia badań danego materiału znajdującego się w określonym stanie.

Wpływ temperatury na naprężenia własne

Naprężenia własne są układami naprężeń, które mogą istnieć w ciele wolnym od sił zewnętrznych. Powstają przy niejednorodnej deformacji plastycznej w wielu procesach

obróbki plastycznej [Dieter 1988, str. 557]. Taką deformację można również wywołać poprzez niejednorodne ogrzanie lub ochłodzenie materiału i niejednorodne termiczne rozszerzanie się lub skurcz [Dieter 1988, str. 559] podczas spawania, cięcia termicznego, odlewania i obróbki cieplnej. Efekt ten jest wykorzystywany w procesach kształtowania termicznego.

Jednym ze źródeł informacji o termoplastycznych właściwościach materiałów jest ich zachowanie podczas wyżarzania. W celu zmniejszenia naprężeń własnych pozostających w materiale po różnego rodzaju operacjach obróbczych stosowane jest wyżarzanie odprężające. W przypadku stali wyżarzanie odprężające polega na nagraniu przedmiotu do temperatury, w której następuje relaksacja naprężeń własnych, ale dla uniknięcia wyraźnych zmian strukturalnych niższej od temperatury A_{c1} przemiany eutektoidalnej. Rys 123 przedstawia układ Fe-Fe₃C z zaznaczonym zakresem temperatur wyżarzania odprężającego stali węglowych. Na tym rysunku orientacyjnie pokazano również barwę stali w danej temperaturze. Temperatura znaczącego spadku wartości granicy plastyczności materiału może być szacowana na podstawie jego temperatury wyżarzania odprężającego.

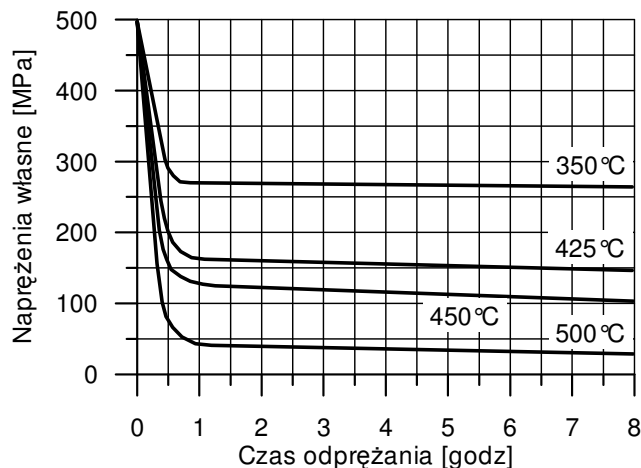


Rys. 123. Temperatury wyżarzania odprężającego stali węglowych na tle fragmentu układu Fe-Fe₃C.

Naprężenia własne obecne przed rozpoczęciem wygrzewania, ulegają redukcji w stopniu zależnym od temperatury ogrzania materiału i czasu przebywania w niej. Na rys. 124 pokazana jest ta zależność na przykładzie stali miękkiej [Erbel, Kuczyński i in. 1986, str. 126].

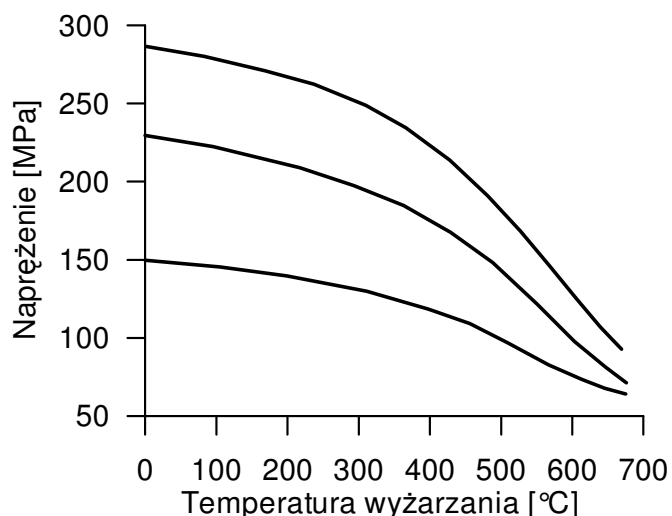
Gwałtowny spadek naprężeń własnych występuje w bardzo krótkim czasie po ogrzaniu materiału do danej temperatury. Jak pokazuje rys. 124, decydujące znaczenie dla zmniejszania naprężeń własnych ma temperatura, natomiast czas ma wpływ drugorzędny.

Pokazane zależności uzasadniają przyjęte wartości temperatury i czasu wygrzewania próbek stosowanych w badaniach eksperymentalnych.



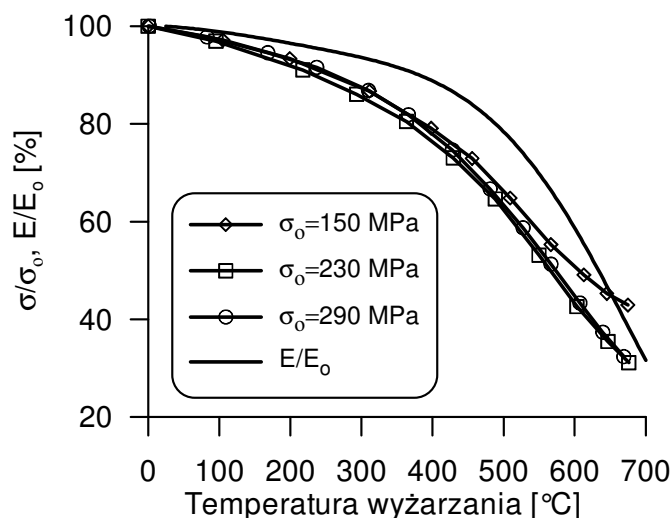
Rys. 124. Zależność naprężeń własnych stali miękkiej od temperatury i czasu wygrzewania odprężającego [Erbel, Kuczyński i in. 1986, str. 126].

Przykłady redukcji naprężeń własnych pod wpływem wyżarzania pokazuje rys. 125. W przypadku konstrukcji spawanych temperatura wyżarzania odprężającego zazwyczaj wynosi 620-650 °C [Piwowar 1978, rys. IV,10]. Czas odprężania w tej temperaturze wynosi 0,5÷2 godz. [Senczyk 1996, str. 193]. W uwalnianiu naprężeń własnych przez wygrzewanie ważną rolę pełni pełzanie materiału [Dieter 1988, str. 559].



Rys. 125. Wpływ temperatury wyżarzania na naprężenia własne [Piwowar 1978].

Jeżeli odniesiemy poziom naprężeń własnych σ po wyżarzaniu do ich poziomu początkowego σ_0 , to zależność przedstawiona na rys. 125 przyjmie postać pokazaną na rys. 126. Na tym rysunku zamieszczony jest również wykres względnej zależności temperaturowej modułu sprężystości podłużnej E stali konstrukcyjnej, w odniesieniu do wartości E_0 dla temperatury pokojowej.



Rys. 126. Wpływ temperatury na naprężenia własne i moduł sprężystości podłużnej stali konstrukcyjnej.

Przedstawione wykresy ilustrują związek pomiędzy poziomem naprężeń własnych a temperaturą materiału. Naprężenia własne w swej istocie są wzajemnie równoważącymi się naprężeniami sprężystymi, a maksymalna wartość, jaką mogą one przyjmować to wartość naprężenia uplastyczniającego danego materiału w danej temperaturze [Dieter 1988, str. 558]. Stąd wykresy zmiany naprężeń własnych w funkcji temperatury do pewnego stopnia odzwierciedlają zależność granicy plastyczności od temperatury. Nie mogą natomiast pokazywać wzrostu naprężenia uplastyczniającego stali węglowych pod wpływem dynamicznego starzenia odkształceniowego (kruchość na niebiesko), jako że dotyczą jedynie spadku naprężeń własnych od wartości początkowej. W analizie procesów kształtowania termicznego przebiegi relaksacji naprężeń własnych mogą być wykorzystywane dwojako:

- (1) do określania wartości temperatury krytycznej oraz
- (2) do wyznaczania maksymalnych naprężeń pozostających po obróbce termicznej.

Wartości temperatury wyżarzania odprężającego, rekrytalizacji, wyżarzania rekrytalizującego oraz przeróbki plastycznej na gorąco wybranych metali i ich stopów są przedstawione w tabelicy 4.

Tablica 4. Temperatura wyżarzania odprężającego, rekrytalizacji, wyżarzania rekrytalizującego oraz przeróbki plastycznej na gorąco wybranych metali i ich stopów według [Erbel, Kuczyński i in. 1986] i innych źródeł.

Materiał	Temperatura [°C]			
	wyżarzania odprężającego	rekrytalizacji	wyżarzania rekrytalizującego	przeróbki plastycznej na gorąco
Aluminium	120 [S]	50 [Gul] 150 [S]	250÷350 [Gul]	350÷450 [Gul]
Aluminium technicznie czyste		150 [Guy]	370÷400 250÷350 [Gul]	350÷450
Miedź	150	180÷230 270 [Gul]	500÷700 450÷500 [Gul]	600÷800
Nikiel	400	550-600 620 [S]	780÷850	
Mosiądz M63 (CuZn37)	250÷300	350÷370	600÷700 400÷500 [Gul]	600÷750
Mosiądz M90 (CuZn10)	220÷280	335÷370	650÷720 400÷500 [Gul]	600÷750
Molibden			1400÷1600 [Gul]	1200÷1400
Stal 0.1% C	400÷450	550 460 [S]	600÷700	800÷1300
Stal kwasoodporna 1H18N9T	500÷650	740÷960	1000÷1100	
Wolfram	800 [S]	1200 [S]		
Żelazo		450	600÷700	800÷1300

Legenda:

Gul - [Gulajew 1967, str. 65]

Guy - [Guy 1977, str. 358]

S - [Senczyk 1996, str. 193]

Temperatury wyżarzania odprężającego stali stosowanych na spawane zbiorniki ciśnieniowe wynoszą [Gourd 1997]:

- stal niskowęglowa - 580°C
- stal węglowo-manganowa - 580°C
- stal węglowo-molibdenowa (0.5%) - 650°C
- stal chromowo (1%) -molibdenowa (0.5%) - 650°C
- stal chromowo (2.5%) -molibdenowa (1%) - 690°C
- stal chromowo (5%) -molibdenowa (0.5%) - 724°C

Stabilność wymiarowa

Wyżarzanie odprężające jest stosowane od poprawy stabilności wymiarowej elementów wykorzystywanych w laserowym mikropozycjonowaniu i justacji podzespołów [Hoving, Verhoeven 2000], [Müller, Ströl i in. 2003]. W wyniku oddziaływania termicznego w materiale powstają naprężenia, które mogą sięgać poziomu granicy plastyczności, jak pokazują cykle termiczne naprężenia elementów o ograniczonej swobodzie deformacji. Pozostające naprężenia własne mogą być powodem pojawiania się niepożądanych deformacji i zmian wymiarowych wskutek pełzania niskotemperaturowego. Dla uniknięcia lub redukcji skali tych deformacji, w procesie termicznego kształtowania lub korekcji kształtu stosowane są operacje lokalnego wyżarzania odprężającego (stabilizowania [Staub, Adamczyk i in. 1994, str. 281, 381]), które zmniejszają naprężenia własne do poziomu wynikającego z maksymalnej temperatury i czasu wyżarzania. Operacje takie mogą być realizowane z użyciem tego samego lasera stosowanego przy kształtowaniu, jednak o odpowiednio zmienionych parametrach mocy wiązki, czasu i wielkości obszaru oddziaływania [Hoving, Verhoeven 2000]. Deformacje towarzyszące wyżarzaniu są uwzględniane w procesie laserowego pozycjonowania i regulacji.

Równania konstytutywne

Złożoność budowy i zjawisk występujących w materiałach polikrystalicznych sprawiają, że ich zachowanie w ogólności nie może być przewidywane z wysoką dokładnością jako funkcja temperatury, odkształcenia, jego prędkości i stanu naprężenia [Dieter 1988, str. 185]. W praktyce korzysta się z zależności bardzo uproszczonych, o ograniczonym zakresie stosowalności [Erbel, Kuczyński i in. 1986, str. 56].

Równania konstytutywne opisują związki pomiędzy naprężeniem a odkształceniem przy użyciu prędkości odkształcenia $\dot{\epsilon}$ oraz temperatury T . Są one formułowane w celu analitycznego i numerycznego modelowania i analizy procesów obróbki plastycznej na gorąco, takich jak walcowanie na gorąco, wyciskanie i kucie. Parametry tych równań zazwyczaj są określane w badaniach termo-mechanicznych, na przykład w próbie ściskania lub skręcania w podwyższonej temperaturze [Kugler, Knap i in. 2004], [Stewart, Jonas 2004].

Początkowo próbowano traktować odkształcenie, prędkość odkształcenia i temperaturę podobnie jak zmienne stanu w opisie gazu doskonałego (ciśnienie, objętość i temperatura). Jednak proces deformacji plastycznej nie jest procesem odwracalnym i w ogólnym przypadku nie można traktować naprężenia uplastyczniającego σ_{pl} jako funkcji odkształcenia ϵ , prędkości odkształcenia $\dot{\epsilon}$ oraz temperatury T . Naprężenie plastycznego płynięcia zależy głównie od struktury dyslokacyjnej, która wynika z historii zmian odkształcenia, prędkości odkształcenia i temperatury materiału [Dieter 1988, str. 306]. W przypadkach szczególnych, gdy dwa z tych trzech parametrów mają wartości stałe, można określić funkcję naprężenia uplastyczniającego σ_{pl} w zależności od trzeciego parametru [Erbel, Kuczyński i in. 1986, str. 57].

Dla ustalonych wartości odkształcenia i prędkości odkształcenia zależność naprężenia uplastycznienia od temperatury można w ogólnym przypadku przedstawić w postaci [Dieter 1988, str. 303]

$$\sigma_{pl} = C e^{\frac{Q}{RT}} \quad (143)$$

gdzie: C - stała; Q - energia aktywacji procesu płynięcia plastycznego, $R = 8.314$ [J/(mol K)] - uniwersalna stała gazowa. W układzie współrzędnych $x = \ln \sigma_{pl}$, $y = 1/T$ wykres zależności (143) jest linią prostą o nachyleniu Q/R .

Zależność naprężenia σ_f plastycznego płynięcia w stanie ustalonym od prędkości odkształcenia $\dot{\epsilon}$ i temperatury T podczas obróbki plastycznej na gorąco często jest opisywana wzorem empirycznym zaproponowanym przez Sellarsa i Tegarta [Sellars, Tegart 1966], [Sellars, Tegart 1972], [Jonas, Sellars, Tegart 1969], [Jonas 1969] [Dieter 1988, str. 307].

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) = A [\sinh(\alpha \sigma_f)]^n \quad (144)$$

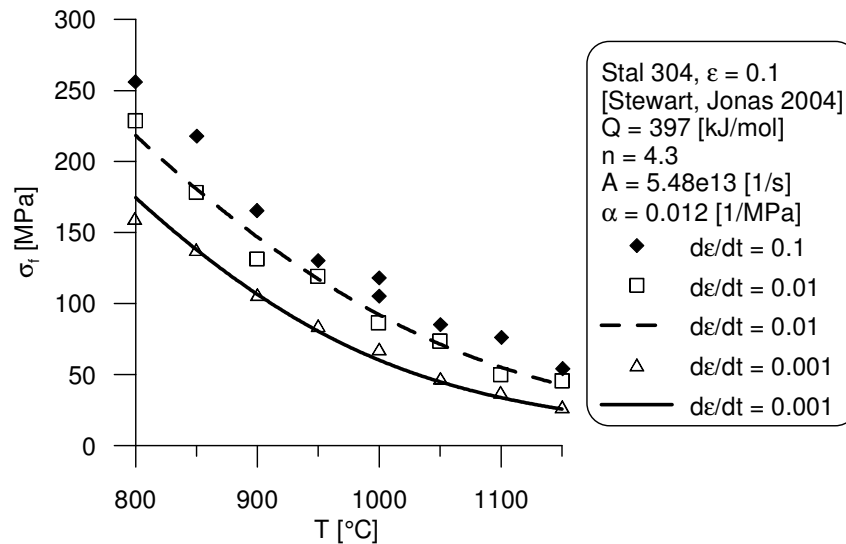
gdzie: Z - parametr Zennera-Hollomona [Zenner, Hollomon 1944], czyli parametr intensywności prędkości odkształcenia z uwzględnieniem temperatury (tzw. skorygowana prędkość odkształcenia [Staub, Adamczyk i in. 1994, str. 129]); Q - energia aktywacji procesu odkształcenia plastycznego na gorąco; n - parametr czułości na prędkość odkształcenia z uwzględnieniem temperatury; A , α - inne stałe materiałowe wyznaczone doświadczalnie.

Parametr Zennera-Hollomona Z jest szczególnie użyteczny w analizie procesów obróbki plastycznej na gorąco, gdzie temperatura i prędkość odkształcenia na ogół są znane, podczas gdy naprężenie plastycznego płynięcia σ_f może nie być mierzalne [Humphreys, Hatherly 1995, str. 365], jak pokazują wyniki prób skręcania na gorąco przy małych prędkościach odkształcenia (rys. 122).

Z równania (144) wynika następująca zależność naprężenia plastycznego płynięcia σ_f od temperatury T i prędkości odkształcenia $\dot{\epsilon}$

$$\sigma_f = \frac{1}{\alpha} \operatorname{arsinh} \left[\left(\frac{\dot{\epsilon}}{A} e^{\frac{Q}{RT}} \right)^{\frac{1}{n}} \right] \quad (145)$$

Stewart i Jonas (2004) przeprowadzili próby skręcania na gorąco stali nierdzewnej 304 zawierającej 18.41% Cr, 8.21% Ni, 0.072% C, 0.027% P, poniżej 0.003% S, 0.57% Si, 1.08% Mn. W badaniach z prędkością odkształcenia $\dot{\epsilon} = 0.1, 0.01$ oraz 0.001 [1/s] w temperaturze w zakresie $800 \div 1150$ °C i dla odkształcenia $\epsilon = 0.1$ wyznaczyli następujące parametry modelu Sellarsa i Tegarta: $Q = 370 \div 420$ [kJ/mol] z wartością średnią 397 [kJ/mol], $n = 4.3$, $\alpha = 0.012$ [1/MPa].



Rys 127. Zależność naprężenia plastycznego płynięcia σ_f od temperatury T przy odkształceniu $\epsilon = 0.1$ stali nierdzewnej 304 [Stewart, Jonas 2004].

Na podstawie aproksymacji pokazanych przez autorów na wykresach dla $\dot{\epsilon} = 0.1$ oraz $\dot{\epsilon} = 0.01$ można wyznaczyć wartość parametru $A = 5.48 \cdot 10^{13}$ [1/s]. Wyniki eksperymentalne zależności naprężenia plastycznego płynięcia σ_f od temperatury T i ich aproksymację (linia ciągła i linia przerywana) według modelu Sellarsa i Tegarta przedstawia rys. 127.

Mapy mechanizmów deformacji plastycznej

W sposób syntetyczny plastyczne własności materiałów w szerokim zakresie temperatury i dla różnych prędkości odkształcenia ujmują mapy mechanizmów deformacji plastycznej sporządzone przez Frosta i Ashby (1982). Na podstawie obszernego materiału eksperymentalnego dla różnych materiałów krystalicznych sporządzili oni mapy mechanizmów w układzie współrzędnych: temperatura homologiczna θ_h - normalizowane ścinające naprężenie plastycznego płynięcia τ/G , gdzie G jest modułem sprężystości poprzecznej (moduł Kirchhoffa). Zastosowali oparte na modelach teoretycznych i danych empirycznych równania na prędkość odkształcenia przy działaniu różnych mechanizmów deformacji, a mianowicie:

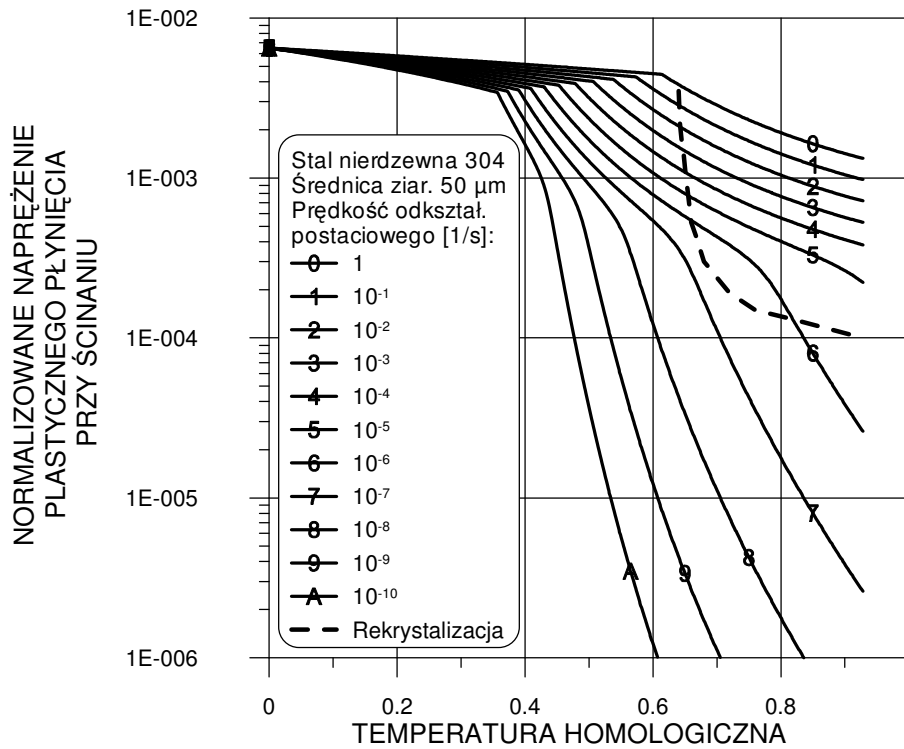
1. Poślizg idealny (sztywne) w kryształach bez defektów struktury lub z defektami unieruchomionymi. Mechanizm ten nie występuje w rzeczywistych materiałach polikrystalicznych, natomiast został przez autorów uwzględniony prawdopodobnie dla ułatwienia obliczeń w przyjętej przez nich metodzie numerycznej.
2. Poślizg dyslokacji ograniczony przez:
 - a) opór sieci krystalicznej (naprężenie Peierlsa),
 - b) przeszkody nieciągłe [Wyrzykowski, Pleszakow i in. 1999, str. 368] utworzone przez inne dyslokacje, atomy domieszek, cząsteczki dyspersyjne, granice ziaren i inne,
 - c) interakcje z fononami i elektronami.
3. Bliźniakowanie.

4. Opisywane prawem wykładniczym pełzanie przez poślizg lub poślizg ze wspinaniem dyslokacji:
 - a) ograniczone przez poślizg,
 - b) ograniczone przez wspinanie dyslokacji kontrolowane dyfuzją objętościową - *wysokotemperaturowe pełzanie dyslokacyjne* [Wyrzykowski, Pleszakow i in. 1999, str. 346 i 370],
 - c) ograniczone przez wspinanie kontrolowane dyfuzją rurkową (wzdłuż dyslokacji, przez ich rdzenie) [Wyrzykowski, Pleszakow i in. 1999, str. 346],
 - d) w warunkach przejściowych pomiędzy poślizgiem i poślizgiem ze wspinaniem dyslokacji (zmodyfikowany model Sellarsa i Tegarta),
 - e) pełzanie Harpera-Dorna.
5. Pełzanie dyfuzyjne:
 - a) ograniczone dyfuzją objętościową przy wyższej temperaturze (pełzanie Nabarro-Heringa),
 - b) ograniczone dyfuzją po granicach ziaren przy niższej temperaturze (pełzanie Coblego)

Zależność normalizowanego ścinającego naprężenia plastycznego płynięcia τ/G od temperatury homologicznej θ_h przy różnych wartościach prędkości odkształcenia postaciowego $\dot{\gamma}$ stali nierdzewnej 304 według Frosta i Ashby (1982) przedstawia rys. 128. W zakresie niskich temperatur naprężenie plastycznego płynięcia jest wyznaczone przy założeniu ustalonej struktury materiału (gęstości dyslokacji, wielkości ziaren i innych) i jego umocnienia. W zakresie wysokich temperatur modelowane jest naprężenie ustalonego płynięcia plastycznego. Przy wykonywaniu map mechanizmów deformacji Frost i Ashby (1982) mieli na celu uzyskanie dokładności $\pm 10\%$ dla naprężenia plastycznego płynięcia (przy zadanej temperaturze, prędkości odkształcenia i w określonym stanie umocnienia) lub dokładności określonej czynnikiem 2 dla prędkości odkształcenia postaciowego $\dot{\gamma}$ dla zadanego naprężenia i temperatury [Frost, Ashby 1982, str. 6].

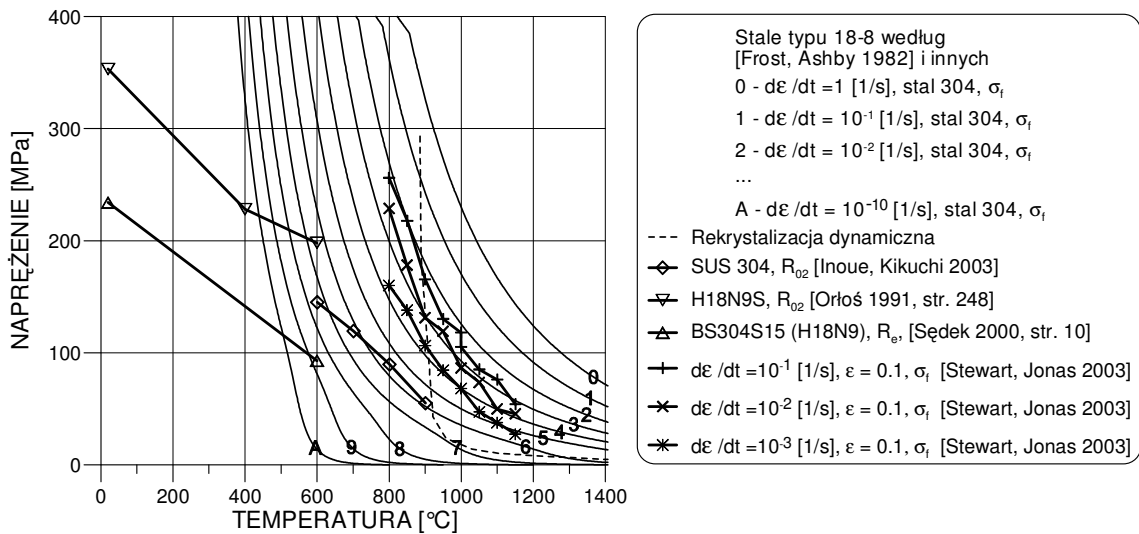
Autorzy zaznaczyli granicę obszaru, w którym występuje rekrytalizacja dynamiczna. Mimo, iż znacząco wpływa ona na zachowanie materiału w obszarze wysokiej temperatury i naprężenia, jednak nie została ona uwzględniona w obliczeniach z powodu braku zadawalającego modelu. Wartości temperatury homologicznej zostały podane przy odniesieniu do temperatury topnienia żelaza $T_{top} = 1810$ [K] = 1537 [°C].

Przebiegi przedstawione na wykresie (rys. 128) zostały wyznaczone przy użyciu programu komputerowego napisanego według opisu metodyki i danych podanych przez Frosta i Ashby [Widłaszewski 2005b]. Porównanie wykresu z oryginalną mapą Frosta i Ashby (1982, str. 66, rys. 8.11) pokazuje poprawność odtworzenia algorytmu autorów.



Rys. 128. Zależność normalizowanego ścinającego naprężenia plastycznego płynięcia od temperatury i prędkości odkształcenia postaciowego stali nierdzewnej 304 według [Frost, Ashby 1982].

W oparciu o zależności, dane materiałowe i algorytm stosowany przez Frosta i Ashby (1982) wykonane zostały analogiczne obliczenia dla naprężenia uplastycznienia przy rozciąganiu lub ściskaniu dla różnych wartości prędkości odkształcenia liniowego.



Rys. 129. Zależność naprężenia plastycznego płynięcia σ_f oraz granicy plastyczności R_e i R_{02} (przy odkształceniu trwałym 0.2%) od temperatury i prędkości odkształcenia $\dot{\epsilon} \equiv d\epsilon/dt$ stali nierdzewnych typu 18-8.

Wyniki w funkcji temperatury wyrażonej w stopniach Celsjusza pokazuje wykres na rys. 129, gdzie zastosowano liniową skalę osi dla naprężenia nieunormowanego. Na wykres naniesione są również dane eksperymentalne dla stali typu 18/8 zaczerpnięte z innych źródeł.

Zestawienie na rys. 129 danych eksperymentalnych z różnych źródeł i krzywych opartych na opracowaniu Frosta i Ashby (1982) pokazuje:

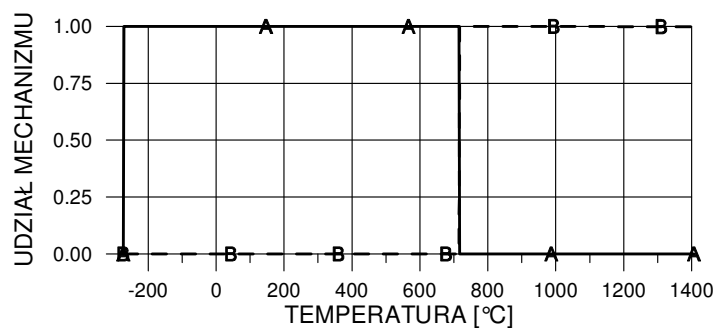
- niezgodność opisu plastyczności niskotemperaturowej stali typu 18/8 według Frosta i Ashby z innymi danymi literaturowymi,
- fragmentaryczność dostępnych danych materiałowych dla zakresu wysokich temperatur,
- rozbieżność danych sięgającą dwóch rzędów dla prędkości odkształcenia przy określonej temperaturze i naprężeniu (z porównania krzywych Frosta i Ashby oraz wyników pomiarów Stewarta i Jonasa),
- użyteczność podejścia modelowo-fenomenologicznego Frosta i Ashby do ekstrapolacji danych doświadczalnych w zakresie wysokich temperatur i małych prędkości odkształcenia, przy niezbyt dużych wymaganiach odnośnie dokładności opisu zachowania materiału.

Wśród przyczyn widocznych rozbieżności należy wymienić fakt, iż dane nie dotyczą dokładnie tego samego materiału i w takim samym stanie. Do istotnych czynników wpływających na termoplastyczne zachowanie stali należy wielkość ziaren. Naprężenie plastycznego płynięcia σ_f stali 304 według [Frost, Ashby 1982] zostało obliczone na podstawie parametrów stosowanych przez autorów pracy przy konstrukcji mapy mechanizmów deformacji stali o średnicy ziarna 50 μm .

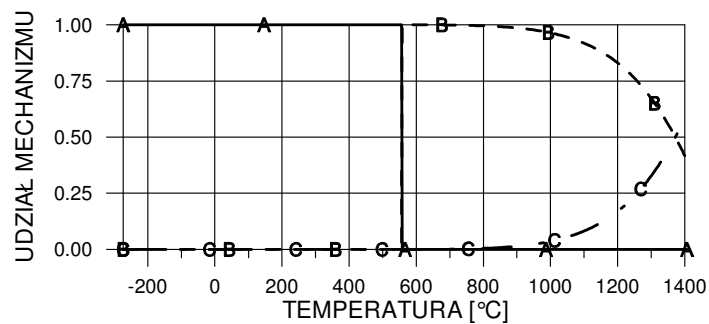
Naprężenie plastycznego płynięcia według metodyki przyjętej przez Frosta i Asby (1982) jest obliczane numerycznie, jako wartość spełniająca równanie na prędkość odkształcenia. Prędkość ta wynika z działania różnych mechanizmów deformacji. Na podstawie zależności i danych stosowanych Frosta i Ashby (1982) można wyznaczyć udział każdego mechanizmu w deformacji plastycznej jako iloraz prędkości odkształcenia wynikającej z danego mechanizmu do całkowitej prędkości odkształcenia plastycznego. W ten sposób wyznaczono zakresy działania i udziały aktywnych mechanizmów dla stali nierdzewnej 304 przedstawione na rys. 130 a-c dla wybranych wartości prędkości odkształcenia $\dot{\epsilon}$.

Wykresy pokazują, że przy prędkości odkształcenia $\dot{\epsilon} = 10^{-2}$ [1/s] rozpatrywana stal do temperatury około 720 [°C] ulega deformacji plastycznej poprzez (A) poślizg dyslokacji hamowanych przez przeszkody nieciągłe, a powyżej tej temperatury naprężenie plastycznego płynięcia wynika z (B) opisywanego prawem wykładniczym pełzania w warunkach przejściowych pomiędzy poślizgiem i poślizgiem ze wspinaniem dyslokacji (zmodyfikowany model Sellarsa i Tegarta). Przy mniejszych prędkościach odkształcenia i dla wysokich temperatur pojawia się (C) pełzanie dyfuzyjne. Dla prędkości odkształcenia 10^{-5} [1/s] w pobliżu temperatury topnienia stali 304 udziały mechanizmów (B) i (C) są w przybliżeniu równe. Dla prędkości odkształcenia jeszcze o rząd mniejszej, to jest 10^{-6} [1/s], powyżej temperatury 1300 [°C] deformacja plastyczna przebiega praktycznie całkowicie poprzez pełzanie dyfuzyjne.

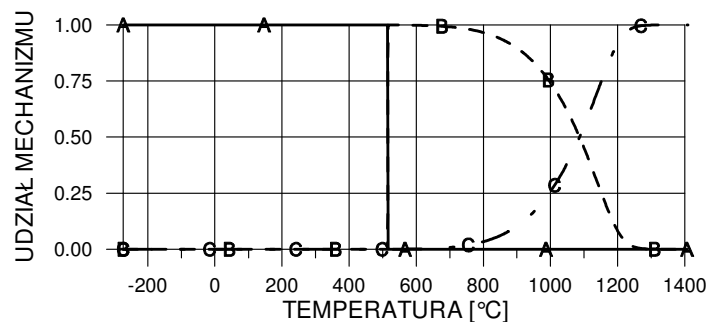
(a)



(b)



(c)



Rys 130. Udziały mechanizmów plastycznego płynięcia stali nierdzewnej 304 w zależności od temperatury przy prędkości odkształcenia $\dot{\epsilon}$ [1/s]: (a) 10^{-2} , (b) 10^{-5} , (c) 10^{-6} ;

A – poślizg dyslokacji ograniczony przez przeszkody nieciągłe,

B – pełzanie według zmodyfikowanego modelu Sellarsa i Tegarta

C – łączny udział pełzania dyfuzyjnego Nabarro-Heringa i pełzania Cobla.

Wnioski

Przedstawiony krótki przegląd zjawisk i sposobów opisu termoplastycznego zachowania materiałów pozwala wyciągnąć następujące wnioski:

1. Trudno jest jednoznacznie powiązać temperaturę krytyczną, rozumianą jako temperatura, przy której materiał znacząco traci zdolność do odkształcenia sprężystego, z przebiegiem procesów zachodzących w ogrzanych metalach i stopach.
2. Występujące w pobliżu temperatury homologicznej 0.5 zmiany mechanizmu deformacji plastycznej (pojawianie się poślizgu na granicach ziaren, wspinanie dyslokacji krawędziowych, pełzanie dyfuzyjne i wzrost szybkości zdrowienia dynamicznego) uzasadniają szacowanie wartości temperatury krytycznej jako połowy temperatury topnienia wyrażonej w skali bezwzględnej.
3. Szeroki zakres temperatury, w jakim może zachodzić dynamiczna rekrytalizacja pierwotna utrudnia wykorzystanie tego zjawiska do określania temperatury krytycznej, chociaż szybkość tego procesu w stopach metali przy temperaturze homologicznej wyższej od 0.5 stanowi kolejny argument na rzecz wspomnianego kryterium $T_{pl} \approx T_{top} / 2$.
4. Pewnymi wartościami odniesienia dla określania wartości temperatury krytycznej mogą być temperatury wyżarzania odprężającego, rekrytalizacji pierwotnej, wyżarzania rekrytalizującego lub obróbki plastycznej na półgorąco i na gorąco.
5. Wobec niedoboru wyników badań eksperymentalnych granicy plastyczności przy małych odkształceniach lub naprężenia plastycznego płynięcia w podwyższonej temperaturze i przy małych prędkościach odkształcenia, można wykorzystywać modelowo-fenomenologiczne podejście zaprezentowane przez Frosta i Ashby (1982), które uzasadnia ekstrapolację wyników doświadczalnych.

W praktyce obliczeń deformacji termo-sprężysto-plastycznych z wykorzystaniem koncepcji temperatury krytycznej, jej wartość wydaje się być przez różnych autorów traktowana jako parametr kalibrujący i przyjmowana na podstawie zgodności wyników kontrolnych z danymi doświadczalnymi. W ten sposób odpowiednie dobranie tej wartości pozwala kompensować błędy wynikające z uproszczeń modelowych oraz z niedokładności innych danych materiałowych.

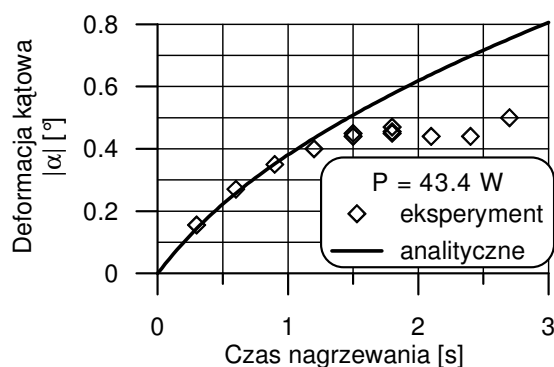
6.9 Wyniki

6.9.1 Próbkki ze stali niskowęglowej

Przykład przebiegu doświadczalnej i analitycznej (równanie 88) zależności wartości bezwzględnej kąta deformacji aktuatora dwumostkowego od czasu w fazie nagrzewania jest przedstawiony na rys. 131 [Widłaszewski 2004a], [Widłaszewski 2004b]. Wykresy dotyczą zachowania próbek o parametrach geometrycznych $h = 0.815$ mm, $L = 6$ mm, $b = 8$ mm, $w = 2$ mm, wykonanych ze stali niskowęglowej. Próbkki były wycinane mechanicznie, technologią wykrawania. Nie stosowano wyżarzania odprężającego materiału przed obróbką laserową i nie używano powłoki absorpcyjnej. Warstwa tlenku powstawała podczas laserowego ogrzewania próbek w powietrzu atmosferycznym.

Zastosowana wiązka lasera Nd:YAG miała moc $P = 43.4$ [W] i prawie jednorodny rozkład gęstości powierzchniowej mocy na przekroju poprzecznym. Średnica wiązki na powierzchni materiału była bliska szerokości $w = 2$ mm ogrzewanego segmentu aktuatora. Eksperymenty z różnymi czasami nagrzewania były prowadzone na kilku próbkach.

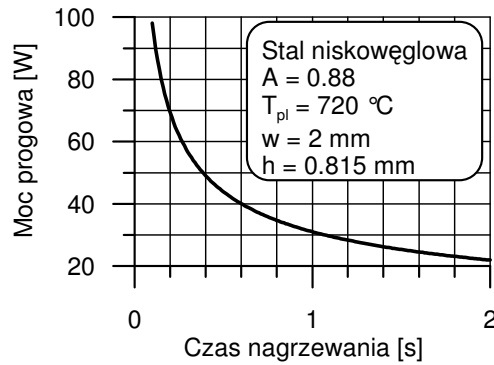
W obliczeniach zostały użyte następujące dane materiałowe: $A = 0.88$, $\alpha_T = 14.6 \cdot 10^{-6}$ [1/K], $\lambda = 38$ [W/(m K)], $c = 625$ [J/(kg K)], $\rho = 7680$ [kg/m³]. Wartości te zawarte są w przedziałach zalecanych dla stali niskowęglowej i procesów o temperaturze średniej 500÷600 °C w publikacji książkowej [Frolov, Vinokurov i in. 1970] poświęconej między innymi modelowaniu dystorsji spawalniczych.



Rys. 131. Doświadczalna i analityczna zależność wartości bezwzględnej deformacji kątowej aktuatora dwumostkowego od czasu nagrzewania.

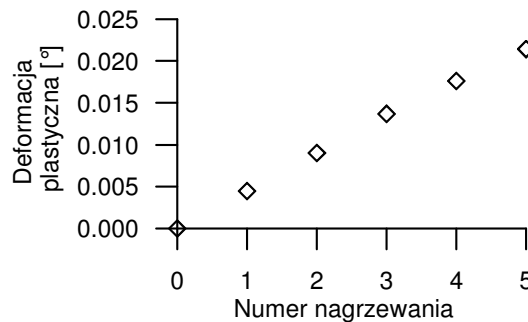
Próbki ze stali niskowęglowej, $h = 0.815$ mm, $L = 6$ mm, $b = 8$ mm, $w = 2$ mm.

Punkty doświadczalne reprezentują całkowitą deformację kątową konstrukcji, podczas gdy wynik analityczny został obliczony tylko dla termo-sprężystej odpowiedzi układu. Deformacja plastyczna pojawia się po czasie nagrzewania t równym około 0.51 [s] dla zastosowanej mocy wiązki laserowej 43.4 [W], jak pokazuje na rys. 132 zależność mocy progowej P_{pl} od czasu nagrzewania t obliczona według równania (136). Wraz ze wzrostem czasu nagrzewania rozwija się deformacja plastyczna, co wyjaśnia rozbieżność widoczną na rys. 131 pomiędzy punktami doświadczalnymi, a rozwiązaniem analitycznym dla dłuższych czasów nagrzewania.



Rys. 132. Progowa wartość mocy dla wywoływania deformacji plastycznej według równania (136).

Na rys. 133 przedstawione jest narastanie deformacji plastycznej aktuatora dwumostkowego w serii pięciu nagrzewań. Próbką była przygotowana ze stali niskowęglowej technologią wykrawania i miała parametry geometryczne $h = 0.815$ mm, $L = 6$ mm, $b = 8$ mm, $w = 2$ mm. Tak samo jak w przypadku próbek, których deformacja jest przedstawiona na rys. 131 nie była stosowana dodatkowa warstwa absorpcyjna dla poprawy pochłaniania energii wiązki laserowej.



Rys. 133. Składnik plastyczny deformacji kątowej w doświadczeniu z serią 5 nagrzewań.

Moc wiązki $P = 43.4$ [W], czas nagrzewania $t = 1.8$ [s].

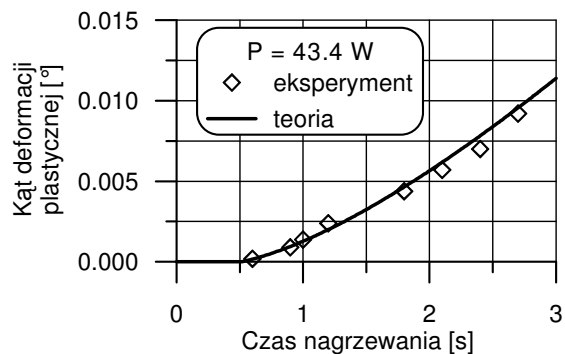
Próbka ze stali niskowęglowej, $h = 0.815$ mm, $L = 6$ mm, $b = 8$ mm, $w = 2$ mm.

W serii pokazanej na rys. 133 każde nagrzewanie odbywało się przy zastosowaniu mocy wiązki 43.4 [W] i czasu nagrzewania 1.8 [s]. Jak widać z wykresu, przyrost trwałej deformacji jest mniejszy niż 0.005° na jedno nagrzewanie i maleje ze wzrostem liczby nagrzewań. Zaznacza się degresywny charakter zależności deformacji trwałej od liczby nagrzewań i tendencja do nasycenia.

Obliczona teoretycznie (równanie 134) i wyznaczona doświadczalnie zależność plastycznej deformacji kątowej aktuatorów dwumostkowych jest pokazana na rys. 134. Badane były takie same próbki, jak w eksperymentach, których wyniki ilustrują rysunki 131 i 133. Wykres przedstawia zależność trwałej deformacji kątowej od czasu nagrzewania. Należy podkreślić, że wyniki pokazane na rys. 131 ilustrują deformację kątową aktuatora podczas nagrzewania, a więc deformację termo-sprężystą z ewentualnym udziałem składnika plastycznego dla dłuższych czasów nagrzewania, podczas gdy rys. 133 przedstawia końcową kątową deformację plastyczną zmierzoną po ostygnięciu próbki do temperatury początkowej.

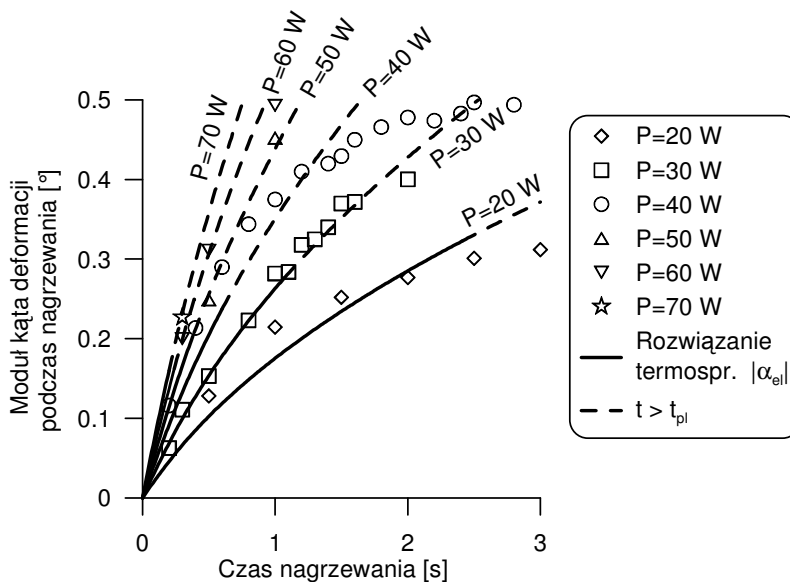
Tego rodzaju wykres (rys. 134) pokazuje wyraźniej niż wykres deformacji podczas nagrzewania (rys. 131), że deformacje plastyczne pojawiają się przy czasie nagrzewania

próbek dłuższym niż czas progowy, który w tym przypadku wynosił około 0.51 [s] (rys. 132). Otrzymane wyniki doświadczalne potwierdzają zasadność przyjęcia hipotezy, że progowe parametry oddziaływania cieplnego dla otrzymywania deformacji plastycznych można szacować na podstawie warunku uzyskania temperatury T_{pl} uplastycznienia materiału.



Rys. 134: Eksperymentalna i teoretyczna (równanie 134) zależność kąta deformacji plastycznej od czasu ogrzewania.

Porównanie wyników eksperymentów na próbkach ze stali niskowęglowej i obliczeń deformacji termosprężystej według zależności analitycznej (88) przy mocach wiązki 20, 30, 40, 50, 60 i 70 [W] oraz czasach nagrzewania 0.2÷3 [s] pokazuje rys. 135 [Widłaszewski 2005a], [Widłaszewski 2005b]. Próbki ze stali niskowęglowej o grubości 0.815 mm były wykrawane z blachy i wyżarzane w piecu w temperaturze 400°C przez 0.5 godz. Wyżarzanie miało na celu zmniejszenie naprężeń własnych pozostających po walcowaniu blachy i wykrawaniu próbek. Ponadto, wskutek utlenienia powierzchni partii próbek w jednakowych warunkach, stabilizują się warunki absorpcji energii radiacyjnej. Parametry geometryczne próbek wynosiły $h = 0.815$ mm, $L = 10$ mm, $b = 8$ mm, $w = 2$ mm.

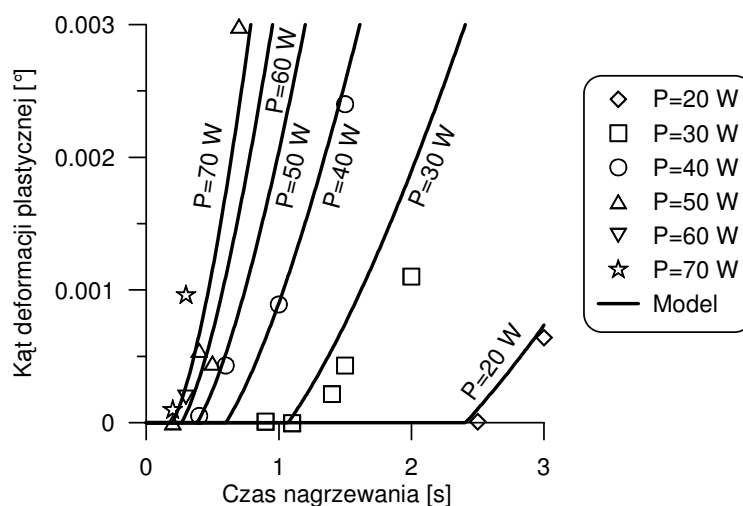


Rys 135. Eksperymentalne i analityczne wyniki dla deformacji w fazie nagrzewania próbek o parametrach $h = 0.815$ mm, $L = 10$ mm, $b = 8$ mm, $w = 2$ mm wykonanych ze stali niskowęglowej.

Liniami przerywanymi na wykresach zaznaczono przebiegi rozwiązań w zakresie występowania odkształceń plastycznych, a więc wówczas, gdy rozwiązanie analityczne na deformację termosprężystą (88) już nie obowiązuje. Parametry materiałowe stali niskowęglowej przyjęte do obliczeń miały takie same wartości, jak w przypadku wcześniej omawianych wyników.

Rozbieżności pomiędzy wynikami eksperymentalnymi i obliczeniowymi mogą mieć kilka przyczyn. Wyniki analityczne przedstawione na rys. 135 zostały przygotowane dla jednego zestawu danych materiałowych, a więc przy założeniu określonej średniej temperatury cykli termicznych (około 650°C). Tymczasem wyniki doświadczalne dotyczą nagrzewania próbek z różnymi mocami wiązki laserowej, zmieniającymi się w zakresie 20÷70 W. Tak różnym mocom wiązki laserowej towarzyszyły różne cykle termiczne, mające różne temperatury średnie. Ponadto przebieg zależności doświadczalnej dla mocy wiązki laserowej 20 [W] wydaje się wskazywać na zwiększony udział dysypacji ciepła drogą konwekcji i promieniowania w przypadku małej mocy i długiego czasu nagrzewania. W przypadku dużej mocy (np. 70 W dla badanych próbek) łatwo dochodzi do przetopienia powierzchni materiału. Przedstawiony model teoretyczny nie obejmuje zagadnienia przemiany fazowej materiału.

Wyniki eksperymentalne i teoretyczne dla kątovej deformacji plastycznej próbek nagrzewanych z różną mocą wiązki laserowej i czasem nagrzewania przedstawia rys. 136 [Widłaszewski 2005a], [Widłaszewski 2005b].

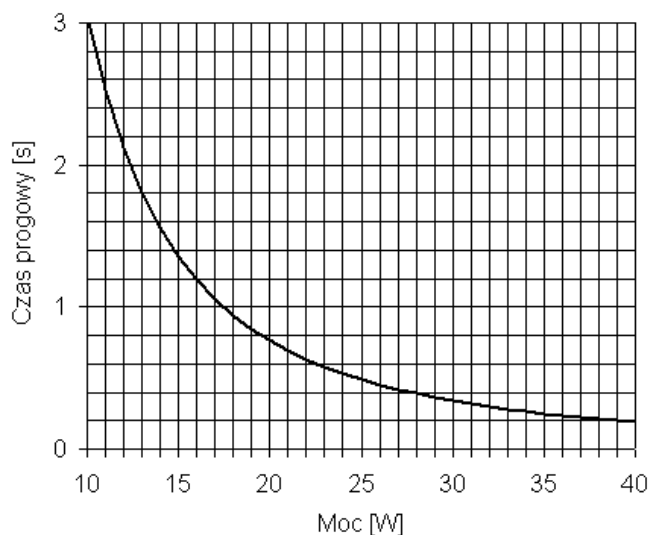


Rys 136. Eksperymentalne i analityczne wyniki dla deformacji plastycznej próbek o parametrach $h = 0.815$ mm, $L = 10$ mm, $b = 8$ mm, $w = 2$ mm wykonanych ze stali niskowęglowej.

Wykres pokazuje zależność kąta deformacji plastycznej otrzymanej po jednokrotnym nagrzaniu próbki od czasu nagrzewania laserowego. Poza wcześniej wymienionymi możliwymi powodami rozbieżności pomiędzy wynikami doświadczalnymi i teoretycznymi, w przypadku deformacji plastycznych można wymienić zwiększony wpływ niedokładności realizacji czasu nagrzewania na stanowisku badawczym oraz wpływ fluktuacji mocy wiązki laserowej.

6.9.2 Próbkę ze stali nierdzewnej

Rys. 137 przedstawia wyniki oszacowania według równania (137) progowego czasu nagrzewania t_{pl} niezbędnego do uzyskania deformacji plastycznej próbek ze stali nierdzewnej typu 18/8, w zależności od stosowanej mocy źródła ciepła. Wykres dotyczy próbek o parametrach geometrycznych $h = 0.505$ mm, $w = 2$ mm. Dane materiałowe stali nierdzewnej typu 18/8 użyte w obliczeniach miały wartości: $A = 0.85$, $\alpha_r = 18.7 \cdot 10^{-6}$ [1/K], $\lambda = 22$ [W/(m K)], $c = 529$ [J/(kg K)], $\rho = 7650$ [kg/m³], $T_{pl} = 900$ [°C]. Wartości parametrów materiałowych zostały przyjęte na podstawie założonej średniej temperatury cyklu termicznego 650 °C.



Rys. 137. Progowa wartość mocy według równania (136) dla wywoływania deformacji plastycznej próbek ze stali nierdzewnej typu 18/8; $h = 0.505$ mm, $w = 2$ mm.

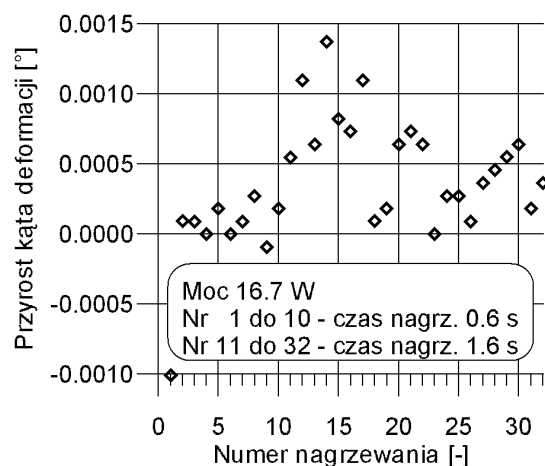
Dla zilustrowania możliwości uzyskiwania w sposób kontrolowany bardzo małych deformacji plastycznych poprzez oddziaływanie termiczne, a także dla pokazania poprawności oszacowania wynikającego z równania (137), zostały wykonane eksperymenty przy parametrach laserowego nagrzewania o wartościach bliskich wartości progowych.

Na rys. 138 pokazane są przyrosty, a na rys. 139 całkowita deformacja kątowna próbki ze stali 1H18N9T w serii nagrzewania, z których pierwszych 10 trwało po 0.6 s, a kolejne trwały po 1.6 s [Widłaszewski 2006b]. Moc promieniowania laserowego padającego na materiał można oszacować na 16.7 W ± 5 %. Charakterystyczne wymiary próbki wynosiły $h = 0.505$ mm, $L = 6$ mm, $b = 10$ mm, $w = 2$ mm.

Próbki były wycinane laserowo, a następnie wyżarzane w piecu w temperaturze 500 °C dla zmniejszenia naprężeń własnych i uzyskania powłoki tlenkowej zapewniającej stabilne warunki absorpcji promieniowania laserowego podczas eksperymentów. W przypadku próbek ze stali nierdzewnej jest to szczególnie ważne ze względu na silną zależność współczynnika absorpcji tych stali od temperatury. Zachodzące podczas nagrzewania utlenienie powierzchni powoduje gwałtowne zwiększenie pochłaniania promieniowania. Stąd, w zależności od stopnia utlenienia powierzchni materiału można otrzymać zasadniczo różne

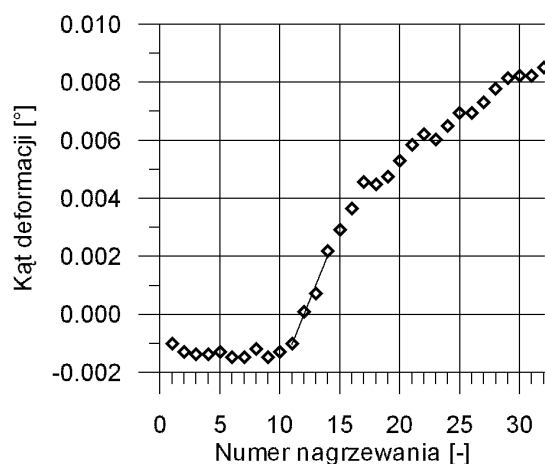
deformacje próbek poddanych oddziaływaniu wiązki laserowej. Dla wyeliminowania tego czynnika w badaniach eksperymentalnych stosowano próbki o powierzchni uprzednio utlenionej podczas wyżarzania w piecu.

Jak pokazuje rys. 138 analiza przyrostów deformacji po kolejnych nagrzewaniach nie daje jasnego obrazu zachowania konstrukcji. Wynika to z dużego wpływu fluktuacji mocy wiązki laserowej ($\pm 5\%$), niedokładności realizacji przez układ badawczy zadawanego czasu nagrzewania (± 0.04 s) oraz małej dokładności pomiarów przemieszczeń dokonywanych na granicy możliwości dostępnej aparatury.



Rys 138. Przyrosty deformacji kątowej próbki ze stali nierdzewnej podczas sekwencji nagrzewania laserowych z mocą 16.7 W. Nagrzewania nr 1÷10 o czasie trwania 0.6 s, nagrzewania nr 11÷32 o czasie trwania 1.6 s.

Efekty wymienionych trudności technicznych można zminimalizować poprzez zastosowanie pomiarów całkowitej, to jest skumulowanej dla całej serii nagrzewania, deformacji kątowej próbki. Takie wyniki prezentuje wykres pokazany na rys. 139.



Rys 139. Całkowita (skumulowana) deformacja kątowa próbki ze stali nierdzewnej podczas sekwencji nagrzewania laserowych z mocą 16.7 W. Nagrzewania nr 1÷10 o czasie trwania 0.6 s, nagrzewania nr 11÷32 o czasie trwania 1.6 s.

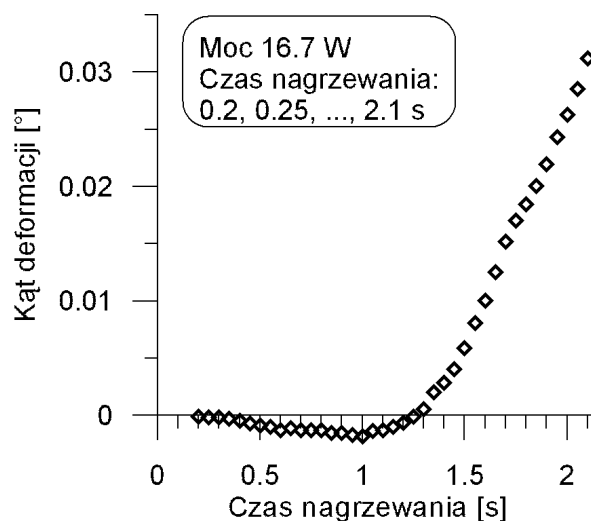
Nagrzewania o numerach 1÷10 trwały po 0.6 s. Przy zastosowanej mocy wiązki 16.7 W progowy czas nagrzewania t_{pl} (równanie 137) dla badanych próbek wynosi około 1.1 s (rys.

137). Zgodnie z oszacowaniem (137) nagrzewania trwające po 0.6 s nie wywołały deformacji plastycznej (rys. 139). Deformacja obserwowana po pierwszym nagrzewaniu związana jest prawdopodobnie z relaksacją naprężeń własnych, które nie zostały w pełni usunięte podczas wyżarzania próbek.

Kolejne nagrzewania o numerach 11÷32 trwały po 1.6 s, a więc powyżej czasu progowego t_{pl} . Przebieg skumulowanej deformacji próbki w serii nagrzewania (rys. 139) wyraźnie pokazuje postępującą deformację plastyczną próbki. Obserwujemy degresywną charakterystykę kąta deformacji w funkcji numeru nagrzewania. Pokazana linią ciągłą na rys. 139 liniowa aproksymacja wyników dla nagrzewania nr 11÷14, a więc w początkowym zakresie indukowania deformacji plastycznych, pozwala wyznaczyć średni przyrost deformacji kątowej próbki przypadający na jedno nagrzewanie. W przedstawionym przykładzie wynosi on 0.001° .

Na rys. 140 pokazany jest przebieg całkowitego kąta deformacji próbki ze stali nierdzewnej 1H18N9T w serii nagrzewania, z których każde następne miało dłuższy czas trwania, począwszy od najkrótszego 0.2 s, do najdłuższego 2.1 s [Widłaszewski 2006b]. Przy takim sposobie prowadzenia eksperymentów możliwe jest wyznaczenie z dużą dokładnością granicznego czasu nagrzewania, przy którym zaczynają się pojawiać mierzalne efekty deformacji plastycznej.

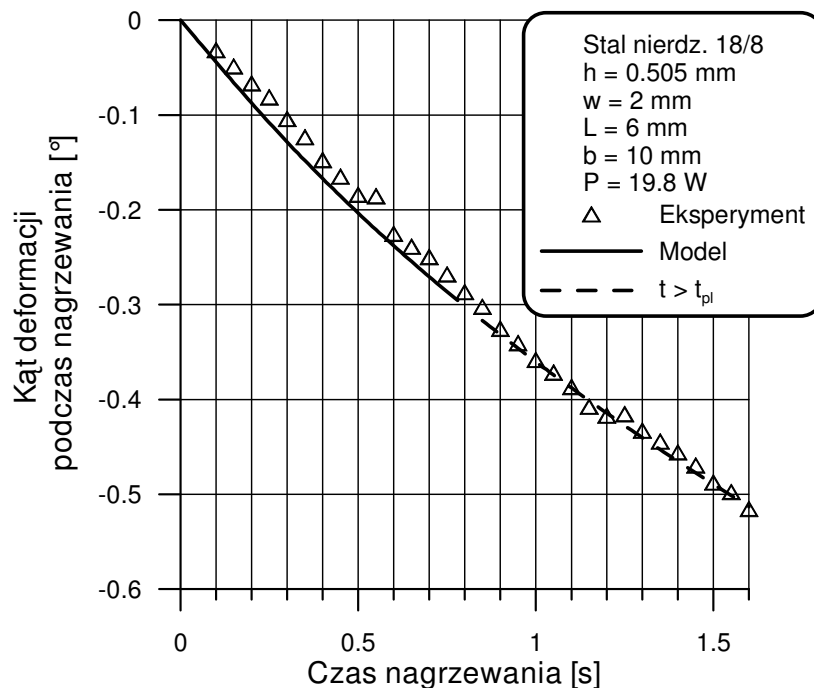
Tak jak we wcześniej prezentowanych eksperymentach, moc wiązki laserowej wynosiła 16.7 W, a parametry geometryczne próbki miały wartości $h = 0.505$ mm, $L = 6$ mm, $b = 10$ mm, $w = 2$ mm. Przedstawiony przykład potwierdza, iż graniczny czas nagrzewania potrzebny do wywołania deformacji trwałej wynosi w tym przypadku około 1.1 s. Widoczna na rys. 140 ujemna deformacja kątowa po początkowych nagrzewaniach może wynikać z relaksacji naprężeń własnych.



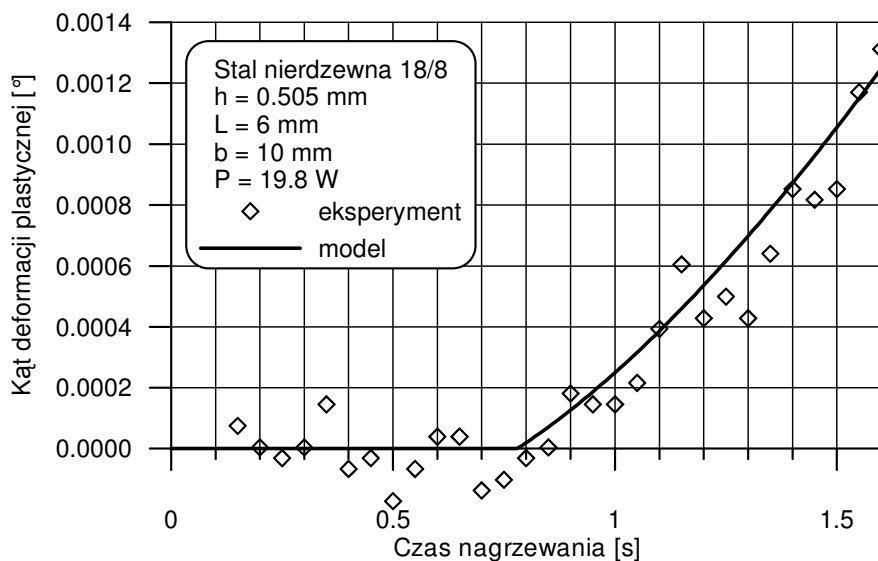
Rys. 140. Deformacja kątowa próbki podczas sekwencji nagrzewania z mocą 16.7 W. Kolejne nagrzewania o czasach trwania: 0.2, 0.25, ..., 2.1 s..

Wyniki pomiarów podczas nagrzewania i wyniki obliczeń deformacji termosprężystej i trwałej próbek z austenitycznej stali nierdzewnej chromowo-niklowej 1H18N9T są przedstawione na rysunkach 141 oraz 142. Parametry geometryczne próbek miały wartości $h = 0.505$ mm, $L = 6$ mm, $b = 10$ mm, $w = 2$ mm. Moc zastosowanej wiązki lasera Nd:YAG wynosiła 19.8 [W].

Wykres pokazany na rys. 141 prezentuje przebieg czasowy deformacji kątowej próbki podczas laserowego nagrzewania. Podobnie jak w przypadku próbek ze stali niskowęglowej, linią przerywaną oznaczono przebieg rozwiązania termosprężystego w zakresie pojawiania się odkształceń plastycznych, a więc dla czasu t większego niż wynikający z oszacowania (137) progowy czas t_{pl} .



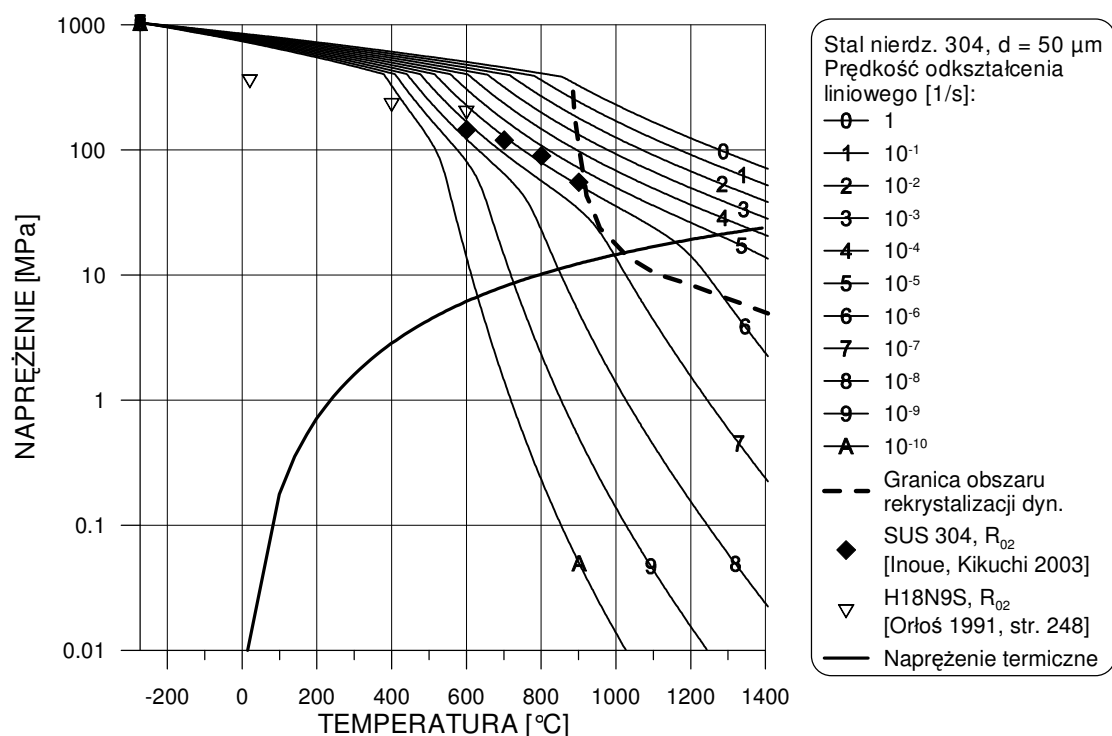
Rys 141. Eksperymentalne i analityczne wyniki dla deformacji w fazie nagrzewania próbki wykonanej ze stali nierdzewnej typu 18/8.



Rys 142. Eksperymentalne i teoretyczne wyniki dla deformacji plastycznej próbek wykonanych ze stali nierdzewnej typu 18/8.

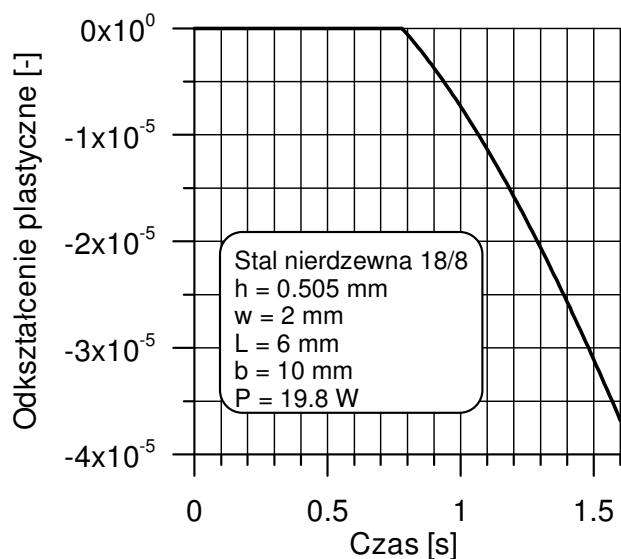
Wyniki pomiarów kąta deformacji plastycznej próbek ze stali nierdzewnej 1H18N9T oraz wyniki obliczeń według modelu teoretycznego (równanie 134) są przedstawione na rys. 142. Rozrzut wyników pomiarów deformacji związany jest ze stosunkowo małą dokładnością pomiarów bardzo małych kątów.

Przykład przebiegu naprężenia termicznego σ_1^F (równanie 95) dla próbki ze stali typu 18/8 na tle wykresu opracowanego według metodyki Frosta i Ashby przedstawia rys. 143. Wartość bezwzględna naprężenia $|\sigma_1^F|$ jest na tym wykresie przedstawiona w funkcji maksymalnej temperatury $T = \Delta T_{\max} + T_0$ materiału, a więc w przekroju środkowym ($x = 0$) ogrzewanego wiązką laserową segmentu 1.



Rys. 143. Zmiany wartości bezwzględnej naprężenia termicznego $|\sigma_1^F|$ (równanie 95) w próbce o parametrach $L = 6$ mm, $b = 10$ mm, $w = 2$ mm, $h = 0.505$ mm, wykonanej ze stali 1H18N9T i nagrzewanej wiązką laserową o mocy 19.8 W na tle zależności materiałowych.

Na podstawie zmiany długości segmentu 1 pod wpływem deformacji plastycznej (132) można wyznaczyć średnie odkształcenie plastyczne, jego przebieg czasowy (rys. 144) oraz średnią prędkość odkształcenia. W analizowanym przypadku próbki ze stali typu 18/8 średnia prędkość odkształcenia $\dot{\epsilon}_{pl} \approx \Delta \epsilon_{pl} / \Delta t$ (gdzie: $\Delta \epsilon_{pl}$ - zmiana odkształcenia plastycznego; Δt - czas zmiany odkształcenia) wynosiła około $4 \cdot 10^{-5}$ [1/s]. Dla stali typu 18/8 dobrą zgodność wyników doświadczalnych i teoretycznych otrzymano przy przyjęciu wartości temperatury T_{pl} , przy której następuje uplastycznienie materiału, równej 900°C.



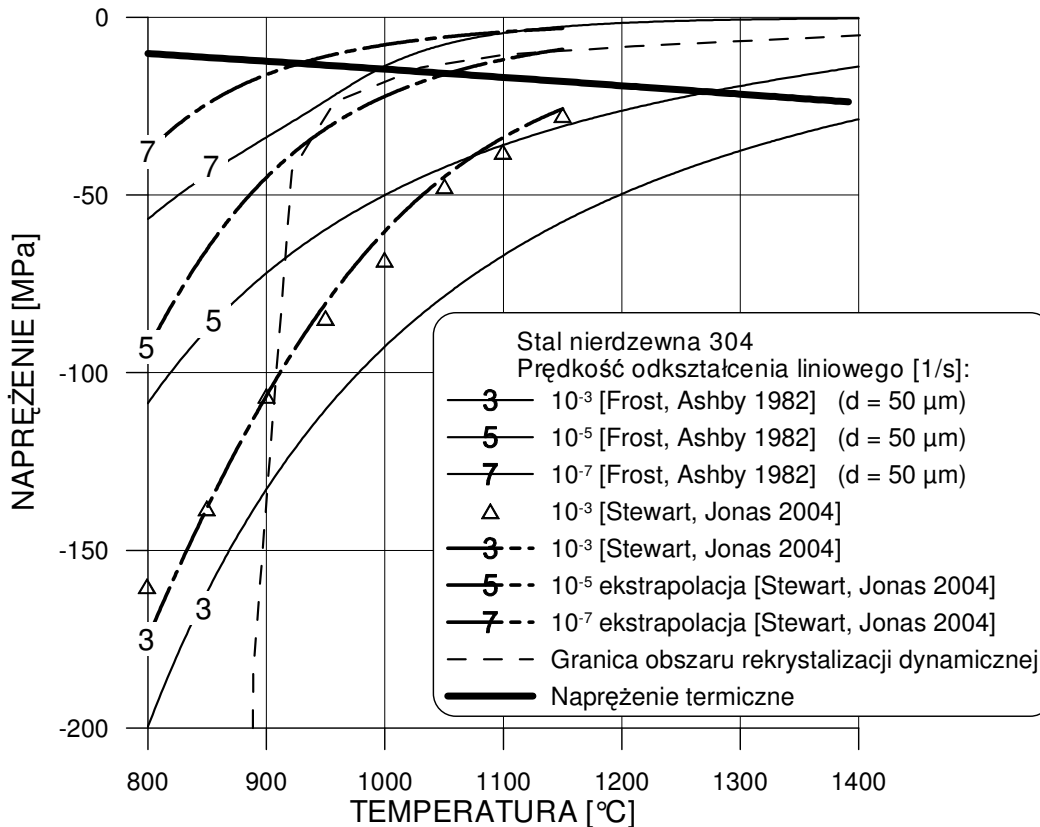
Rys. 144. Przebieg zmiany średniego odkształcenia plastycznego w ogrzewanym segmencie próbki ze stali typu 18/8.

Według wykresu termoplastycznego zachowania stali 304 o średnicy ziarna $d = 50 \mu\text{m}$ (rys. 143), z przebiegu naprężenia termicznego w analizowanym przypadku wynika, iż w temperaturze $900 \text{ }^\circ\text{C}$ uplastycznienie następuje przy prędkości odkształcenia równej około $5 \cdot 10^{-7} \text{ [1/s]}$. Biorąc pod uwagę dokładność wykresów przedstawionych przez Frosta i Ashby (1982), uproszczenia przedstawionego modelu oraz możliwe różnice własności stali 304 oraz zastosowanej w badaniach stali 1H18N9T, niezgodność przewidywań pojawienia się stanu krytycznego (uplastycznienia) materiału nie wydaje się znaczna.

Wyniki modelowania własności stali 304 przez Frosta i Ashby (1982) oraz Stewarta i Jonasa (2004) przedstawia rys. 145. Ekstrapolacji wyników Stewarta i Jonasa (2004) na prędkości odkształcenia $\dot{\epsilon} = 10^{-5}$ oraz $\dot{\epsilon} = 10^{-7} \text{ [1/s]}$ dokonano z użyciem parametrów $Q = 397 \text{ [kJ/mol]}$, $n = 4.3$, $\alpha = 0.012 \text{ [1/MPa]}$, $A = 5.48 \cdot 10^{13} \text{ [1/s]}$. Na wykresie pokazano również teoretyczny przebieg naprężenia termicznego w funkcji maksymalnej temperatury przy laserowym nagrzewaniu konstrukcji o parametrach $L = 6 \text{ mm}$, $b = 10 \text{ mm}$, $w = 2 \text{ mm}$, $h = 0.505 \text{ mm}$, wykonanej ze stali 1H18N9T.

Biorąc pod uwagę uzyskane drogą ekstrapolacji danych Stewarta i Jonasa (2004) charakterystyki dla $\dot{\epsilon} = 10^{-5}$ oraz $\dot{\epsilon} = 10^{-7} \text{ [1/s]}$, przy założeniu odkształcenia $\epsilon = 0.1$, z rysunku 145 wynika, iż uplastycznienie materiału przy prędkości odkształcenia $\dot{\epsilon} = 10^{-7} \text{ [1/s]}$ powinno nastąpić w temperaturze około $930 \text{ }^\circ\text{C}$, natomiast przy prędkości odkształcenia $\dot{\epsilon} = 10^{-5} \text{ [1/s]}$ temperatura uplastycznienia powinna wynieść około $1060 \text{ }^\circ\text{C}$.

Średnie odkształcenie plastyczne obserwowane w eksperymencie laserowego nagrzewania wynosiło zaledwie około $3.7 \cdot 10^{-5}$, tak więc można oczekiwać, iż wyniki badań plastycznego płynięcia dla odkształcenia trwałego mniejszego niż wartość 0.1 przyjęta przez Stewarta i Jonasa (2004), dałyby temperaturę uplastycznienia bliższą wartości $900 \text{ }^\circ\text{C}$, która była zastosowana przy modelowaniu laserowego nagrzewania próbek ze stali nierdzewnej.



Rys 145. Naprężenie plastycznego płynięcia stali 304 i naprężenie termiczne w próbce o parametrach $L=6$ mm, $b=10$ mm, $w=2$ mm, $h=0.505$ mm, wykonanej ze stali 1H18N9T

Na przedstawionym wykresie (rys. 145) zwraca uwagę bliskość granicy obszaru rekrytalizacji dynamicznej według oszacowania Frosta i Ashby (1982). Fakt ten może sugerować, iż w analizowanym przypadku laserowego nagrzewania uplastycznienie materiału nastąpiło pod wpływem lub w warunkach rekrytalizacji dynamicznej.

6.9.3 Wnioski

Przedstawione wyniki badań doświadczalnych na próbkach ze stali niskowęglowej i stali nierdzewnej wykazują przydatność opracowanego modelu teoretycznego, niemal całkowicie analitycznego, do przewidywania termo-sprężysto-plastycznych deformacji aktuatorów dwumostkowych pod wpływem lokalnego ogrzewania źródłem ciepła. Występująca rozbieżność wyników teoretycznych i eksperymentalnych wydaje się wynikać zarówno z uproszczeń zastosowanych w modelu teoretycznym, jaki i z ograniczonej dokładności danych doświadczalnych. Wśród głównych założeń wpływających na niedokładność wyników obliczeń należy wymienić:

- (1) przyjmowanie stałych, a więc niezależnych również od temperatury, wartości parametrów materiałowych,
- (2) pomijanie dyssypacji ciepła drogą konwekcji i promieniowania,
- (3) przyjęcie modelu jednowymiarowego przepływu ciepła,
- (4) zastosowanie inżynierskiej metody analizy naprężeń i odkształceń,

- (5) stosowanie warunku uplastycznienia materiału w oparciu o koncepcję temperatury krytycznej.

Do podstawowych czynników wpływających na niedokładność danych eksperymentalnych można zaliczyć:

- (1) rozrzut mocy i czasu trwania emisji wiązki laserowej w stosowanym układzie badawczym,
- (2) ograniczoną dokładność pomiarów kąta deformacji próbki przy wykorzystaniu mikrometru laserowego.

Mimo licznych uproszczeń wprowadzonych w modelu teoretycznym, otrzymane wyniki dają podstawę do stosowania opracowanego modelu do projektowania i optymalizacji aktuatorów dwumostkowych oraz podobnych konstrukcji ogrzewanych lokalnie.

7 Modelowanie metodą elementów skończonych

Niniejszy rozdział prezentuje wyniki modelowania numerycznego aktuatora dwumostkowego i doświadczalną weryfikację przeprowadzonych obliczeń. Symulacja metodą elementów skończonych miała na celu pogłębienie zrozumienia mechanizmu laserowego indukowania deformacji aktuatorów dwumostkowych. Analiza pól temperatury, naprężeń i odkształceń wyznaczonych numerycznie i zweryfikowanych eksperymentalnie pozwoliła sprawdzić zasadność założeń upraszczających przyjętych przy modelowaniu analitycznym. Do eksperymentalnej weryfikacji obliczeń wykorzystano wyniki pomiarów deformacji kątowej modelu aktuatora podczas nagrzewania laserowego i swobodnego stygnięcia.

7.1 Badania eksperymentalne dla weryfikacji modelu MES

Do weryfikacji doświadczalnej wyników modelowania metodą elementów skończonych wykorzystane zostały pomiary termicznie indukowanych deformacji próbek wyciętych laserowo z blachy ze stali nierdzewnej austenitycznej chromowo-niklowej 1H18N9T o grubości 0.505 mm. Charakterystyczne wymiary próbek wynosiły $L = 6$ mm, $b = 10$ mm, $w = 2$ mm. Dla zmniejszenia naprężeń własnych i uzyskania powłoki tlenkowej zapewniającej stabilne warunki absorpcji promieniowania próbki były wyżarzane w piecu w temperaturze 500 °C przez 0.5 godz.

Tak przygotowane próbki były poddane nagrzewaniu wiązką lasera Nd:YAG typu RSY 150 Q. Użyto dwóch zestawów parametrów laserowego nagrzewania:

1. Moc wiązki 21.5 W, czas nagrzewania 1.3 s.
2. Moc wiązki 16.7 W, czas nagrzewania 1.6 s.

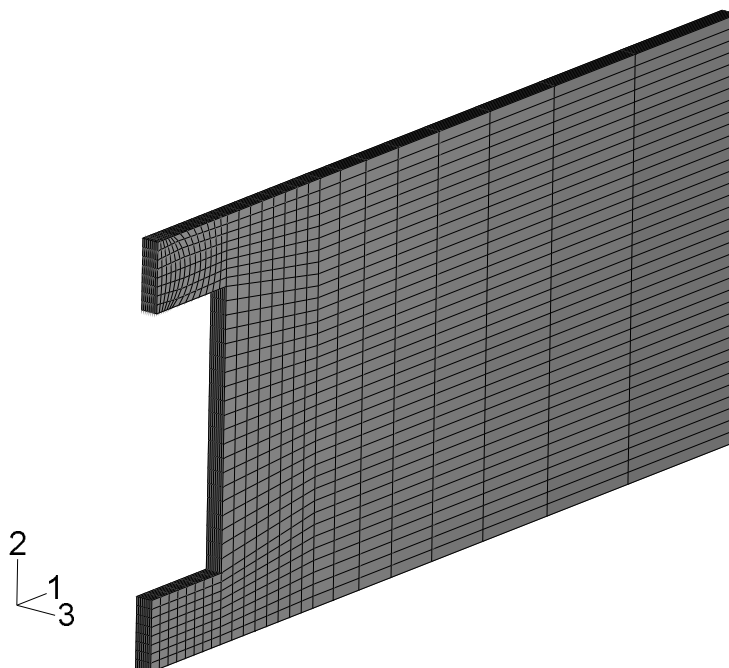
Pomiary deformacji kątowej próbki wykonywane były bezdotykowo, przy użyciu mikrometru laserowego, w sposób opisany szczegółowo w rozdziale poświęconym badaniom doświadczalnym. Uzyskane w eksperymentach przebiegi czasowe deformacji kątowej próbek są przedstawione na rys. 148 i 158.

7.2 Modelowanie numeryczne

Nieliniową rozprężoną quasistatyczną analizę zagadnienia termo-sprężysto-plastycznego przeprowadzono przy użyciu systemu metody elementów skończonych ABAQUS. Najpierw, w analizie termicznej, było wyznaczane pole temperatury dla lokalnego nagrzewania próbki wiązką laserową oraz przy swobodnym stygnięciu materiału. Otrzymane pole temperatury następnie było używane w analizie mechanicznej do wyznaczania pól naprężeń, odkształceń i przemieszczeń.

Modelowana była próbka o wymiarach charakterystycznych $L = 6$ mm, $b = 10$ mm, $w = 2$ mm i grubości 0.505 mm. Dla zmniejszenia wielkości zadania obliczeniowego wykorzystano symetrię próbki i jej obciążenia termicznego (rys. 147). Dla odwzorowania efektów związanych z gradientem temperatury na grubości materiału przyjęto osiem warstw elementów w modelu numerycznym (rys. 150). Ogółem model składał się z 6016 trójwymiarowych ośmiowęzłowych sześciociennych elementów liniowych wpelni całkowalnych (rys. 146). W przypadku zadania analizy termicznej były to elementy DC3D8, a w zadaniach analizy mechanicznej stosowane były elementy C3D8. Przykłady plików

wejściowych systemu ABAQUS (ABAQUS input file) dla zadania analizy termicznej i zadania analizy mechanicznej są zamieszczone w rozdziale „Dodatki”. Ze względu na obszerność tych plików, w wydrukach pominięto wiele instrukcji definiujących węzły, elementy i ich zbiory.



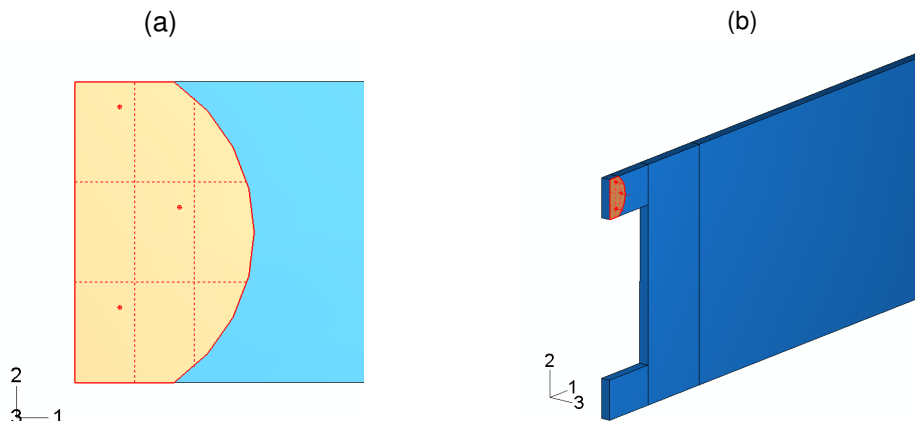
Rys. 146. Podział modelu na elementy skończone.

Przyjęto, iż obciążenie termiczne wielomodową wiązką lasera RSY 150 Q można zamodelować w postaci strumienia ciepła o stałej intensywności w czasie i na kołowym przekroju poprzecznym. Nominalna średnica wiązki padającej na materiał została w taki sposób dobrana i uformowana przez układ ogniskujący, aby była równa szerokości ogrzewanego segmentu 1 aktuatora. Rzeczywiste wiązki laserowe charakteryzuje jednak pewne rozmycie brzegów (nieostrość granic) przekroju poprzecznego. Natężenie promieniowania nie spada dokładnie do zera w odległości od środka wiązki określającej średnicę nominalną. Pomiar mocy promieniowania w przekroju położonym za badaną próbką (po stronie przeciwnej niż źródło promieniowania) wykazały, że około 8% energii wiązki przechodzi obok próbki. Z tego względu przyjęto, że taka część przekroju wiązki nie obejmuje nagrzewanego materiału (rys. 147a).

Przyjęto izotropowy model materiału. Wykorzystano dostępne w literaturze temperaturowe zależności współczynnika przewodzenia ciepła, ciepła właściwego, gęstości, modułu sprężystości podłużnej i współczynnika rozszerzalności termicznej stali nierdzewnych typu 18-8. Dane te są opisane w rozdziale „Parametry termofizyczne stali nierdzewnych typu 18/8”.

Uwzględniono dyssypację ciepła drogą promieniowania i konwekcji. Wartości emisyjności powierzchni, związanego z nim prawem Kirchoffa współczynnika absorpcji promieniowania oraz współczynnika konwekcji zostały wyznaczone w procedurze eksperymentalno-

numerycznej przy użyciu pirometru dwubarwowego oraz symulacji MES. Procedura ta jest opisana w odrębnym rozdziale.



Rys. 147. Model i jego obciążenie termiczne wiązką laserową:

(a) obszar segmentu 1 ogrzewany wiązką laserową, (b) model połowy symetrycznej próbki.

Istotne znaczenie dla właściwego modelowania procesu termicznego wywoływania mikrodeformacji trwałych mają dane opisujące zachowanie plastyczne w zakresie wysokich temperatur. Zagadnienie to i problem dostępności odpowiednich danych materiałowych zostało omówione w odrębnym rozdziale.

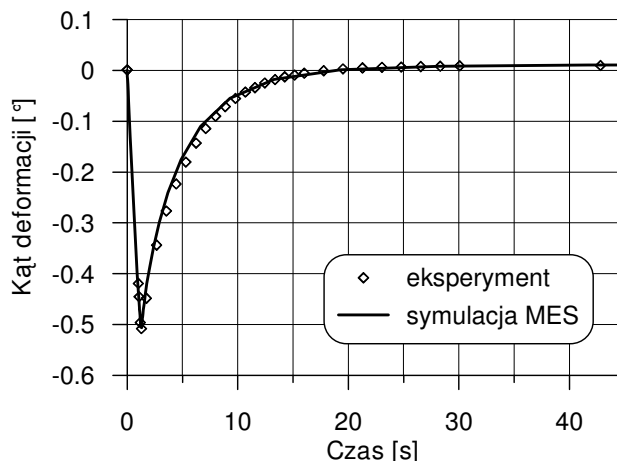
Zastosowano kryterium uplastycznienia według hipotezy Hubera-Misesa-Henckyego energii właściwej odkształcenia postaciowego. Przyjęto model materiału sprężysto-plastycznego bez umocnienia. Założenie to uzasadnia fakt, iż zasadnicza część deformacji plastycznej w analizowanym zagadnieniu występuje w zakresie wysokich temperatur, gdzie ze względu na szybkość przebiegu procesów zdrowienia dynamicznego efekt umocnienia odkształceniowego jest nieznaczny. Możliwe jest także występowanie rekrytalizacji dynamicznej.

Zastosowano uproszczone charakterystyki temperaturowe granicy plastyczności, oparte na przyjęciu, że powyżej pewnej temperatury granica plastyczności ma pomijalną wartość. Ze względu na stabilność stosowanych algorytmów analizy numerycznej przyjmuje się tą resztkową wartość małą, ale niezerową. Takie podejście jest przez wielu autorów wykorzystywane przy modelowaniu powstawania dystorsji spawalniczych i w innych zagadnieniach termoplastyczności [Birk-Sørensen 1999, str. 96], [Luo, Ishiyama i in. 1999].

Dla przanalizowania zachowania aktuatora w pełnym cyklu termicznym zastosowano charakterystykę temperaturową granicy plastyczności zbudowaną na bazie danych stali H18N9 przytoczonych przez Sędką (2000, str. 10) z przyjęciem, że powyżej temperatury T_{pl} = 840 °C naprężenie uplastyczniające ma residualną wartość σ_{pl}^{res} = 5 MPa (rys. 151). W dalszej części pracy przedstawiona jest także analiza wpływu wartości parametrów T_{pl} i σ_{pl}^{res} , które opisują spadek granicy plastyczności do pomijalnej wartości, na wielkość trwałej deformacji kątowej aktuatora wynikającą z obliczeń metodą elementów skończonych.

Przebieg czasowy kąta deformacji próbki nagrzewanej wiązką laserową o mocy 21.5 W przez 1.3 s oraz wynik symulacji numerycznej pokazuje rys. 148. Przedstawione porównanie

wyniku eksperymentalnego i obliczeniowego daje pewne podstawy do analizowania zachowania konstrukcji przy użyciu wyników obliczeń. Jednak należy to czynić z zastrzeżeniem, że do pełnej ich weryfikacji konieczne są inne wyniki eksperymentalne, na przykład pomiary temperatury. Ze względu na miniaturową wielkość próbek, duże gradienty i szybką zmienność temperatury, pomiary takie wymagają dostępu do specjalistycznej, kosztownej aparatury.

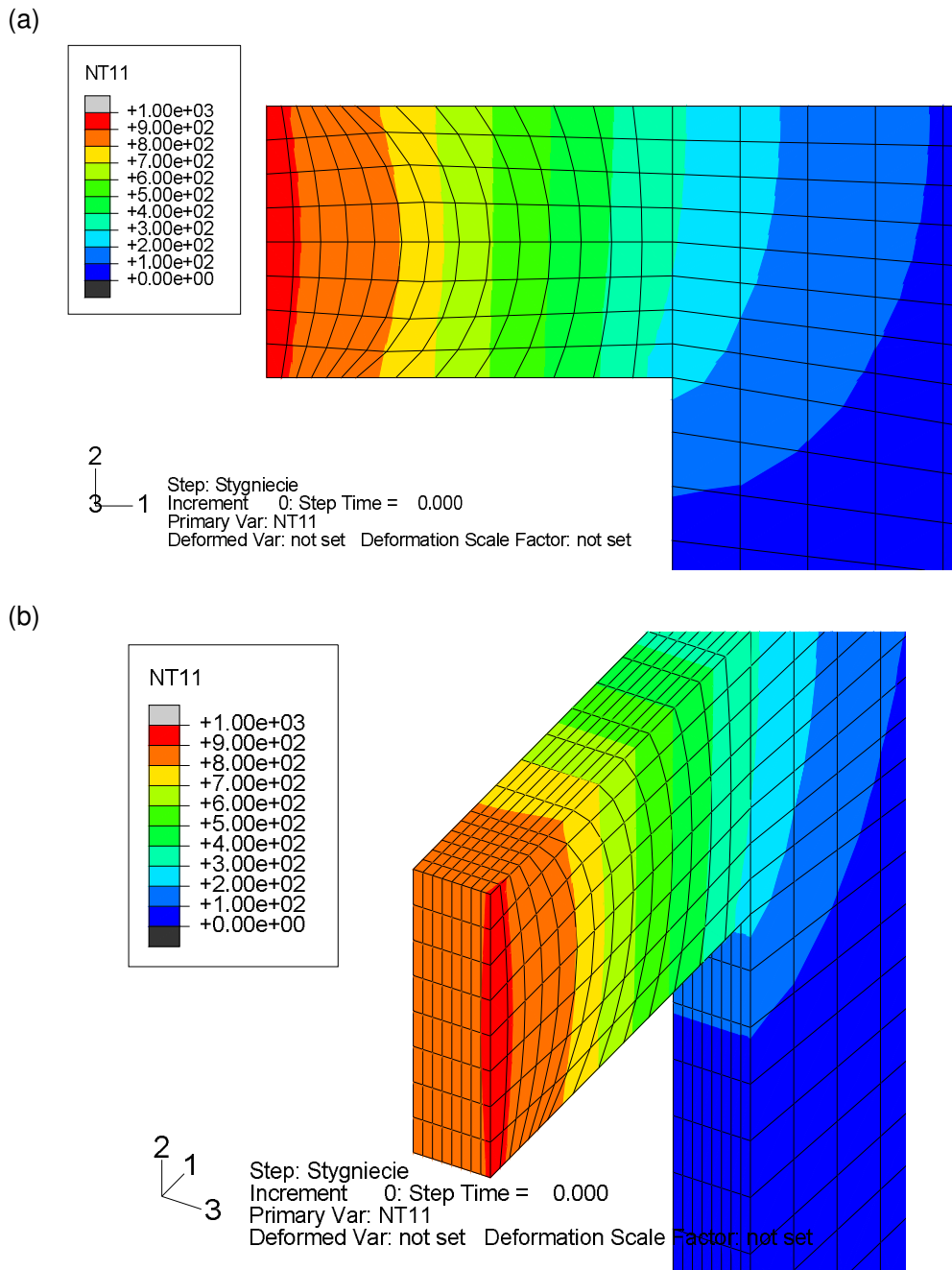


Rys. 148. Porównanie przebiegów czasowych deformacji kątowej w eksperymencie i symulacji MES. Moc wiązki 21.5 W, czas nagrzewania 1.3 s. Deformacja końcowa 0.01°.

Ze względu na silną zależność naprężenia uplastyczniającego od temperatury, największa deformacja plastyczna zachodzi, gdy temperatura osiąga maksymalne wartości. Stąd w analizie zachowania konstrukcji pod obciążeniem termicznym szczególnie istotny jest rozkład temperatury w chwili, gdy występuje jej maksymalna wartość. Przedstawiony na rysunkach 149a i 149b rozkład temperatury w segmencie 1 w chwili końcowej fazy nagrzewania (tożsamej z chwilą początkową fazy stygnięcia) uzasadnia poprawność przyjętych w modelu analitycznym założeń upraszczających model termiczny. Na rys. 149a widać, że już w niewielkiej odległości od źródła ciepła izotermy przyjmują kształt bliski płaskiemu. Stanowi to potwierdzenie wykorzystanej w modelu analitycznym zasady Saint Venanta dla zagadnień przewodnictwa cieplnego [Boley, Weiner 1960, str. 183].

Gradient temperatury na grubości materiału jest w przeważającej części modelu nieznaczący. Największe różnice temperatury na grubości występują w obszarze przylegającym do plamki laserowej (rys. 149b). Taki rozkład temperatury pozwala na zastosowanie przybliżenia jednowymiarowego przy analitycznym modelowaniu rozpatrywanego zagadnienia.

Wyniki modelowania pola temperatury są zgodne z obserwacjami doświadczałnymi barw nalotowych widocznych na próbkach poddanych oddziaływaniu termicznemu. Z rozkładu temperatury przedstawionego na rys. 149b można wywnioskować, że izoterma 220°C wyznaczająca granicę obszaru występowania barw nalotowych przebiega w pobliżu styku segmentu 1 z pozostałym obszarem modelu. Taka obserwacja i oparte na niej założenie zostały wykorzystane przy szacowaniu wielkości strumienia ciepła przekazywanego drogą przewodnictwa oraz strumienia ciepła dyssypowanego drogą konwekcji i promieniowania.

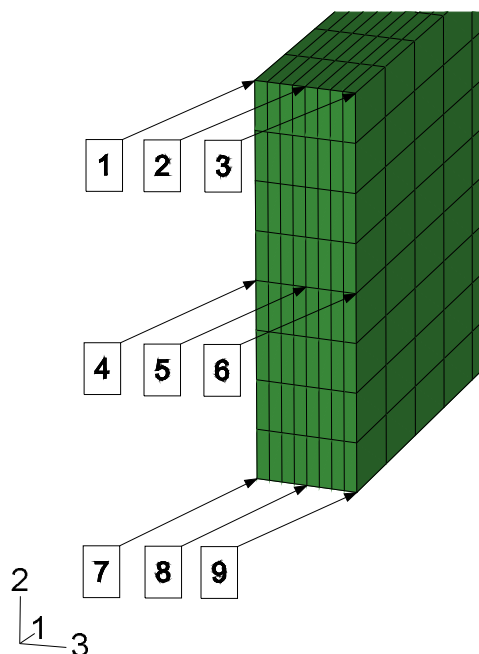


Rys. 149. Pole temperatury [°C] w segmencie 1 w chwili początkowej fazy stygnięcia:
(a) widok z kierunku osi 3, (b) rozkład temperatury na grubości materiału.

Zachowanie konstrukcji można zilustrować przy użyciu cykli termicznych naprężeń i odkształceń wyznaczonych w symulacjach metodą elementów skończonych [Widłaszewski 2006a]. Dają one bogaty, a jednocześnie zwarty opis złożonych zmian sił wewnętrznych i deformacji konstrukcji pod wpływem zmian pola temperatury.

Kierunki osi układu odniesienia są pokazane na rysunkach 146, 147, 149 i 150. Przy oznaczeniu kierunku 1 jako kierunku osi podłużnych segmentów 1 i 2, σ_{11} oznacza składową

wzdłużną naprężenia, natomiast ε_{11}^{pl} oznacza wzdłużną składową odkształcenia plastycznego. Oznaczenia punktów analizy na centralnych przekrojach segmentów 1 i 2 są pokazane na rys. 150.

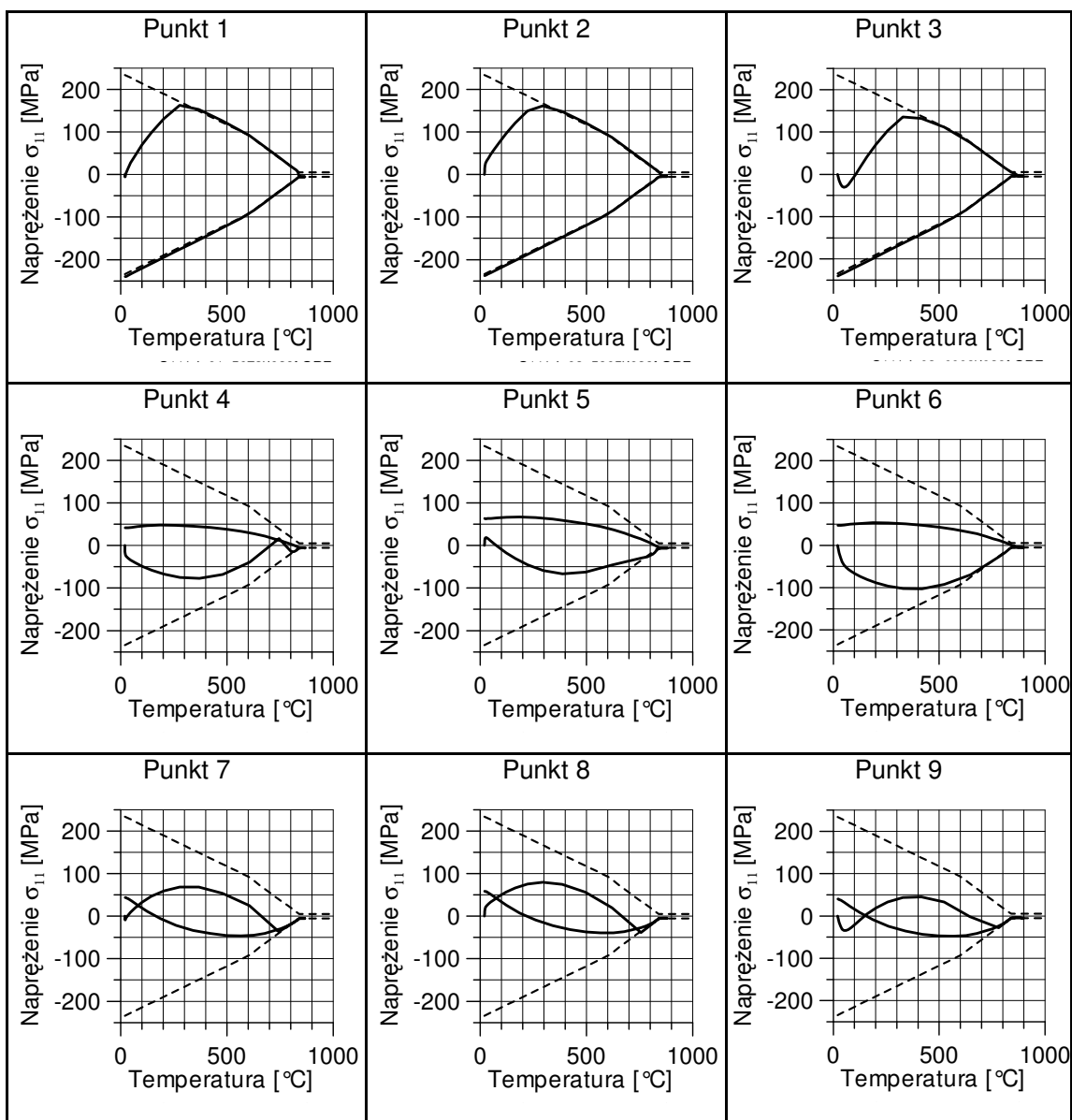


Rys. 150. Lokalizacja i oznaczenia punktów analizy modelu na centralnych przekrojach segmentów 1 i 2.

Cykle termiczne składowej wzdłużnej σ_{11} naprężenia w punktach 1-9 segmentu 1 podczas jednokrotnego nagrzewania laserowego i swobodnego stygnięcia są przedstawione na rys. 151. Analogiczne przebiegi zmian wzdłużnej składowej ε_{11}^{pl} odkształcenia plastycznego pokazuje rys. 152. Wykresy pokazują zmiany wymienionych wielkości w funkcji chwilowej temperatury w analizowanych punktach.

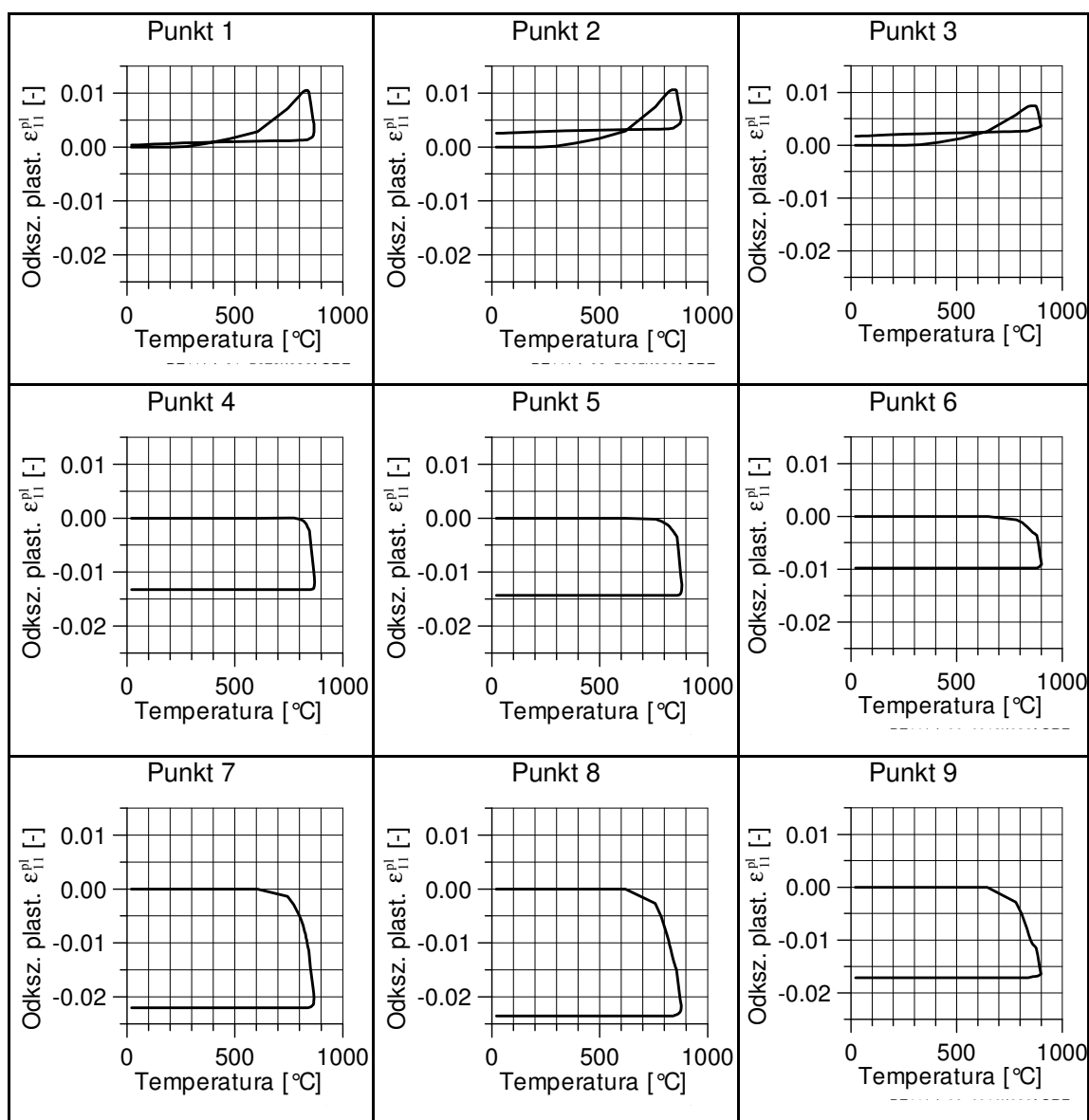
Lokalne ogrzewanie rozpatrywanej miniaturowej konstrukcji ramowej wywołuje złożone zmiany naprężenia i odkształcenia. Wykresy pokazują, iż w początkowym okresie fazy nagrzewania występuje intensywne rozciąganie górnych włókien segmentu 1 (punkty 1-3) od momentu gnącego. Jest on generowany deformacją całej konstrukcji pod wpływem termicznego wydłużenia ogrzewanego segmentu 1. Dopiero, gdy temperatura w rozpatrywanych punktach 1-3 dochodzi do maksymalnych wartości (800-900°C), zaczyna dominować odkształcenie plastyczne ściskania, które prowadzi do termicznego spękania segmentu 1 na przeważającej części przekroju środkowego.

Pełne uplastycznienie rozpatrywanego centralnego przekroju laserowo nagrzewanego segmentu 1 występuje przy temperaturze około 800°C. Powyżej tej temperatury powstałe wcześniej wydłużenie plastyczne górnych włókien segmentu 1 ulega zmniejszeniu pod wpływem powrotnego odkształcenia plastycznego.



Rys. 151. Cykle termiczne w punktach 1-9 podczas jednokrotnego nagrzewania laserowego i stygnięcia. Przebieg zmian naprężenia wzdłużnego σ_{11} w segmencie 1. Liniami przerywanymi oznaczono przyjętą zależność granicy plastyczności od temperatury.

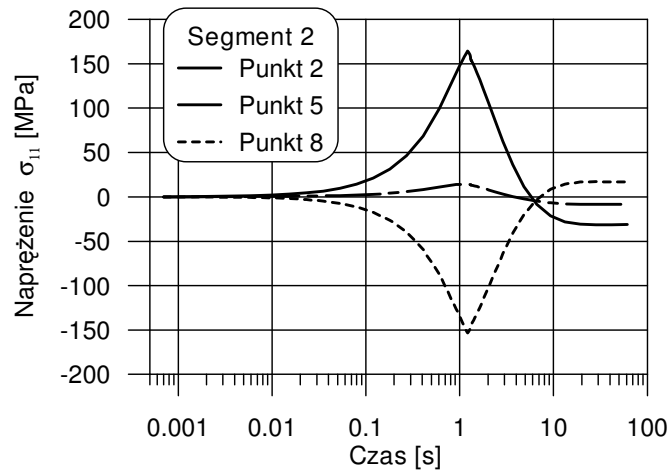
Złożoną pracę konstrukcji pod wpływem lokalnego obciążenia cieplnego ilustruje przebieg zmian składowej wzdłużnej σ_{11} naprężenia w punkcie 9. W pełnym cyklu nagrzewania i stygnięcia do temperatury początkowej obserwujemy trzy przejścia pomiędzy stanami rozciągania i ściskania.



Rys. 152. Cykle termiczne w punktach 1-9 podczas jednokrotnego nagrzewania laserowego i stygnięcia. Przebieg zmian odkształcenia plastycznego wzdłużnego ε_{11}^{pl} w segmencie 1.

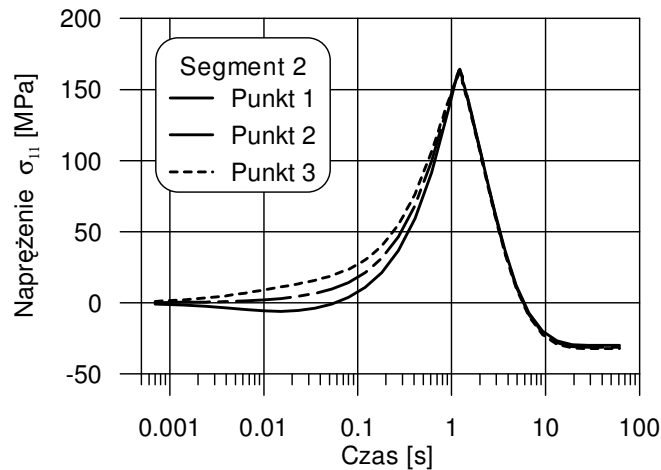
Porównanie wykresów umieszczonych na tym samym poziomie (1-2-3, 4-5-6, 7-8-9) wskazuje istnienie nieznacznego efektu gradientu temperatury na grubości materiału.

Przebiegi czasowe naprężenia σ_{11} w punktach 2, 5 i 8 (rys. 153) wskazują na zgięciowy charakter pracy segmentu 2, z niewielkim udziałem siły rozciągającej wywołanej przez termiczną rozszerzalność segmentu 1 w fazie nagrzewania. Po powrocie do temperatury początkowej naprężenia pozostające w segmencie 2 są wynikiem działania momentu gnącego i siły ściskającej wywołanej deformacją plastyczną segmentu 1.



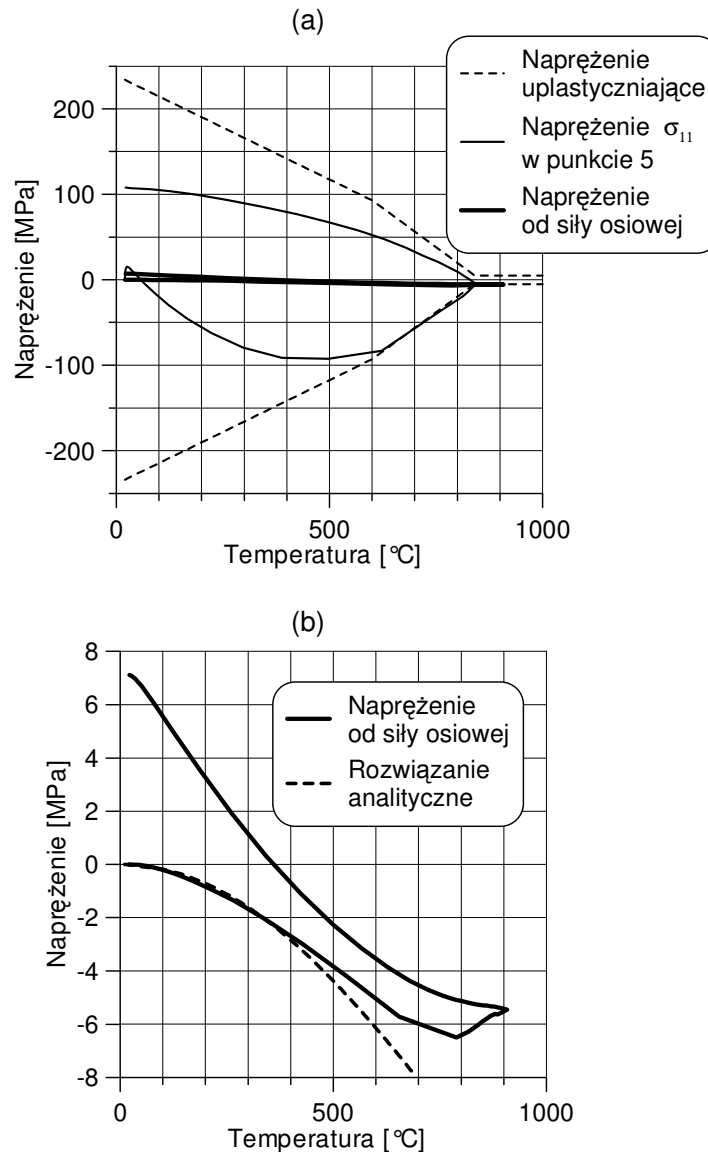
Rys. 153. Zmiany naprężenia σ_{11} w punktach 2, 5 i 8 segmentu 2.

Porównanie przebiegów naprężenia σ_{11} w punktach 1, 2 i 3 segmentu 2 (rys. 154) pokazuje niewielki efekt gradientu temperatury na grubości materiału podczas nagrzewania segmentu 1.



Rys. 154. Wpływ gradientu temperatury na grubości materiału na przebiegi czasowe naprężenia σ_{11} w segmencie 2.

System ABAQUS umożliwia wyznaczenie wypadkowych sił, oznaczanych SOF, w zadanych przekrojach analizowanego elementu lub konstrukcji. Możliwość tę wykorzystano do wyznaczenia średniego naprężenia normalnego w laserowo ogrzewanym segmencie 1, liczonego jako wartość wypadkowej siły osiowej podzielona przez początkowe pole powierzchni przekroju segmentu. Na rys. 155a przedstawiony jest przebieg tego naprężenia w cyklu termicznym laserowego nagrzewania i swobodnego stygnięcia rozpatrywanego aktuatora. Dla porównania zamieszczono również przebieg składowej σ_{11} naprężenia w środkowym punkcie przekroju centralnego segmentu 1. Powiększenie pokazujące przebieg naprężenia od siły osiowej oraz rozwiązania analitycznego na naprężenie σ_1^F od siły osiowej (równanie 95) w funkcji temperatury maksymalnej jest przedstawione na rys. 155b.



Rys. 155. Cykl termiczny napężenia od siły osiowej w segmencie 1:

(a) rozwiązanie metodą elementów skończonych,

(b) porównanie rozwiązania analitycznego dla fazy nagrzewania i pełnego rozwiązania MES.

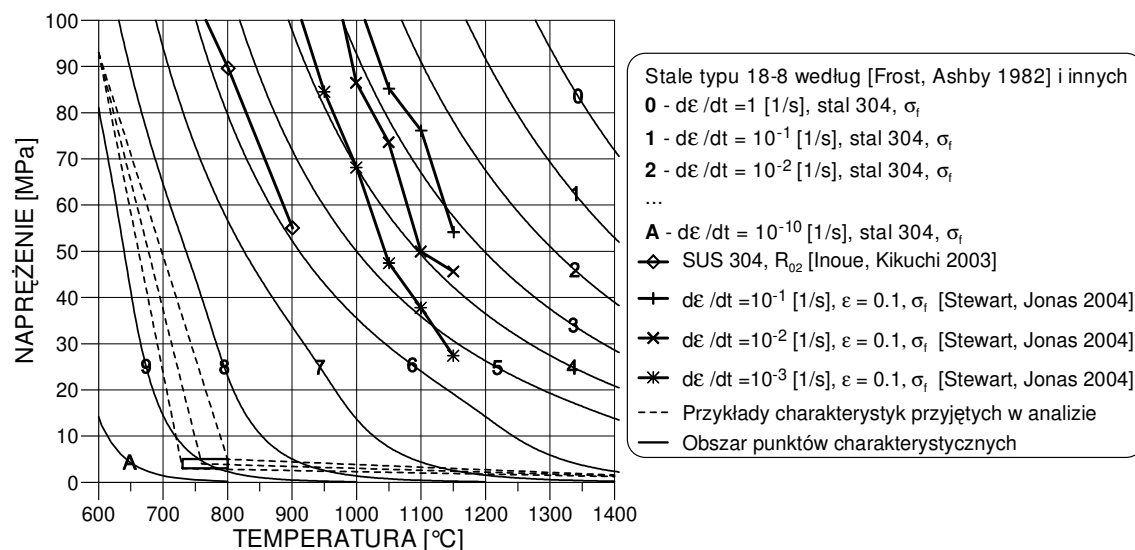
Przedstawione wykresy pozwalają poczynić następujące spostrzeżenia:

1. W rozpatrywanym przypadku aktuatora dwumostkowego wyprowadzone rozwiązanie analityczne na napężenie σ_1^F od siły osiowej (równanie 95) daje wyniki bliskie wynikom obliczeń metodą elementów skończonych.
2. Rozwiązanie numeryczne potwierdza wniosek uzyskany drogą analityczną, że warunki podparcia laserowo nagrzewanego segmentu 1 aktuatora charakteryzuje mała wartość współczynnika sztywności podparcia R_1 .
3. Rozwiązanie numeryczne dowodzi słuszności założenia, że w fazie stygnięcia po jednokrotnym nagrzewaniu rozpatrywanego aktuatora średnie napężenie na przekroju segmentu 1 nie osiąga wartości granicy plastyczności w stanie rozciągania.

Widoczne na rys. 155b odbieganie rozwiązania analitycznego od wyniku modelowania metodą elementów skończonych można wyjaśnić jako:

- 1) efekt pomijania zależności parametrów materiałowych od temperatury w rozwiązaniu analitycznym oraz
- 2) wynik redystrybucji naprężeń w rozwiązaniu MES pod wpływem powstającej strefy odkształceń plastycznych.

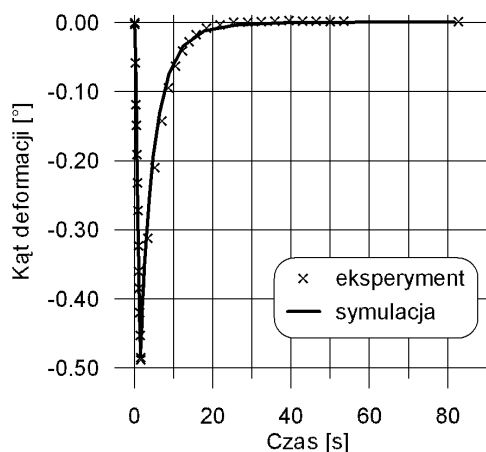
Dla przeanalizowania wpływu uproszczenia temperaturowej zależności granicy plastyczności na wynikającą z obliczeń metodą elementów skończonych wartość kąta deformacji trwałej aktuatora dwumostkowego wykonano szereg symulacji różniących się przyjętymi uproszczonymi charakterystykami granicy plastyczności. Ich rodzinę zbudowano w oparciu o dane stali H18N9 przytoczone przez Sędkę (2000, str. 10). Do tych danych dodawano punkt (punkt charakterystyczny) określony arbitralnie przyjmowanymi wartościami naprężenia σ_{pl}^{res} i temperatury T_{pl} , w jakiej granica plastyczności spada do wartości residualnej σ_{pl}^{res} . Przyjmowane były następujące wartości temperatury T_{pl} : 730, 740, 750, 760, 770, 780, 790 i 800°C. Wartości naprężenia σ_{pl}^{res} wynosiły 3, 3.5, 4, 4.5 oraz 5 MPa. Charakterystyki były uzupełniane punktem o wartości temperatury 1500 °C oraz naprężenia 1 MPa. Przeanalizowany obszar, z którego wybierane były wartości naprężenia σ_{pl}^{res} i temperatury T_{pl} oraz fragmenty przykładowych uproszczonych charakterystyk temperaturowych granicy plastyczności są pokazane na rys. 156.



Rys. 156. Fragmenty przyjętych do analizy uproszczonych charakterystyk temperaturowych granicy plastyczności na tle danych literaturowych.

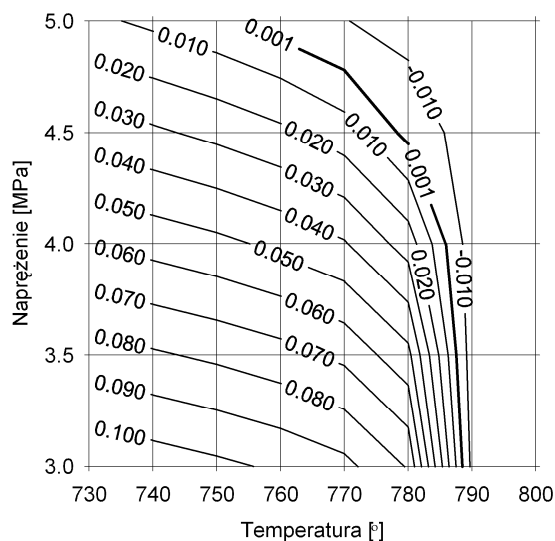
Analizę przeprowadzono dla przypadku bardzo małych deformacji indukowanych termicznie. Modelowano zachowanie próbki ze stali nierdzewnej austenitycznej chromowo-niklowej 1H18N9T, o wymiarach charakterystycznych $L = 6$ mm, $b = 10$ mm, $w = 2$ mm i grubości 0.505 mm. Przy nagrzewaniu wiązką o mocy 16.7 W przez 1.6 s próbka doznała deformacji kątowej 0.001°. Rys. 157 przedstawia przebieg czasowy kąta deformacji otrzymany w eksperymencie oraz wyniki symulacji dla przypadku temperaturowej zależności granicy

plastyczności z punktem charakterystycznym o wartości temperatury $T_{pl} = 753 \text{ }^{\circ}\text{C}$ i naprężenia $\sigma_{pl}^{res} = 5 \text{ MPa}$. Model numeryczny i wszystkie inne dane materiałowe poza temperaturą charakterystyką granicy plastyczności były takie same, jak we wcześniej omówionych obliczeniach MES.



Rys. 157. Przebieg czasowy kąta deformacji aktuatora uzyskany doświadczalnie i w symulacji numerycznej. Moc wiązki 16.7 W, czas nagrzewania 1.6 s. Deformacja końcowa 0.001° .

Symulacje wykonywane dla kolejnych charakterystyk temperaturowych granicy plastyczności dawały różne wartości końcowej deformacji plastycznej modelu. Wyniki obliczeń są zestawione na rys. 158 w postaci mapy wartości kąta końcowej deformacji plastycznej w funkcji temperatury T_{pl} i naprężenia σ_{pl}^{res} punktu charakterystycznego.



Rys. 158. Wartość kąta końcowej deformacji plastycznej w funkcji temperatury T_{pl} i naprężenia σ_{pl}^{res} punktu określającego spadek granicy plastyczności do pomijalnej wartości.

Grubą linią na tym wykresie są zaznaczone wyniki symulacji odpowiadające wynikowi doświadczalnemu 0.001° . Obliczenia wykazały dużą wrażliwość rozwiązania na dane opisujące zależność granicy plastyczności od temperatury. Wrażliwość ta wynika z faktu, iż

przedmiotem modelowania są bardzo małe deformacje plastyczne. Otrzymane wyniki wydają się wskazywać kres dokładności modelowania mikrodeformacji plastycznych, związany z ograniczoną dokładnością wysokotemperaturowych danych materiałowych. Niemniej jednak, wnioski o charakterze jakościowym, wynikające z modelowania metodą elementów skończonych takich zagadnień, pozwalają lepiej poznać mechanizm termicznie wywoływanych deformacji sprężysto-plastycznych miniaturowych konstrukcji. Tym samym dają możliwość weryfikowania założeń konstrukcyjnych, poszukiwania efektywnych modeli analitycznych i optymalizowania konstrukcji dla uzyskiwania żądanych cech użytkowych.

W celu sporządzenia mapy przedstawionej na rys. 158 zostało wykonane jedno zadanie analizy termicznej dla wyznaczenia pola temperatury oraz 40 zadań analizy mechanicznej z wykorzystaniem tego pola temperatury. Ich wykonanie w systemie ABAQUS przy użyciu komputera PC z procesorem Intel Celeron o częstotliwości 2.61 GHz i pamięci operacyjnej RAM 1 GB trwało około 31 godzin.

8 Uwagi końcowe

Zamieszczony w pracy przegląd metod kształtowania termicznego ze szczególnym uwzględnieniem mikropozycjonowania laserowego miał na celu między innymi przybliżenie aktualnego stanu wiedzy i osiągnięć w tej nowej dziedzinie polskiemu środowisku naukowemu i przemysłowemu. Przy omawianiu opracowanego modelu teoretycznego szczególną uwagę poświęcono podstawom fizycznym procesów kontrolowanego wywoływania deformacji plastycznych poprzez oddziaływanie termiczne, to jest: zagadnieniu absorpcji fal elektromagnetycznych przez metale i ich stopy, zagadnieniom wymiany ciepła, zjawisku rozszerzalności termicznej oraz wpływowi temperatury na plastyczne własności metali i ich stopy. Daje to uzasadnienie dla przyjmowanych w modelowaniu założeń upraszczających, bez których wyprowadzenie niemal całkowicie analitycznego rozwiązania nie byłoby możliwe. Jednocześnie, takie stosunkowo obszerne wprowadzenie w tematykę kształtowania termicznego może zainteresować i ułatwić podejmowanie badań przez innych, szczególnie młodych, pracowników nauki i przemysłu.

Przedstawiony model może być dalej rozwijany w celu teoretycznego opisu zachowania aktuatorów dwu- i wielomostkowych przy wielokrotnym lokalnym nagrzewaniu. Prace te jednak wymagają zastosowania jeszcze bardziej dokładnej aparatury do pomiaru deformacji sposobem bezdotykowym i w skali poniżej 1 μm . Można spodziewać się, że wykazana wrażliwość modelu na dane opisujące termoplastyczne własności stosowanych materiałów, będzie wymagała uzyskania dokładniejszych danych materiałowych dla modelowania deformacji po serii nagrzewania wiązką laserową.

Zaprezentowana metoda modelowania może być zastosowana do innych zagadnień deformacji plastycznych wywoływanych termicznie, w szczególności ram lokalnie obciążonych termicznie, nie tylko miniaturowych. Przedstawiona eksperymentalno-numeryczna metoda wyznaczania parametrów absorpcji i dysypacji energii wiązki laserowej może być wykorzystywana w stosunku do różnych materiałów. Prace nad praktycznym wykorzystaniem opracowanego modelu powinny zmierzać do sformułowania i uzyskania rozwiązań zadań optymalizacji aktuatorów dwumostkowych dla konkretnych zastosowań przemysłowych.

9 Literatura cytowana

- [Abramowitz, Stegun 1964] Abramowitz M., Stegun I. A. (eds.), *Handbook of Mathematical Functions*. National Bureau of Standards. Applied Mathematics Series No. 55 (US GPO, Washington, DC), 1964.
- [Andersen 1998] Andersen M. R., *Fatigue Crack Initiation and Growth in Ship Structures*. Ph. D. Thesis. Technical University of Denmark, 1998.
- [Anderson 1999] Anderson, R. J.: *Experiments and simulation of line heating of plates*. Master of Sciences Thesis, Massachusetts Institute of Technology, 1999.
- [Arnet, Vollertsen 1995] Arnet H., Vollertsen F., *Extending Laser Bending for the Generation of Convex Shapes*. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture, Vol. 209, No B5 (1995), 433-442.
- [Arnoldy 1947] Arnoldy R. F., *Method of controlling distortion, straightening distorted objects and/or altering the shape of metal objects*. The Linde Air Products Company. United States Patent Office, Patent nr 2 428 825, 14.10.1947.
- [Ashby, Easterling 1984] Ashby M. F., Easterling K. E., *The transformation hardening of steel surfaces by laser beams – I. Hypo-eutectoid steels*. Acta Metall. Vol. 32, No 11, 1935-1948, 1984.
- [Augustyniak, Burakowski i in. 1989] Augustyniak W., Burakowski T., Giziński J., *Termometria przemysłowa w obróbce cieplnej stali*. Poradnik. Instytut Mechaniki Precyzyjnej, Warszawa 1989.
- [Auracher, Hanebuth i in. 2003] Auracher F., Hanebuth H., Wittmann J., Hamann Ch., *Adjusting apparatus and method for its adjustment*. Patent US6614605. Data publikacji 2.9.2003.
- [Avent, Mukai 1998] Avent R., Mukai D., *Heat-straightening repairs of damaged steel bridges. A manual of practice and technical guide*. US Department of Transportation. Report No. FHWA-IF-99-004, 1998.
- [Bacewicz 1995] Bacewicz R., *Optyka ciała stałego*. Oficyna Wydawnicza Politechniki Warszawskiej, Warszawa 1995.
- [Bakinowska, Bratek i in. 1995, str. 373] Bakinowska K., Bratek T., Deka A., Długoszewski B., Gorczakowski A., Jędrzejowski S., Kasieczka W., Kulesza J., Podfilipski J., Wiejacki Z., *Pomiary cieplne*. Część I. Wydawnictwa Naukowo-Techniczne. Warszawa 1995.
- [Birk-Sørensen 1999] Birk-Sørensen M., *Simulation of Welding Distortions in Ship Section*. PhD thesis. Technical University of Denmark, 1999.
- [Boley, Weiner 1960] Boley B. A., Weiner J. H., *Theory of thermal stresses*. John Wiley & Sons, Inc., 1960.
- [Brown, Song 1992] Brown S., Song H., *Finite element simulation of welding of large structures*. Journal of Engineering for Industry. 114 (4), 441-451, November 1992.
- [Burakowski, Roliński i in. 1992] Burakowski T., Roliński E., Wierzchoń T., *Inżynieria powierzchni metali*. Wydawnictwa Politechniki Warszawskiej, Warszawa 1992.

- [Buttenschön 1972] Buttenschön K., *Beulen von dünnwandigen Kastenträgern aufgrund von Schweißbeigenspannungen*. Schweiß. u. Schneid. 24 (1972) no. 6, 217-221.
- [Carslaw, Jaeger 1989] Carslaw H. S., Jaeger J. C., *Conduction of Heat in Solids*. Oxford University Press, 1989 (pierwsze wydanie w 1946 r.).
- [Chan, Latham i in. 2001] Chan C. L., Latham W. P., Chen J. K., *Review of Ultrashort Pulse Laser Materials Interaction*. Proceedings of the International Congress on Applications of Lasers and Electro-Optics (ICALEO), Laser Institute of America, 2001.
- [Clausen 2000] Clausen H. B., *Plate forming by line heating*. PhD thesis. Technical University of Denmark, 2000.
- [Coffin 1974] Coffin L. F. (jr.), *Fatigue at high temperature – prediction and interpretation*. Institute of Mechanical Engineers Vol. 188 (1974).
- [Colombier, Hochmann 1964] Colombier L., Hochmann J., *Stale odporne na korozję i stale żarowytrzymałe*. Wydawnictwo Śląsk, Katowice 1964.
- [Denavit, Hartenberg 1955] Denavit J., Hartenberg R. S., *A kinematic notation for lower-pair mechanisms based on matrices*. Trans. ASME J. Appl. Mech., 23:215–221, 1955.
- [Dieter 1988] Dieter G. E., *Mechanical Metallurgy*. McGraw-Hill Book Company 1988.
- [Domański 1990] Domański R., *Promieniowanie laserowe – oddziaływanie na ciała stałe*. WNT, Warszawa, 1990.
- [Duley 1983] Duley W. W., *Laser Processing and Analysis of Materials*. Plenum Press. New York and London 1983.
- [Encyklopedia Fizyki, 1974] *Encyklopedia Fizyki*. Tom 3. Państwowe Wydawnictwo Naukowe, Warszawa 1974.
- [Erbel, Kuczyński i in. 1986] Erbel S., Kuczyński K., Marciniak Z., *Obróbka plastyczna*. Państwowe Wydawnictwo Naukowe, Warszawa 1986.
- [Ferenc, Ferenc 2000] Ferenc K., Ferenc J., *Konstrukcje spawane*. Projektowanie połączeń. Wydawnictwa Naukowo-Techniczne, Warszawa 2000.
- [Frąckiewicz, Mucha i in. 1992] Frąckiewicz H., Mucha Z., Trąmpczyński W., Baranowski A., Cybulski A. (IPPT PAN), *Sposób gięcia przedmiotów metalowych*. Patent polski nr 155 358. Data zgłoszenia 1987-11-26. Data publikacji 1992-02-28.
- [Fraunhofer ILT 2002] Fraunhofer Institut Lasertechnik, Performance and Results, Annual Report 2002.
- [Frewin, Scott 1999] Frewin M. R., Scott D. A., *Finite element model of pulsed laser welding*. Welding Research Supplement, January 1999, 15-22.
- [Frolov, Vinokurov i in. 1970] Frolov W. W., Vinokurov V. A., Volczenko W. N., Parachin W. A., Arutionowa I. A., *Teoretyczne podstawy spawania*. Wydawnictwo Szkoła Wyższa, Moskwa 1970 (po rosyjsku).
- [Frost, Ashby 1982] Frost H., Ashby M. F., *Deformation-Mechanism Maps. The Plasticity and Creep of Metals and Ceramics*. Pergamon Press 1982.

- [Gabryszewski, Gronostajski 1991] Gabryszewski Z., Gronostajski J., *Mechanika procesów obróbki plastycznej*. Wydawnictwo Naukowe PWN, Warszawa, 1991.
- [Geiger 2002] Geiger M., *Laser forming - the forming of metal using a laser beam*. 1st Int. Conf. on Manufacturing Engineering ICMEN 2002, Austrian Research Centre, Seibersdorf Research GmbH, 2002.
- [Geiger, Hoffmann i in. 1993] Geiger M., Hoffmann P., Hutfless J., *Lasertechnik in Synergie zur Umformtechnik*. Blech Rohre Profile 40, 4, 324-330.
- [Geiger, Müller 1998] Geiger M., Müller B., *Coupling of analytical and numerical models for laser adjustment*. Lasers in Engineering 7 (3-4), 1998, 275-286.
- [Geiger, Vollersten i in. 1991] Geiger M., Vollertsen F., Amon S., *Flexible Blechumformung mit Laserstrahlung - Laserstrahlbiegen*. Blech Rohre Profile 38, 11 (1991) 856-861.
- [Geiger, Vollersten i in. 1993] Geiger M., Vollertsen F., Deinzer G., *Flexible straightening of car body shells by laser forming*. NADDRG/DAE Sheet Metal Forum, Detroit, MI, SAE Paper 930 279 (1993), 1-7. SAE Special Publication 944, Warrendale (1993), 37-44.
- [Gourd 1997] Gourd L. M., *Podstawy technologii spawalniczych*. WNT, Warszawa 1997.
- [Gray, Camilleri i in. 2006] Gray T. G. F., Camilleri D., Mollicone P., *Experimental validation of computational methods for welding distortion prediction*. Materiały XXII Sympozjum Mechaniki Eksperymentalnej Ciała Stałego, Oficyna Wydawnicza Politechniki Warszawskiej, 2006, 65-84.
- [Gregson 1983] Gregson V. G., *Laser Heat Treatment*. Rozdział 4 w: Bass M. (red.), *Laser Materials Processing*. North-Holland Publishing Company, Amsterdam 1983.
- [Griffiths 2005] Griffiths D. J., *Podstawy elektrodynamiki*, PWN, Warszawa, 2005.
- [Grigull, Sandner 1984] Grigull U., Sandner H., *Heat Conduction*. Hemisphere Publishing Corporation, 1984.
- [Gronostajski, Ziembra 1985] Gronostajski J., Ziembra H., *Archiwum Hutnictwa*, t. 30, 1985, str. 145.
- [Guy 1977] Guy A. G., *Wprowadzenie do nauki o materiałach*. Państwowe Wydawnictwo Naukowe, Warszawa 1977.
- [Hagenah, Wurm 2005] Hagenah H., Wurm T., *Problem specific design of actuators for micro adjustment*. Advanced Materials Research, Vols. 6-8 (2005) 271-278.
- [Hanebuth, Hamann 1997] Hanebuth H., Hamann Chr., *Suitability of CuCoBe-alloys for laser beam bending*. Proceedings of the LANE'97, Red.: M. Geiger, F. Vollertsen, Meisenbach Bamberg 1997, 367-374.
- [Hashimoto 1961] Hashimoto T., *Line heating method – a new technique taking the place of smith work*. W: 60th Anniversary Series of the Society of Naval Architects of Japan, Vol. 5, Tokyo, Japan, The Society of Naval Architects of Japan, 1961, 53-71.
- [Heimann, Gerth i in. 2001] Heimann B., Gerth W., Popp K., *Mechatronika. Komponenty, metody, przykłady*. Wydawnictwo Naukowe PWN, 2001.

- [Hennige 2000] Hennige T., *Development of irradiation strategies for 3D-laser forming*. Journal of Materials Processing Technology, 103, No. 1, 2000, 102-108.
- [Hennige, Holzer i in. 1997] Hennige T., Holzer S., Vollersten F., Geiger M., *On the working accuracy of laser bending*. Journal of Materials Processing Technology, Vol. 71 (1997) 422-432.
- [Higashionji, Mukae i in. 1994] Higashionji M., Mukae H., Murata A., Maegawa T. (MATSUSHITA ELECTRIC IND CO LTD), *Magnetic Head Device*. Patent US5303108. Data publikacji 1994-04-12.
- [Hill 1950] Hill R., *The Mathematical Theory of Plasticity*. Oxford at The Clarendon Press, 1950.
- [Holt 1938] Holt J., *Contraction as a Friend in Need*. Joseph Holt 1938 (według [Holt 1971])
- [Holt 1965] Holt R. E., *Flame Straightening Basics*. Welding Engineer, Sept. 1965, 49-53.
- [Holt 1971] Holt R. E., *Primary Concepts for Flame Bending*. Welding Journal, June 1971, 416-424.
- [Hoving 1997] Hoving W., *Laser applications in micro technology*. Proceedings of the 30th International CIRP Seminar on Manufacturing Systems - LANE'97 (Laser Assisted Net shape Engineering 2), M. Geiger, F. Vollertsen (eds), Meisenbach-Verlag, Bamberg 1997, 69-80.
- [Hoving 2001] Hoving W., *Accurate manipulation using laser technology*. Proceedings of the LANE 2001 (Laser Assisted Net Shape Engineering 3, International Conference), eds.: M. Geiger, A. Otto, Meisenbach-Verlag Bamberg 2001, 113-124.
- [Hoving, van Dooren 1996] Hoving W., van Dooren J. P. (PHILIPS ELECTRONICS NV), *Method of adjusting the switch-gap in a reed switch*. Patent EP0731978, 1996.
- [Hoving, van Hout i in. 1996] Hoving W., van Hout J., Grooten M., van Rens P., Koster M. P., Westerhof M., *Method of mutually displacing at least two parts in an actuator, and actuator for use in such method*. Patent US 5,572,895, 1996.
- [Hoving, Verhoeven 2000] Hoving W., Verhoeven E. C. M., *High-precision micro-assembly using laser-adjustment*. Laser in der Elektronikproduktion & Feinwerktechnik - LEF 2000. Geiger M., Otto A. (red.), Meisenbach Bamberg, 2000, 165-174.
- [Huber, Müller 1999] Huber A., Müller B., *Verkürzte Prozeßzeiten beim Laserstrahljustieren durch optimierte Regelkonzepte*. Laser in der Elektronikproduktion & Feinwerktechnik - LEF'99. Editors: M. Geiger, A. Otto. ISBN: 3-87525-118-0. Publisher: Meisenbach Bamberg, 1999.
- [Huber, Müller i in. 2001] Huber A., Müller B., Meyer-Pittroff F., *Laserstrahljustieren als Innovation für die Montage von Mikrosystemen*. Vollertsen F., Kleiner M. (eds.), Idee - Vision – Innovation, Meisenbach, Bamberg, 2001, 275-286.
- [Humphreys, Hatherly 1995] Humphreys F. J., Hatherly M., *Recrystallization and related annealing phenomena*. Elsevier Science Ltd, 1995.
- [Inoue, Kikuchi 2003] Inoue Y., Kikuchi M., *Present and Future Trends of Stainless Steel for Automotive Exhaust System*. NIPPON STEEL TECHNICAL REPORT No. 88 July 2003.

- [Jakowluk 1993] Jakowluk A., *Procesy pełzania i zmęczenia w materiałach*. Wydawnictwa Naukowo-Techniczne, Warszawa 1993.
- [Jakubiec, Lesiński i in. 1980] Jakubiec M., Lesiński K., Czajkowski H., *Technologia konstrukcji spawanych*. WNT, Warszawa 1980.
- [Jang, Kim i in. 2005] Jang C. D., Kim T. H., Ko D. E., Lamb T., Ha Y. S., *Prediction of steel plate deformation due to triangle heating using the inherent strain method*. Journal of Marine Science and Technology, 2005, 10:211-216.
- [Jang, Moon i in. 2000] Jang C. D., Moon S. C., Ko D. E., *Acquisition of Line Heating Information for Automatic Plate Forming*. SSC / SNAME / ASNE Symposium 2000.
- [Jang, Seo i in. 1997] Jang C. D., Seo S. I., Ko D. E., *A Study on the Prediction of Deformations of Plates Due to Line Heating Using a Simplified Thermal Elastoplastic Analysis*. Journal of Ship Production, Vol. 13, No. 1, 1997, 22-27.
- [Jang, Seo i in. 2001] Jang C. D., Seo S. I., Yang Y. H., *Development of a New Finite-Element Analysis of Deformation of Plate Due to Line Heating*. Journal of Ship Production, Vol. 17, No. 1, 1-7.
- [Jansen, Verhoeven i in. 2001] Jansen N. E. T., Verhoeven E. C. M., Post J. H. (Koninkl Philips Electronics NV), *Method of positioning by means of an actuator having three bridges*. Patent WO0145094. Data publikacji 2001-06-21.
- [Jonas 1969] Jonas J. J., Trans. Q. ASM, 62 (1969) 300-303.
- [Jonas, Sellars, Tegart 1969] Jonas J. J., Sellars C. M., Tegart W. J. McG., Metall. Rev., 130 (1969) 1-24.
- [Jurgenson, Danielson i in. 1999] Jurgenson R., Danielson R. C., Lien B. D., Lewandowski M. S. (HUTCHINSON TECHNOLOGY, USA), *In-stack adjustable magnetic head suspension*. Patent US5995335, data publikacji 1999-11-30.
- [Kim 1975] Kim C. S., *Thermophysical properties of stainless steels*. Technical Report ANL-75-55. Argonne National Laboratory, Argonne, Ill., 1975, 1-24. (według [Frewin, Scott 1999])
- [Kitada, Asahi 2002] Kitada K., Asahi N., *Miniature Relay Adjustment Using Laser-Forming Method*. Matsushita Electric Works (MEW) Technical Report No. 78, August 2002.
- [Kitada, Asahi 2003] Kitada K., Asahi N., *Laser adjustment of beryllium copper sheet using temperature gradient mechanism*. Third International Symposium on Laser Precision Microfabrication. Edited by Isamu Miyamoto, Kojiro F. Kobayashi, Koji Sugioka, Reinhart Poprawe, Henry Helvajian. Proceedings of the SPIE, Volume 4830 (2003) 30-35.
- [Ko 1998] Ko, D.E., *A Study on the Prediction of Deformations of Plates due to Line Heating using a Thermal Elasto-Plastic Analysis Model*. Ph.D. thesis, Seoul National University, 1998.
- [Koster, Semmeling 1995] Koster M. P., Semmeling R. A. E. M., *Method of mutually displacing at least two parts of an actuator, and actuator suitable for use in such a method*. Patent BE1007436. Data zgłoszenia 1993-08-11. Data publikacji 1995-06-13.

- [Kostowski 1993] Kostowski E., *Promieniowanie cieplne*. Wydawnictwo Naukowe PWN, Warszawa 1993.
- [Kugler, Knap i in. 2004] Kugler G., Knap M., Palkowski H., Turk R., *Estimation of activation energy for calculating the hot workability properties of metals*. Metalurgija 43 (2004) 4, 267-272.
- [Li, Yao 2001] Li W., Yao Y. L., *Numerical and Experimental Investigation of Convex Laser Forming Process*. SME J. of Manufacturing Processes, Vol. 3, No. 2, 2001, 73-81.
- [Lindgren 2006] Lindgren L.-E., *Numerical modelling of welding*. Comput. Methods Appl. Mech. Engrg. 195 (2006) 6710–6736
- [Luo, Ishiyama, Murakawa 1999] Luo Y., Ishiyama M., Murakawa H., *Welding deformation of plates with longitudinal curvature*. Trans. JWRI (Joining and Welding Research Institute, Osaka University), Vol. 28 (1999), No. 2.
- [Maegawa, Murata i in. 1993] Maegawa T., Murata A., Mukae H., Higashionji M. (MATSUSHITA ELECTRIC IND CO LTD), *Azimuth Adjusting Method For Magnetic Head*. Patent US5256850. Data publikacji 1993-10-26.
- [Magee, Watkins 1998] Magee J.; Watkins K. G.; Steen W. M., Calder N., Sidhu J., Kirby J., *Laser Bending of High Strength Alloys*. Journal of Laser Applications, 1998, Vol.10, No. 4, 149-155. Publisher: AIP for Laser Inst. America, USA.
- [Manson 1966] Manson S. S., *Thermal stress and low-cycle fatigue*. McGraw-Hill Book Company, 1966.
- [Martin, Kohler 1980] Martin R., Kohler G. (SIEMENS AG), *Automatisiertes Justieren in der Feinwerktechnik*. Patent DE2918100. Data zgłoszenia 1979-05-04. Data publikacji 1980-11-13.
- [Masubuchi, Maumoto 1985] Masubuchi K., Maumoto I., *Study on Metal Working by High Power Lasers*. Proceedings of the 2nd International Conference on BEAM Technology, V. 2, 1985, 20.
- [Matsushita 2003a] Matsushita N. (FUJITSU LTD), *ABS shape correction method for slider of magnetic head, and ABS shape correction apparatus for slider of magnetic head*. Patent US6546355. Data publikacji 2003-04-08.
- [Matsushita 2003b] Matsushita N., *Laser micro-bending for precise microfabrication of magnetic disk-drive components*. 4th International Symposium on Laser Precision Microfabrication (LPM 2003), WLT – German Scientific Laser Society. Proceedings of SPIE, Vol. 5063, 2003, 24-29.
- [Menzel, Wurm i in. 2001] Menzel T., Wurm T., Müller B., *Methoden für ein Assistenzsystem zum Entwurf komplexer Aktorgeometrien für das Laserstrahljustieren in der Mikrotechnik*. Vollertsen F., Kleiner M. (red.), Idee-Vision-Innovation, Festschrift anlässlich des 60. Geburtstags von Professor Manfred Geiger., Meisenbach Bamberg, 2001, 369-376.
- [Modest 2001] Modest M. F., *Laser-Material Interactions*. Rozdział w "LIA Handbook of Laser Materials Processing", Ready J. F. (red.). Laser Institute of America, 2001.

- [Mollicone, Camilleri i in. 2006] Mollicone P., Camilleri D., Gray T. G. F., Comlekci T., *Simple thermo-elastic-plastic models for welding distortion simulation*. Journal of Materials Processing Technology 176 (2006) 77-86.
- [Mucha 2003] Mucha Z., *Advanced analytical model for laser bending*. Proceedings of the International Conference Laser Technologies in Welding and Material Processing. E. O. Paton Electric Welding Institute, NASU, Kiev, 2003, 131-134.
- [Mucha 2004] Mucha Z., *Modelowanie i eksperymentalne badania kształtowania laserowego materiałów konstrukcyjnych*. Rozprawa habilitacyjna. Politechnika Świętokrzyska 2004. Stron 166.
- [Mucha, Cabaj i in. 2001] Mucha Z., Cabaj M., Gradoń R., Pawłowski M., Widłaszewski J., *Laser forming of plates by use of beam with circular and rectangular cross-section*. Proceedings of the LANE 2001 (Laser Assisted Net Shape Engineering 3, International Conference), eds.: M. Geiger, A. Otto, Meisenbach-Verlag Bamberg 2001, 527-536.
- [Mucha, Hoffman i in. 1997] Mucha Z., Hoffman J., Kalita W., Mucha S., *Laser Forming of Thick Free Plates*. Proceedings of the 30th International CIRP Seminar on Manufacturing Systems - LANE'97 (Laser Assisted Net shape Engineering 2), M. Geiger, F. Vollertsen (eds), Meisenbach-Verlag, Bamberg 1997, 383-392.
- [Mucha, Widłaszewski 2004] Mucha Z., Widłaszewski J., *Physical Foundations of Laser Thermal Forming*, Wang Z. R., Dean T. A., Yuan S. J., (red.), Proceedings of the 1st International Conference on New Forming Technology, ICNFT, Harbin Institute of Technology Press, 2004, 235-240.
- [Mucha, Widłaszewski i in. 2002] Mucha Z., Widłaszewski J., Cabaj M., Gradoń R., *Laserowe kształtowanie materiałów bez sił zewnętrznych*. Referaty 7 Sympozjum Techniki Laserowej, Wydawnictwo Uczelniane Politechniki Szczecińskiej (2002) 165-172.
- [Mucha, Widłaszewski i in. 2003a] Mucha Z., Widłaszewski J., Cabaj M., Gradoń R., *Laser forming of materials without external forces*. Proceedings of SPIE, Society of Photo-Optical Instrumentation Engineers. Vol. 5229 (2003), 206-214.
- [Mucha, Widłaszewski i in. 2003b] Mucha Z., Widłaszewski J., Cabaj M., Gradoń R., *Surface temperature control in laser forming*. Archives of Thermodynamics, Vol. 24 (2003), No. 2, 89-105.
- [Mucha, Widłaszewski i in. 2003c] Mucha Z., Widłaszewski J., Cabaj M., Gradoń R., *Role of Surface Temperature in Laser Forming*. Proceedings of International Conference "Laser Technologies in Welding and Materials Processing", eds.: Paton B. E., Kovalenko V. S., E. O. Paton Electric Welding Institute, NASU, Kiev 2003, 169-172.
- [Mukae, Higashionji 1996] Mukae H., Higashionji M., Murata A., Maegawa T. (MATSUSHITA ELECTRIC IND CO LTD), *Magnetic Head Installed on a Rotary Drum and Method for Adjusting the Head Height*. Patent US5537276. Data publikacji 1996-07-16.
- [Müller 2001] Müller B., *Laser adjustment – Models for the design of actuators*. Geiger M., Otto A. (red.): Laser Assisted Net Shape Engineering 3, Proc. of the LANE 2001, Meisenbach-Verlag, Bamberg 2001, 519-526.

- [Müller 2002] Müller B., *Adjustment method, especially a laser adjustment method, and corresponding actuator*. Patent DE 101 18 451 A 1, EP1379902, WO 02/084357 A1, 2002.
- [Müller, Huber 2000] Müller B., Huber A., *Entwurf komplexer Aktorsysteme für das Laserstrahljustieren*. Laser in der Elektronikproduktion & Feinwerktechnik - LEF 2000. Editors: M. Geiger, A. Otto. ISBN: 3-87525-123-7. Publisher: Meisenbach Bamberg, 2000.
- [Müller, Huber i in. 1999] Müller B., Huber A., Geiger M., *Sub-Micron Accuracy of Assembled Systems by Laser Adjustment*. Proc. of 6th Int. Conf. Tech. Plasticity (ICTP), 1999, 1037-1042.
- [Müller, Ströl i in. 2003] Müller B., Ströl K., Mehnert A. (AIFOTEC AG Fiberoptics), *Justierverfahren, insbesondere Laser-Justierverfahren und hierfür geeigneter Aktor*. Patent DE 10128827, data publikacji 2003-01-09.
- [Mura 1957] Mura T., *Residual Stresses Due to Thermal Treatments*. Research Reports of the Faculty of Engineering, Meji University, 1957-2, No. 10 (według [Boley, Weiner 1960, str. 561])
- [Murata, Mukae i in. 1992] Murata A., Mukae H., Maegawa T., Higashionji M., Okada T. (MATSUSHITA ELECTRIC IND CO LTD), *Rotary head adjuster*. Patent EP0488658. Data publikacji 1992-06-03.
- [Murthy, Rao i in. 1996] 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 & Structures, Vol. 60, No. 1, 1996, 131-154.
- [Myśliwiec 1972] Myśliwiec M., *Cieplno-mechaniczne podstawy spawalnictwa*. Wydawnictwa Naukowo-Techniczne. Warszawa 1972.
- [Namba 1986] Namba, Y., *Laser Forming in Space*. Proceedings of the International Conference On Lasers '85, (Las Vegas, NV, USA. Soc. Opt. & Quantum Electron., 2-6 Dec. 1985), C. P. Wang (ed.), STS Press, McLean 1986, 403-407.
- [Namba 1987] Namba Y., *Laser Forming of Metals and Alloys*. Proc. of LAMP '87 (Laser Advanced Materials Processing), Arata Y. (ed.), Japan: High Temperature Society, Osaka 1987, 601-606.
- [Namba 2005] Namba Y., *Development of laser forming*. Proceedings of the IWOTE'05, 1st International Workshop on Thermal Forming. Vollertsen F., Seefeld T. (Eds.), Bremer Institute für angewandte Strahltechnik GmbH (BIAS), 2005, 149-157.
- [Niezgodziński, Niezgodziński 1981] Niezgodziński M. E., Niezgodziński T., *Wytrzymałość materiałów*. PWN, Warszawa 1981.
- [NSRP 1982] The National Shipbuilding Research Program, *Line heating*, U.S. Department of Transportation, Maritime Administration in cooperation with Todd Pacific Shipyards Corporation, USA, November 1982.
- [Okerblom 1934] Okerblom N. O., *Projektieren von Schweißkonstruktionen*. Kubutsch, Leningrad 1934 (według [Okerblom 1959]).

- [Okerblom 1958] Okerblom N. O., *The Calculation of Deformations of Welded Metal Structures*. Her Majesty's Stationery Office, London, 1958.
- [Okerblom 1959] Okerblom N. O., *Schweißspannungen in Metalkonstruktionen*. VEB Carl Marhold Verlag, Halle (Saale), 1959. Przekład z języka rosyjskiego. Tytuł oryginału: Сварочные напряжения в металлоконструкциях.
- [Olowinsky, Bosse 2003a] Olowinsky A. M., Bosse L., *Laser beam micro forming as a new adjustment technology using dedicated actuator structures*. Smart Sensors, Actuators, and MEMS. Chiao J.-C., Varadan V. K., Cane C. (eds.), Proceedings of the SPIE, Volume 5116, 2003, 285-294.
- [Olowinsky, Bosse 2003b] Olowinsky A. M., Bosse L., *Advances in laser beam micro forming for micropositioning*. Proceedings of the International Congress on Applications of Lasers and Electro-Optics ICALEO 2003, LMF, Section D, 23-37.
- [Orłoś 1991] Orłoś Z., *Naprężenia cieplne*. Wydawnictwo Naukowe PWN, Warszawa 1991.
- [Ossowski, Widłaszewski 1999] Ossowski A., Widłaszewski J., *Laser control of frame microstructures*. NATO Advanced Research Workshop SMART-98, Pultusk. *Smart Structures*, Red.: J. Holnicki-Szulc, J. Rodellar, Kluwer Academic Publishers 1999, 255-264.
- [Ossowski, Widłaszewski 2000] Ossowski A., Widłaszewski J., *Micropositioning devices controlled by laser beam*. Proceedings of the International Conference MECHATRONICS 2000, Warsaw University of Technology, 2000, 235-238.
- [Otto 2005] Otto A., *Fundamentals of laser beam adjusting in micro systems*. Thermal Forming. Proceedings of the IWOTE'05: 1st International Workshop on Thermal Forming. Bremer Institute für angewandte Strahltechnik. Vollertsen F., Seefeld T. (eds.), BIAS Verlag, Bremen 2005, 83-92.
- [Patel 1985] Patel B., *Thermo-Elasto-Plastic Finite Element Formulation for Deformation and Residual Stresses Due to Welds*. Ph.D. thesis, Carleton University, Ottawa, Canada 1985.
- [Pilipienko 2001] Pilipienko A., *Computer simulation of residual stress and distortion of thick plates in multi-electrode submerged arc welding. Their mitigation techniques*. PhD thesis. Department of Machine Design and Materials Technology, Norwegian University of Science and Technology, 2001.
- [Piwowar 1978] Piwowar S. (red.), *Poradnik Inżyniera*. Spawalnictwo. WNT, Warszawa 1978
- [Radaj 1992] Radaj D., *Heat Effects of Welding*. Springer-Verlag, 1992.
- [Ready 1971] Ready J. F., *Effects of High-Power Laser Radiation*. Academic Press, 1971.
- [Richter 1973] Richter F., *Die wichtigsten physikalischen Eigenschaften von 52 Eisenwerkstoffen*. Stahleisen-Sonderberichte, Heft 8, Düsseldorf: Verlag Stahleisen 1973.
- [Rosenthal 1991] Rosenthal A. (Laser Zentrum Hannover), *Verfahren und Vorrichtung zum Richten von scheibenförmigen Werkzeugen*. Patent DE 39 24 262 C2. Data zgłoszenia 1989-07-22. Data publikacji 1991-20-09.

- [Ross 1992] Ross R. B., *Metallic Materials Specification Handbook*. Chapman and Hall, London, fourth edition, 1992.
- [Rykalin, Uglov i in. 1978] Rykalin N., Uglov A., Kokora A., *Laser Machining and Welding*. Mir Publishers, Moskwa 1978.
- [Schmidt, Dirscherl i in. 2007] Schmidt M., Dirscherl M., Rank M., Zimmermann M., *Laser micro adjustment - from new basic process knowledge to the application*. Journal of Laser Applications, Vol. 19, No 2 (2007) 124-132.
- [Scully 1987] Scully K., *Laser line heating*. Journal of Ship Production 3, 1987, 4, 237-246.
- [Sędek 2000] Sędek P., *Problemy naprężeń i odkształceń spawalniczych*. Seria Inżynieria Materiałowa, nr 22, Wydawnictwo Biuro Gamma, 2000.
- [Sellars, Tegart 1966] Sellars C. M., Tegart W. J. McG., Mem. Sci. Rev. Metall., 63 (1966) 731-746 (również: Tegart W. J. McG., Ductility. Chap. 5, American Society for Metals, Metals Park, Ohio, 1968).
- [Sellars, Tegart 1972] Sellars C. M., Tegart W. J. McG., Int. Metall. Rev., 17 (1972) 1-24.
- [Senczyk 1996] Senczyk D., *Naprężenia własne. Wstęp do generowania, sterowania i wykorzystania*. Wydawnictwo Politechniki Poznańskiej, 1996.
- [Singh, Arya i in. 1998] Singh G. P., Arya S. P., Krajnovich D. J., O'Sullivan T., Alexopoulos P. S., Lee C.-K. (International Business Machines Corporation), *Laser Apparatus and Method for Adjusting the Gram Load Static Attitude and Flying Height of a Slider in a Head Suspension Assembly*. Patent US5712463. Data publikacji 1998-01-27.
- [Speich, Fisher 1966] Speich G. R., Fisher R. M., *Recrystallization, Grain Growth and Textures*. ASM, Ohio, 563 (za [Humphreys, Hatherly 1995] oraz [Guy 1977])
- [Stacewicz, Witowski i in. 2002] Stacewicz T., Witowski A., Ginter J., *Wstęp do optyki i fizyki ciała stałego*. Wydawnictwa Uniwersytetu Warszawskiego, 2002.
- [Stark, Esser i in. 2004] Stark M., Esser G., Lamott A., Geiger M., *Laser-based microalignment for fabrication of highly precise 2D fiber collimator arrays*. Proceedings of SPIE, Volume 5339 (2004) 144-155.
- [Staub, Adamczyk i in. 1994] Staub F., Adamczyk J., Cieślak Ł., Gubała J., Maciejny A., *Metaloznawstwo*. Wydawnictwo Śląsk, Katowice, 1994.
- [Steen 1991] Steen W. M., *Laser Material Processing*. Springer-Verlag 1991.
- [Steiger 1984] Steiger E., *Führungsloses Justieren der Mittelkontaktfedern des Kleinrelais D2 in einem Pulslasersystem*. Siemens Components 22 (1984) 3, 135-137.
- [Steiger, Hering 1984] Steiger E., Hering B. (SIEMENS AG), *Verfahren und Vorrichtung zum Justieren von Kontaktfedern in einem Relais*. Patent DE3235714. Data publikacji 1984-03-29. Opublikowane także jako EP0109509, US4520254, JP59060935.
- [Stewart, Jonas 2004] Stewart G. R., Jonas J. J., *Static and Dynamic Strain Aging at High Temperatures in 304 Stainless Steels*. Iron and Steel Institute of Japan (ISIJ) International, Vol. 44 (2004), No. 7, 1263-1272.

- [Szczeniowski 1983] Szczeniowski Sz., *Fizyka doświadczalna. Optyka*. Państwowe Wydawnictwo Naukowe, Warszawa 1983.
- [Taira, Inoue 1971] Taira S., Inoue T., *Thermal fatigue under multiaxial thermal stresses*. Proc. Inter. Conf. on Thermal Stresses and Thermal Fatigue. Gloucestershire, 1969, Butterworth 1971, s. 109.
- [Taira, Ohtani 1986] Taira S., Ohtani R., *Teoria wysokotemperaturowej wytrzymałości materiałów*. Wydawnictwo Metalurgia, Moskwa 1986.
- [Taler, Duda, 2003] Taler J., Duda P., *Rozwiązywanie prostych i odwrotnych zagadnień przewodzenia ciepła*. Wydawnictwa Naukowo-Techniczne, Warszawa 2003.
- [Tekriwal, Mazumder 1991] Tekriwal P., Mazumder J., *Transient and residual thermal strain-stress analysis of GMAW*. ASME J. Engrg. Mater. Technol. 113 (1991) 336–343.
- [Thaveeprungsriporn 2004] Thaveeprungsriporn V. (KR PRECISION PUBLIC COMPANY LIMITED), *Laser Adjustment of Head Suspension or Head Gimbal Assembly Static Attitude*. Patent Application Publication US20040016733. Data publikacji 2004-01-29.
- [Tönshoff, Rosenthal 1988] Tönshoff H., Rosenthal A., *Verbesserung des Arbeitsverhaltens von scheibenförmigen Trennwerkzeugen durch Laserstrahlbehandlung*. Blech Rohre Profile 35 (1988) 10, 822-826.
- [Tsai, Kim 2005] Tsai C. L., Kim D. S., *Understanding residual stress and distortion in welds: an overview*. Rozdział 1 w "Processes and mechanisms of welding residual stress and distortion" pod redakcją Feng Z. Woodhead Publishing Limited and CRC Press LLC, Cambridge, Anglia, 2005.
- [Ubl, Balasubramaniam i in. 2005] Ubl T. R., Balasubramaniam S., Koba H. T. (HUTCHINSON TECHNOLOGY INCORPORATED), *Method for adjusting a head suspension parameter*. Patent US6837092. Data publikacji 2005-01-04.
- [Ueda, Fukuda i in. 1979] Ueda, Y., Fukuda K., Tanigawa M., *New measuring method of three-dimensional residual stresses based on theory of inherent strain*. Trans. JWRI, 8(2), 249-256, 1979.
- [Veiko, Kokora i in. 1968] Veiko V. P., Kokora A. N., Libenson M. P., *O eksperymentalnej weryfikacji rozkładu temperatury w strefie oddziaływania promieniowania kwantowego generatora optycznego na metal*. Tytuł w j. angielskim: *Experimental check up of the temperature distribution in the zone of optical quantum generator's action on metal*. Prace Akademii Nauk ZSRR, tom 179, nr 1, seria „Matematyka. Fizyka”, Wydawnictwo Nauka, Moskwa 1968, 68-71 (j. rosyjski).
- [Verhoeven, de Bie i in. 1999] Verhoeven E. C. M., de Bie H. F. P., Hoving W., *Laser Adjustment of Reed Switches: Micron Accuracy in Mass Production*. Proceedings of the LEF'99 Conference (Laser in der Elektronikproduktion & Feinwerktechnik), Red.: M. Geiger, A. Otto, Meisenbach Bamberg, 1999.
- [Vollertsen 1994] Vollertsen F., *Mechanisms and Models for Laser Forming*. Proceedings of the 26th International CIRP Seminar on Manufacturing Systems - LANE '94 (Laser Assisted Net Shape Engineering), Editors: M. Geiger, F. Vollertsen. Meisenbach-Verlag, Bamberg (1994), 345-360.

- [Vollertsen 1995] Vollertsen F. *Auf den Punkt bringen*. Industrie-Anzeiger 117 (1995) 13, 92-93.
- [Vollertsen 1996] Vollertsen F., *Laserstrahlumformen. Lasergestützte Formgebung: Verfahren, Mechanismen, Modellierung*. Meisenbach Verlag Bamberg, 1996. Stron 245.
- [Vollertsen, Komel i in. 1995] Vollertsen F., Komel I., Kals R., *Laser Bending of Steel Foils for Microparts by Buckling Mechanisms - a Model*. Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering 3 (1995) 107-119.
- [Vollertsen, Rödle 1994] Vollertsen F., Rödle M., *Model for Temperature Gradient Mechanism of Laser Bending*. Proceedings of the 26th International CIRP Seminar on Manufacturing Systems - LANE '94 (Laser Assisted Net Shape Engineering), Editors: M. Geiger, F. Vollertsen. Meisenbach-Verlag, Bamberg (1994), 371-378.
- [Watanabe, Satoh 1961] Watanabe M., Satoh K., *Effect of Welding Conditions on the Shrinkage Distortion in Welded Structures*. The Welding Journal, Welding Research Supplement 40 (1961) 8, 377-384.
- [Welding Engineer 1965] Artykuł redakcyjny. *An Imaginative design: the flame bent Space Needle*. Welding Engineer, September 1965, 53.
- [Widłaszewski 1997a] Widłaszewski J., *Mikrogięcie laserowe*. Materiały Sympozjum Naukowo-Technicznego Technika laserowa w inżynierii materiałów, Wojskowa Akademia Techniczna 1997, 141-148.
- [Widłaszewski 1997b] Widłaszewski J., *Precise laser bending*. Proceedings of the 30th International CIRP Seminar on Manufacturing Systems - LANE'97 (Laser Assisted Net shape Engineering 2), M. Geiger, F. Vollertsen (eds), Meisenbach-Verlag, Bamberg 1997, 393-398.
- [Widłaszewski 2001] Widłaszewski J., *Thermal deformation of multilevel spatial structures induced by laser pulses*. Proceedings of the LANE 2001 (Laser Assisted Net Shape Engineering 3, International Conference), eds.: M. Geiger, A. Otto, Meisenbach-Verlag Bamberg 2001, 569-574.
- [Widłaszewski 2002] Widłaszewski J., *Bezdotykowe pozycjonowanie przy użyciu techniki laserowej*. Komunikaty 7 Sympozjum Techniki Laserowej, Wydawnictwo Uczelniane Politechniki Szczecińskiej (2002) 419-422.
- [Widłaszewski 2003a] Widłaszewski J., *Przegląd metod kształtowania termicznego*. Materiały Seminarium „Rozwój zniszczenia materiałów i laserowe modyfikowanie materiałów”. Instytut Podstawowych Problemów Techniki PAN, Centrum Doskonałości LAPROMAT, 2003, 257-285.
- [Widłaszewski 2003b] Widłaszewski J., *Touchless positioning using laser technology*. Proceedings of SPIE, Society of Photo-Optical Instrumentation Engineers. Vol. 5229 (2003), 305-308.
- [Widłaszewski 2004a] Widłaszewski J., *Modelling of actuators for adjustment with a laser beam*, Proceedings of Laser Assisted Net Shape Engineering 4, Geiger M., Otto A. (red.), Meisenbach-Verlag Bamberg 2004, Vol. 2, 1083-1094.

- [Widłaszewski 2004b] Widłaszewski J., *Modelowanie mikropozycjonowania laserowego*. Materiały Seminarium „Monitorowanie uszkodzeń i laserowe obróbki materiałów”. Instytut Podstawowych Problemów Techniki PAN, Centrum Doskonałości LAPROMAT, 2004, 111-129.
- [Widłaszewski 2005a] Widłaszewski J., *Micro Adjustment by Thermal Upsetting*. Thermal Forming, Proceedings of the IWOTE'05, 1st International Workshop on Thermal Forming. Vollertsen F., Seefeld T. (Eds.), Bremer Institute für angewandte Strahltechnik GmbH (BIAS), 2005, 93-109.
- [Widłaszewski 2005b] Widłaszewski J., *Modelowanie termo-sprężysto-plastycznych deformacji termicznego siłownika dwumostkowego*. Seminarium Szkoleniowe „Oceny stopnia degradacji materiałów i laserowe obróbki materiałów”. IPPT PAN, Centrum Doskonałości LAPROMAT, 2005, 279-310.
- [Widłaszewski 2006a] Widłaszewski J., *Analiza laserowo indukowanych deformacji plastycznych siłownika dwumostkowego*. Materiały XXII Sympozjum Mechaniki Eksperymentalnej Ciała Stałego. Oficyna Wydawnicza Politechniki Warszawskiej, 2006, 475-480.
- [Widłaszewski 2006b] Widłaszewski J., *Badania doświadczalne i modelowanie siłownika termicznego dwumostkowego*. Materiały X Krajowej Konferencji Wytrzymałości i Badania Materiałów. Wydawnictwo: Ośrodek Doskonalenia Kadr SIMP w Poznaniu i Biuro Gamma w Warszawie, 2006, 154-161.
- [Widłaszewski, Ossowski 1999] Widłaszewski J., Ossowski A., *Pozycjonowanie elementów metalowych z wykorzystaniem małych deformacji wywołanych wiązką laserową*. Przegląd Mechaniczny, nr 9, 1999, 12-16.
- [Wiśniewski, Wiśniewski 1997] Wiśniewski S., Wiśniewski T. S., *Wymiana ciepła*. Wydawnictwa Naukowo-Techniczne, Warszawa 1997.
- [Wocławski i in. 1984] Wocławski A. i in., *Charakterystyki stali. Stale do pracy w temperaturach podwyższonych i obniżonych. Stale dla energetyki*. Seria D, tom 1, część 2. Wydawnictwo Śląsk, Katowice 1984.
- [Wurm 2004] Wurm T., *Laserstrahljustieren mittels Aktoren – Entwicklung von Konzepten und Methoden für die rechnergestützte Modellierung und Optimierung von komplexen Aktorsystemen in der Mikrotechnik*. Reihe Fertigungstechnik Erlangen, Hrsg.: Geiger M., Feldmann K., Bd. 149. Bamberg: Meisenbach Verlag, 2004.
- [Wyrzykowski, Pleszakow i in. 1999] Wyrzykowski J. W., Pleszakow E., Sieniawski J., *Odkształcanie i pękanie metali*. Wydawnictwa Naukowo-Techniczne, Warszawa 1999.
- [Yu, Anderson i in. 2001] Yu G., Anderson R. J., Maekawa T., Patrikalakis N. M., *Efficient Simulation of Shell Forming by Line Heating*. International Journal of Mechanical Sciences. Vol. 43, No. 10, 2349-2370, October 2001.
- [Yuan, Ueda 1996] Yuan M. G., Ueda Y., *Prediction of Residual Stresses in Welded T- and I-joints Using Inherent Strains*. Journal of Engineering Materials and Technology. 118:229-234, April 1996.
- [Zenner, Hollomon 1944] Zenner C., Hollomon J. H., J. Appl. Phys., 15 (1944) 22-32.

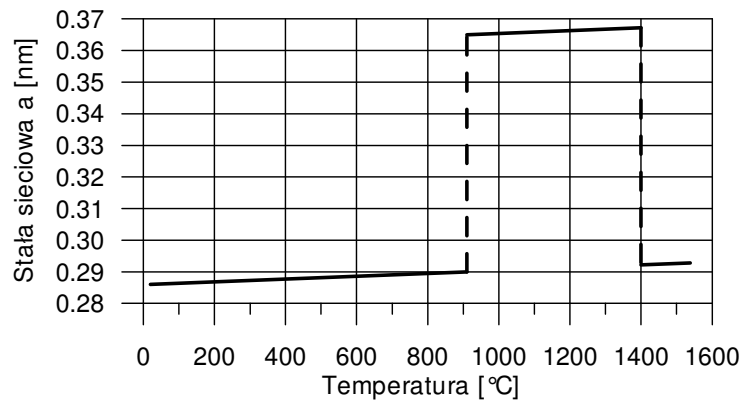
[Żuchowski 1981] Żuchowski R., *Zmęczenie cieplne metali*. Prace Naukowe Instytutu Materiałoznawstwa i Mechaniki Technicznej Politechniki Wrocławskiej, 43. Seria Monografie, 15. Wydawnictwo Politechniki Wrocławskiej, Wrocław 1981.

10 Dodatki

10.1 Zmiany wymiarowe wynikające z przemian fazowych

Wraz ze zmianami temperatury mogą pojawiać się zmiany wymiarów ciał wynikające nie z rozszerzalności termicznej, lecz z przemian fazowych, w tym - alotropowych. Przykładem jest żelazo, które w temperaturze 906 °C podczas ogrzewania doznaje przebudowy sieci przestrzenniecentrycznej (A2) na płaskocentryczną (A1). Przy dalszym ogrzewaniu, w temperaturze 1390 °C występuje powrót do sieci przestrzenniecentrycznej.

W temperaturze 906 °C parametr sieciowy żelaza o sieci A2 (Fe- α) ma wartość $a_{Fe-\alpha} = 0.2892$ nm, natomiast żelaza o sieci A1 (Fe- γ) $a_{Fe-\gamma} = 0.3633$ nm (rys. 159) [Wesołowski 1981, str. 27 i 156].



Rys. 159. Zmiany stałej sieciowej żelaza przy zmianach temperatury.

Na jedną komórkę sieciową żelaza Fe- α o sieci przestrzenniecentrycznej A2 przypadają $n_{Fe-\alpha} = 2$ atomy, a na jedną komórkę sieciową żelaza Fe- γ o sieci płaskocentrycznej A1 przypadają $n_{Fe-\gamma} = 4$ atomy. Gęstość metalu o sieci układu regularnego można obliczyć ze wzoru

$$\rho = \frac{n \cdot M \cdot jma}{a^3} \quad (146)$$

gdzie: n - liczba atomów przypadająca na jedną komórkę sieciową; M - masa atomowa; $jma = 1.660\,277 \cdot 10^{-27}$ [kg] - jednostka masy atomowej (1/12 masy atomu węgla $^{12}_6C$); a - parametr sieci przestrzennej kryształu.

Korzystając z zależności (146) otrzymujemy dla żelaza Fe- α w temperaturze 906 °C gęstość

$$\rho_{Fe-\alpha} = \frac{n_{Fe-\alpha} \cdot M \cdot jma}{a_{Fe-\alpha}^3} = 7665 \text{ [kg/m}^3\text{]} \quad (147)$$

oraz objętość właściwą $v_{Fe-\alpha} = 1/\rho_{Fe-\alpha} = 1.3046 \cdot 10^{-4}$ [m³/kg],

a dla żelaza Fe- γ

$$\rho_{Fe-\gamma} = \frac{n_{Fe-\gamma} \cdot M \cdot jma}{a_{Fe-\gamma}^3} = 7733 \text{ [kg/m}^3\text{]} \quad (148)$$

oraz objętość właściwą $v_{Fe-\gamma} = 1/\rho_{Fe-\gamma} = 1.2932 \cdot 10^{-4} \text{ [m}^3\text{/kg]}$.

Względna zmiana objętości właściwej wynosi

$$\varepsilon_V = \frac{v_{Fe-\gamma} - v_{Fe-\alpha}}{v_{Fe-\alpha}} \approx -0.88 \text{ \%} \quad (149)$$

Takiemu odkształceniu objętościowemu towarzyszy odkształcenie liniowe $\varepsilon \approx \varepsilon_V / 3 \approx -0.29 \text{ \%}$. Manson (1966, str. 315) podał wartość $\varepsilon \approx -0.35 \text{ \%}$. Różnica pomiędzy tymi wartościami wynika prawdopodobnie z niedokładności przyjmowanych do obliczeń wartości parametru sieci.

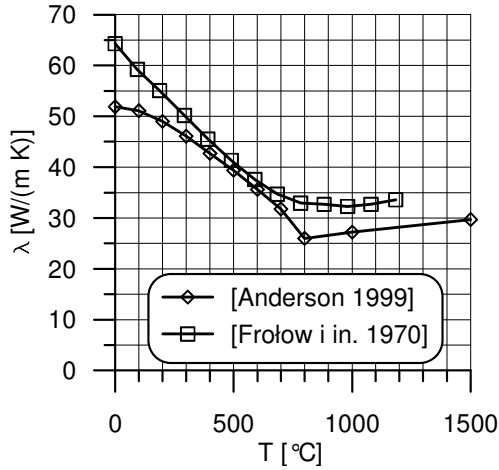
Mimo, iż parametr sieciowy żelaza ulega podczas ogrzewania znacznemu zwiększeniu pod wpływem przemiany alotropowej w temperaturze 906 °C, to jednak występuje skurcz materiału z powodu przegrupowania atomów do sieci o większej zwartości. Takie zachowanie pokazują krzywe dylatometryczne.

Jeżeli w wyniku obróbki cieplnej stali wydziela się martenzyt, to również obserwuje się deformacje elementów obrabianych. Spośród wszystkich produktów przemiany austenitu martenzyt ma największą objętość właściwą [Senczyk 1996, str. 55]. Jego tworzeniu się towarzyszy wzrost objętości właściwej o 1÷1.5% [Staub, Adamczyk i in. 1994, str. 393], co sprawia, że powstają tak zwane naprężenia hartownicze, które są ściskającymi naprężeniami własnymi. Obecność martenzytu powoduje wyginanie się hartowanych płyt z wypukłością po stronie źródła ciepła i powierzchni zahartowanej. Jest to efekt przeciwny do wyniku działania mechanizmu gradientowego, gdzie termicznie indukowana deformacja plastyczna wywołuje naprężenia własne rozciągające i zgięcie materiału z wklęsłością od strony źródła ciepła.

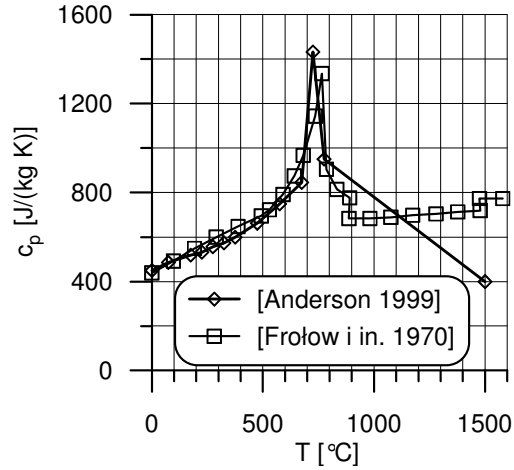
W przypadku jednoczesnego działania obu mechanizmów deformacji (od hartowania i mechanizmu gradientowego) końcowy profil powierzchni może być wklęsły, prosty lub wypukły w zależności od udziału każdego mechanizmu. Nietypowa deformacja zaobserwowana przez Nambę (1986) w badaniach nad hartowaniem laserowym skłoniła go do analizy mechanizmu deformacji, odkrycia mechanizmu gradientowego i sformułowania koncepcji kształtowania laserowego (rys. 6).

10.2 Parametry termofizyczne stali niskowęglowej

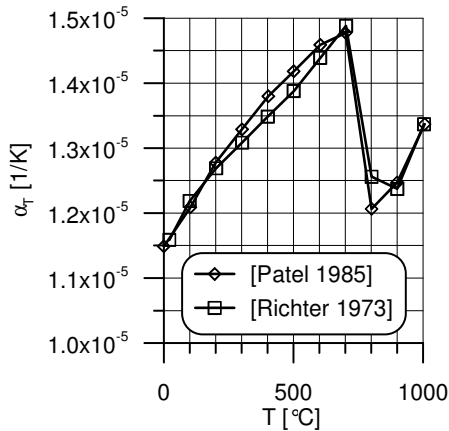
Na rysunkach 160, 161, 162 oraz 163 przedstawione są zaczerpnięte z literatury temperaturowe zależności współczynnika przewodzenia ciepła λ [W/(m K)], ciepła właściwego przy stałym ciśnieniu c_p [J/(kg K)], współczynnika termicznej rozszerzalności liniowej α_T [1/K] oraz gęstości ρ [kg/m³] stali niskowęglowych.



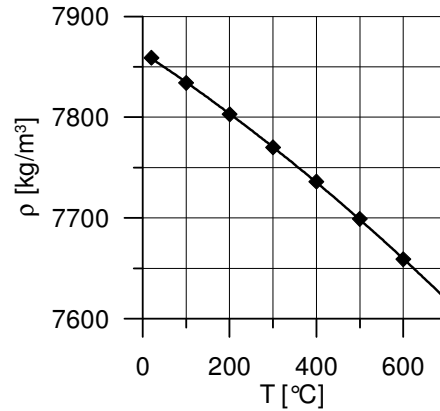
Rys. 160. Przewodnictwo ciepłe stali niskowęglowych.



Rys. 161. Ciepło właściwe stali niskowęglowych.



Rys. 162. Współczynnik rozszerzalności termicznej stali niskowęglowych.



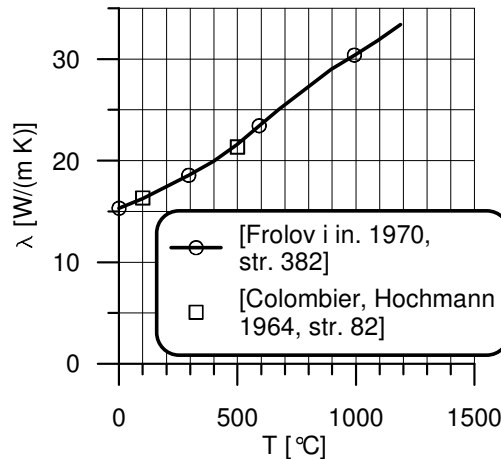
Rys. 163. Gęstość stali niskowęglowej 15 [Wocławski i in. 1984].

Porównanie danych zaczerpniętych z różnych źródeł pozwala zorientować się co do rozbieżności w wartościach publikowanych danych i wiarygodności parametrów używanych do obliczeń.

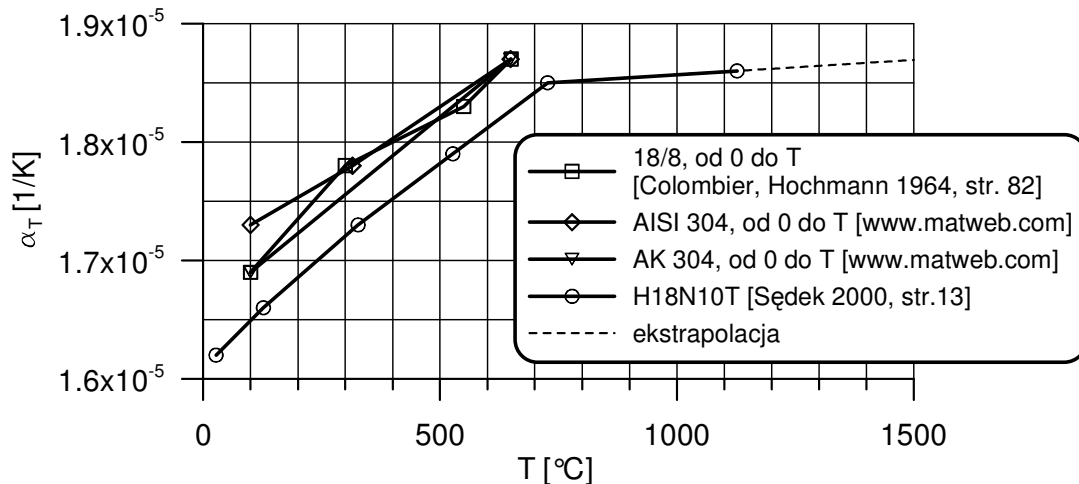
10.3 Parametry termofizyczne stali nierdzewnych typu 18/8

Wykresy zamieszczone na rysunkach 164, 165, 166, 167, 168 pokazują zależność od temperatury współczynnika przewodzenia ciepła λ , współczynnika rozszerzalności termicznej α_T , ciepła właściwego c_p , gęstości ρ oraz modułu sprężystości podłużnej E dla stali nierdzewnych typu 18/8 na podstawie danych dostępnych w literaturze. Zależności te posłużyły do określenia wartości parametrów materiałowych dla założonej średniej temperatury cyklu termicznego, a także były stosowane przy modelowaniu zachowania aktuatora dwumostkowego metodą elementów skończonych.

Przyjętą do obliczeń zależność współczynnika przewodzenia ciepła stali chromowo-niklowych 18/8 od temperatury przedstawia rys. 164.



Rys 164. Zależność współczynnika przewodzenia ciepła λ stali chromowo-niklowych 18/8 od temperatury T .

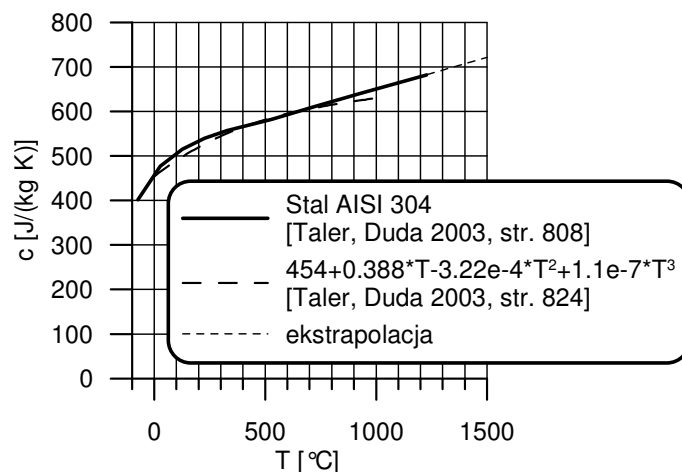


Rys 165. Zależność współczynnika rozszerzalności termicznej α_T od temperatury T dla stali typu 18/8.

Temperaturową zależność współczynnika rozszerzalności termicznej α_T stali typu 18/8 przedstawia rys. 165. Z powodu braku danych dla zakresu wysokich temperatur, do

symulacji numerycznych przyjęto dane według [Sędek 2000] ekstrapolowane liniowo do temperatury 1500 °C.

Zależność ciepła właściwego stali AISI 304 z grupy stali 18/8 od temperatury przedstawia rys. 166. Oprócz wykorzystywanych w obliczeniach ekstrapolowanych danych według [Taler, Duda 2003, str. 808] zamieszczono również przebieg krzywej aproksymacyjnej i opisujące ją wyrażenie.

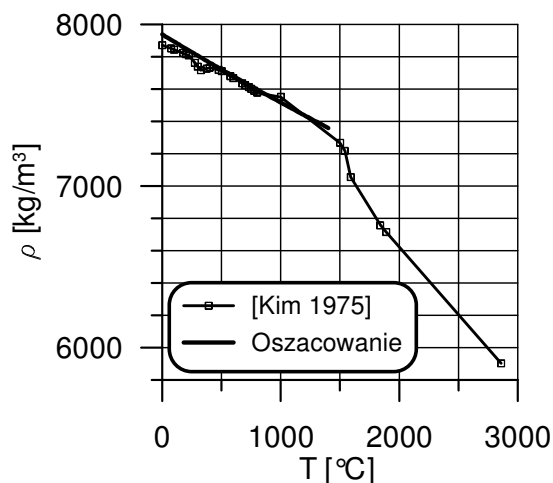


Rys. 166. Zależność ciepła właściwego stali AISI 304 od temperatury.

Gęstość $\rho(T_0)$ stali typu 18/8 w temperaturze pokojowej T_0 można przyjąć równą 7.93 ± 0.02 g/cm³ [Colombier, Hochmann 1964, str. 81]. Oszacowanie gęstości w podwyższonej temperaturze $\rho(T)$ można przeprowadzić korzystając z zależności

$$\rho(T) = \frac{\rho(T_0)}{1 + 3\alpha_T(T - T_0)}$$

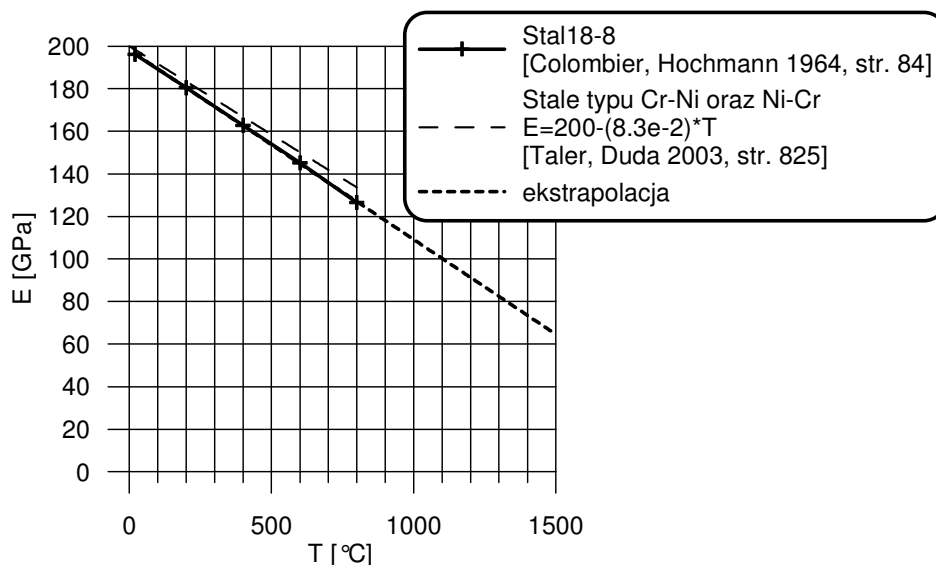
Rys. 167 pokazuje zależność gęstości stali nierdzewnej od temperatury na podstawie powyższego oszacowania, przyjmując stałą wartość współczynnika rozszerzalności termicznej α_T równą 18.7×10^{-6} [1/K], oraz według danych literaturowych.



Rys 167. Zależność gęstości ρ od temperatury T dla stali typu 18/8.

Zakres temperatury przedstawiony na rys. 167 obejmuje fazę ciekłą, gdyż temperatura topnienia stali chromowo-niklowych zawierających 18% Cr, 8% Ni, bez dodatków krzemu lub molibdenu, w zależności od zawartości węgla wynosi 1400÷1430 °C [Colombier, Hochmann 1964, str. 81]. Wykres przedstawiony na rys. 167 pokazuje zasadność przyjęcia wartości średniej $\alpha_T = 18.7 \times 10^{-6}$ [1/K] dla procesów o temperaturze średniej około 700 °C.

Na rys. 168 zaprezentowane są temperaturowe zależności modułu Younga stali chromowo-niklowych zaczerpnięte z dwóch źródeł. Do obliczeń metodą elementów skończonych użyto danych według [Colombier, Hochmann 1964, str. 84]. Z powodu braku danych dla wysokich temperatur zastosowano ekstrapolację liniową, chociaż przez analogię do innych stali należy oczekiwać, że w tym zakresie moduł sprężystości stali typu 18/8 ma znacznie mniejszą wartość, niż wynikająca z ekstrapolacji. Związany z tym błąd wydaje się być w obliczeniach kompensowany dzięki przyjmowaniu uproszczonej temperaturowej charakterystyki granicy plastyczności. Zgodnie ze stosowaną koncepcją temperatury krytycznej przy obliczaniu odkształceń plastycznych praktycznie pomijane są resztkowe odkształcenia sprężyste, jakich materiał może doznawać w wysokiej temperaturze, ponieważ powyżej temperatury krytycznej przyjmuje się znikomą wartość granicy plastyczności. Stąd przebieg temperaturowej zależności modułu sprężystości podłużnej E w tym zakresie nie ma istotnego wpływu na deformację konstrukcji.



Rys. 168. Przyjęta zależność modułu Younga stali chromowo-niklowych od temperatury.

10.4 Program sterowania stanowiskiem badawczym

10.4.1 Moduł główny

```
'$INCLUDE: '-DEKLAR.BAS'
'.....
' Moduł główny NIERUCH.BAS - program sterowania
stanowiskiem laserowym.
'.....
'$INCLUDE: '-WSPOLNE.BAS'

OpisWersji$ = "Zapis wykonania programu NIERUCH w
wersji 2006-07-04, 13:36"

KEY 15, CHR$(4) + CHR$(46) ' Ctrl+c
KEY(15) ON
ON KEY(15) GOSUB CTRLc

KEY 16, CHR$(4) + CHR$(37) ' Ctrl+k (BASIC
Language Reference, s.180)
' 4=keyboardflag dla Ctrl
' 37=scancode dla K

KEY(16) ON
ON KEY(16) GOSUB CTRLk

CLS

SCREEN 11
WIDTH 80, 60

LOCATE 1, 1, 1
PRINT TAB(3); "Przerwanie awaryjne = CTRL + c
[ENTER]; przerwanie procesu = CTRL + k [ENTER]"
PRINT STRING$(80, CHR$(&HC4))
VIEW PRINT 3 TO 60
LOCATE 3, 1, 1

ACK$ = CHR$(6)
STX$ = CHR$(2)
EOT$ = CHR$(4)
ETX$ = CHR$(3)
CR$ = CHR$(13)
NAK$ = CHR$(21)

DIM SHARED Rchar(0 TO 28), Tchar(0 TO 28)
DIM SHARED Bity%(0 TO 7), Bity0%(0 TO 7),
Bity1%(0 TO 7), Bity2%(0 TO 7)
DIM SHARED AVEtab$(1 TO 11, 1 TO 2)
'A0 - 1, A1 - 2, A2 - 4, A3 - 8, A4 - 16, A5 - 32, A6 - 64,
A7 - 128
'A8 - 256, A9 - 512, AA - 1024
AVEtab$(1, 1) = "1": AVEtab$(1, 2) = "A0"
AVEtab$(2, 1) = "2": AVEtab$(2, 2) = "A1"
AVEtab$(3, 1) = "4": AVEtab$(3, 2) = "A2"
AVEtab$(4, 1) = "8": AVEtab$(4, 2) = "A3"
AVEtab$(5, 1) = "16": AVEtab$(5, 2) = "A4"
AVEtab$(6, 1) = "32": AVEtab$(6, 2) = "A5"
AVEtab$(7, 1) = "64": AVEtab$(7, 2) = "A6"
AVEtab$(8, 1) = "128": AVEtab$(8, 2) = "A7"
AVEtab$(9, 1) = "256": AVEtab$(9, 2) = "A8"
AVEtab$(10, 1) = "512": AVEtab$(10, 2) = "A9"
AVEtab$(11, 1) = "1024": AVEtab$(11, 2) = "AA"

LpktDanychMocyMax% = 120
LpktDanRozb% = 5

DIM SHARED Idane(1 TO LpktDanychMocyMax%),
MocDane(1 TO LpktDanychMocyMax%)
DIM SHARED IdanRozb(1 TO LpktDanRozb%),
Dplamki(1 TO LpktDanRozb%), RozbDan(1 TO
LpktDanRozb%)

NrAmax% = 100

PRINT
NrCNC% = 1: NrLS% = 2: NrDAN% = 3: NrPlikuH% = 4
NrLOG% = 5: NrPlikuT% = 6: NrPlikuL% = 7:
NrGEO2% = 8: NrY% = 9
NrS% = 10: NrPlikuK% = 11: NrLPTemi% = 1
NrLPT% = 2 'nr LPT dla multimetru w uk/ladzie pomiaru
temperatury
pi = 4 * ATN(1): st = 180 / pi
ObecnoscCNC% = 0: ObecnoscLS% = 0
Pozycja% = 1: NrEks% = 0: StanDmuch1% = 0
OkresPomT = 1E+36: OkresPomGeo = .05:
OkresPomStT = 1
OkresPomStGeo = 1!
CzasPom1Po = 15: OkresPom1Geo = .1: OkresPom1T
= 1
CzasPom2Po = 15: OkresPom2Geo = .2: OkresPom2T
= 3!
CzasNagrz = 1: Lwykon% = 1: NrAkcji% = 0:
Lprzejsc% = 1
Lnagrz% = 1:
Xnagrz = 11.516: Ynagrz = 11.484: RamieKat = 62.6
'2006-06-29

'AkustoOpty$ = "CNC8" ' sterowanie przetwornikiem
akusto-optycznym przez
' zewn/etrzny generator
AkustoOpty$ = "CNC7" ' sterowanie przys/lon/a Shutter
z programu

TypPomCzasu$ = "k"
gadac% = 1
Vdoj = 5: TempPocz = 24: WspWypel = 1: dOpr = 11:
dPrakt = .18: Hg = 60
Ho = 79.5: Hs = 195
Tryb$ = "reczny"
nazwa:
PRINT "Podaj nazw/e zbior/ow (bez kropki i
rozszerzenia). Brak nazwy => nazwa od czasu."
INPUT "--> ", NazwaZbiorow$
IF LEN(NazwaZbiorow$) > 8 THEN
PRINT "CzytanieDanych: niedobra nazwa zbior/ow
danych i wynik/ow"
GOTO nazwa
END IF
NazwaZbiorow$ = UCASE$(NazwaZbiorow$)

CALL InicjalizacjaLOG(".TXT")

PRINT #NrLOG%, TIME$, OpisWersji$
Pora$ = TIME$: Data$ = DATE$
PRINT #NrLOG%, "Data "; Data$; ", godzina "; Pora$
PRINT TAB(3); OpisWersji$

CALL CzytDomysl("Vdoj", Vdoj)
```

```

'CALL CzytajDaneMocy
'CALL CzytajDaneRozbieznosci

CALL CzytDomyslINT("gadac%", gadac%)

PRINT
CALL Info("Dost/epna przestrze/n Far Memory [B] = " +
STR$(FRE(-1)))
CALL Info("Dost/epna przestrze/n Stack [B] = " +
STR$(FRE(-2)))
'CALL Info("Dost/epna pamie/c Expanded [kB] = " +
STR$(FRE(-3)))
'PRINT FRE(-3)
PRINT

PRINT "Podaj opis zadania"
CALL Info("")
CALL Opis

INPUT "Czy inicjalizowa/c CNC ? {*,n} --> tak ",
IniCNC$
IF IniCNC$ = "n" THEN GOTO BezCNC
COM(1) ON
ON COM(1) GOSUB CNCnadalo

CALL InicjalizacjaCNC
ObecnoscCNC% = 1
CALL WylotZamknij

CALL IniSterEmisja

BezCNC:

INPUT "Czy inicjalizowa/c mikrometr ? {t,*} --> t ",
IniLS$
IF IniLS$ <> "n" THEN IniLS$ = "t"
IF IniLS$ = "n" THEN GOTO BezLS
COM(2) ON
ON COM(2) GOSUB LSnadalo

CALL InicjalizacjaLS
ObecnoscLS% = 1
BezLS:

INPUT "Czy inicjalizowa/c pomiary temperatury ? {t,*} --
> nie", Odp$
IF Odp$ <> "t" THEN Odp$ = "n"
IF Odp$ = "n" THEN
  TypPomT$ = ""
  CALL Info("Bez pomiar/ow temperatury")
  GOTO BezTemp
END IF
CALL CzytDomyslINT("numer gniazda LPT
po/l/aczonego z multimetrem", NrLPT%)
PytTypPomT:
INPUT "[P]t100, [R]aynger II --> P", TypPomT$
IF TypPomT$ = "" THEN TypPomT$ = "P"
CALL StartCzasProcesu("d")
SELECT CASE TypPomT$
CASE "P"
  CALL InicPT100(NrLPT%)
  CALL PomTPT100(NrLPT%, Rstrat, Cyfry&, T!, Czas!)
CASE "R"
  CALL IniRayII(NrLPT%)
  CALL PomTRayII(NrLPT%, Cyfry&, T!, Czas!)
CASE ELSE

```

```

GOTO PytTypPomT
END SELECT
CALL Info("T = " + STR$(T!) + " (wskazanie multimetru
= " + STR$(Cyfry&) + ")")
BezTemp:

CALL PomZegarowy

ListaGlowna:
DO
PRINT
PRINT "Opcje podstawowe. Wybierz:"
PRINT "wi/azka [n]ieruchoma," ; TAB(40);
"wi/azka [r]uchoma"
PRINT "zawor[y]"; TAB(40); "pozycjonowanie r/eczne
[x]y"
PRINT "obr/ot [A],"; TAB(40); "[p]omiary geom."
PRINT "pomiary [t]emperatury"; TAB(40); "[i]nicjalizacja
CNC"
PRINT "[o]d/l/aczenie CNC"; TAB(40); "terminal [C]NC"
PRINT "[T]esty"; TAB(40); "[w]ykresy"
PRINT "cykl pomiar/ow mocy [mc]"; TAB(40); "[S]zukaj
kraw/edzi optycznie"
PRINT "obl. param. [W]i/azki"; TAB(40); "nowa nazwa
[P]lik/ow"
PRINT "obl. odleg/l. [H]d powierzchni od czo/la dyszy
dla danej /sr. plamki d"
PRINT "[z]dalny start"; TAB(40); "[G]enerator"
PRINT "[O]pis"
PRINT "[d]os,"; TAB(40); "[k]oniec wykonywania
programu"
INPUT "--> ", KodOperacji$
SELECT CASE KodOperacji$
CASE "A"
  INPUT "Podaj A --> ", a
  Vzadaj (Vdoj)
  Azadaj (a)
  PRINT #NrLOG%, TIME$, "obr/ot do A ="; a
  Ruch
CASE "C"
  CALL TerminalCNC
CASE "d"
  CALL WyjDOS
CASE "G"
  CALL GeneratorImpulsow
CASE "H"
  CALL OblHd
CASE "i"
  CALL InicjalizacjaCNC
CASE "k"
  PRINT #NrLOG%, TIME$, "Koniec wykonywania
programu"
  'IF ObecnoscCNC% = 1 THEN WylaczenieSilnikow
  GOTO KoniecPracy
CASE "mc"
  CALL CyklPomiarowMocy
CASE "n"
  'BEEP
  'PRINT "Dodaj modu/l -NIERUCH.BAS"
  CALL MenuNieruchoma
CASE "o"
  CALL PowrotDoMenu
CASE "O"
  CALL Opis
CASE "p"
  CALL PomiaryGeometryczne
CASE "P"

```

```

CALL NowaNazwaPlikow
CASE "r"
  BEEP
  PRINT "Dodaj modu/l -RUCHOMA.BAS"
  'CALL MenuRuchoma
CASE "S"
  CALL SzukajKrawedziOpty
CASE "t"
  CALL PomiaryT
CASE "T"
  CALL Testy
CASE "w"
  CALL MenuWykresy
CASE "W"
  CALL Wiazka
CASE "x"
  CALL PozycXY
CASE "y"
  CALL Zawory
CASE "z"
  CALL ZdalnyStart
CASE ELSE
  BEEP
  PRINT "Nie ma takiej opcji"
END SELECT
LOOP

KoniecPracy:
GOTO KoniecPracy1
COM(1) OFF
LiczbaZnakow% = LOC(NrCNC%)
odpowiedz$ = INPUT$(LiczbaZnakow%, #NrCNC%)
IF LiczbaZnakow% <> 0 THEN
  PRINT
  PRINT "w buforze kanalu CNC400 zosta/lo {";
odpowiedz$; "}"
END IF

COM(2) OFF
LiczbaZnakow% = LOC(NrLS%)
odpowiedz$ = INPUT$(LiczbaZnakow%, #NrLS%)
IF LiczbaZnakow% <> 0 THEN
  PRINT
  PRINT "w buforze kanalu LS-3100 zosta/lo {";
odpowiedz$; "}"
END IF

KoniecPracy1:
IF ObecoscCNC% = 1 THEN
  CALL WylotZamknij
  CALL PowrotDoMenu
END IF
CLOSE
PRINT TAB(3); "Zamkniecie zbiorow"
PRINT TAB(3); "Koniec programu"
END

CNCnadalo:
IF gadac% > 2 THEN
  LZnakow% = LOC(NrCNC%)
  PRINT TAB(9); "CNC nada/lo "; LZnakow%; "
znaki"

```

```

'INPUT "naci/snij [ENTER]", enter$
'SLEEP 2
END IF
RETURN

LSnadalo:
IF gadac% > 2 THEN
  LZnakow% = LOC(NrLS%)
  PRINT TAB(9); "LS nada/lo "; LZnakow%; " znaki"
  'INPUT "naci/snij [ENTER]", enter$
  'SLEEP 2
END IF
RETURN

CTRLc:
PRINT "Przerwanie programu po CTRL+c"
PRINT #NrLOG%, TIME$, "Przerwanie programu po
CTRL+c"
TypPomCzasu$ = "k"
IF ObecoscCNC% = 1 THEN
  CALL KoniecEmisji(0)
  CALL WylotZamknij
  CALL DoCNC("BSS")
END IF
CALL DmuchaZakoncz(1)
CALL DmuchaZakoncz(2)
CALL DmuchaZakoncz(3)
CLOSE
SYSTEM
RETURN

CTRLk:
PRINT #NrLOG%,
PRINT #NrLOG%, TIME$, "przerwanie procesu przez
CTRL+k"
PRINT TIME$, "przerwanie procesu przez CTRL+k"
Tryb$ = "reczny"
PrzerwanieAwaryjne:
TypPomCzasu$ = "k"
KEY(16) OFF
KEY(16) ON
IF ObecoscCNC% = 1 THEN
  CALL WylotZamknij
  CALL KoniecEmisji(0)
  CALL DoCNC("BSS")
END IF
CALL DmuchaZakoncz(1)
CALL DmuchaZakoncz(2)
CALL DmuchaZakoncz(3)

CALL Opis

CLOSE #NrPlikuT%
CLOSE #NrY%
CLOSE #NrPlikuH%
CLOSE #NrGEO1p%
CLOSE #NrGEO2%
CLOSE #NrPlikuL%
CLOSE #NrS%
CLOSE #NrPlikuK%
GOTO ListaGlowna
RETURN

```

10.4.2 Ważniejsze procedury

```

'.....
SUB CzekajNaStabilizacje (LPomGeo1%,
ZakresGeo1Dopusz, AVEstabil$, Geo1stab,
CzasPomGeo, Zapis$)
CALL Info("")
CALL Info("Oczekiwanie na stabilizacj/e wskaza/n
przemieszczenia Geo1")
CALL DoLS("A?", AVEzastane$)
CALL Info("Zastano liczb/e u/sredniania AVE = " +
AVEzastane$)

FOR NrAVE% = 1 TO 11
  IF AVEzastane$ = AVEtab$(NrAVE%, 1) THEN
    AVEzadac$ = AVEtab$(NrAVE%, 2)
    EXIT FOR
  END IF
NEXT NrAVE%

OkresPomStab = (VAL(AVEstabil$) / 400) * 1.1
CALL Info("OkresPomStab = " + STR$(OkresPomStab))
Znaleziono$ = "nie"
FOR NrAVE% = 1 TO 11
  IF AVEstabil$ = AVEtab$(NrAVE%, 1) THEN
    AVEstabilKod$ = AVEtab$(NrAVE%, 2)
    Znaleziono$ = "tak"
    EXIT FOR
  END IF
NEXT NrAVE%
IF Znaleziono$ = "nie" THEN
  CALL Info("Nie znaleziono AVEstabil$ = " +
AVEstabil$)
  EXIT SUB
END IF
PRINT #NrLS%, AVEstabilKod$
Czas = CSNG(CzasProcesu#)
CALL Info("t = " + STR$(Czas) + " Zadanie liczby
u/sredniania AVE = " + AVEstabil$ + " (" +
AVEstabilKod$ + ")")

CzasPoprzGeo = 0
DO
  Stabilne$ = "nie"
  Geo1Min = 1E+36
  Geo1Max = -1E+36
  FOR NrPomGeo1% = 1 TO LPomGeo1%
    DO
      CALL CzyPora(CzasPoprzGeo, OkresPomStab,
Czas, TakNie$)
      IF TakNie$ = "Tak" THEN
        Geo1 = OdczytCH1!
        CzasPomGeo = Czas
      END IF
      LOOP WHILE TakNie$ = "Nie"
      IF Geo1 < Geo1Min THEN
        Geo1Min = Geo1
      END IF
      IF Geo1 > Geo1Max THEN
        Geo1Max = Geo1
      END IF
    END IF
  NEXT NrPomGeo1%

  ZakresGeo1 = Geo1Max - Geo1Min
  IF ZakresGeo1 <= ZakresGeo1Dopusz THEN
    Stabilne$ = "tak"
    Geo1stab = Geo1
  ELSE
    CALL Info("Zakres zmian Geo1 = " +
STR$(ZakresGeo1))
  END IF

  IF Zapis$ = "tak" THEN
    CALL ObliczKat(Geo1, Geo1p, RamieKat, Geo1w,
KatZgie1)
    CALL ZapisGEO(NrPlikuH%, CzasPomGeo,
KatZgie1, KatZgie2, Geo1, Geo2, Geo1w, NrNagrz%)
  END IF

  LOOP WHILE Stabilne$ = "nie"
  CzasPomGeo = CSNG(CzasProcesu#)
  CALL Info("t = " + STR$(CzasPomGeo) + " Stabilizacja
Geo1 w zakresie" + STR$(ZakresGeo1) + " <" +
STR$(ZakresGeo1Dopusz))
  CALL Info("t = " + STR$(CzasPomGeo) + " Geo1stab
=" + STR$(Geo1stab))

  CALL Info("Przywr/oczenie zastanej liczby u/sredniania
AVE = " + AVEzastane$)
  PRINT #NrLS%, AVEzadac$
END SUB
'.....
SUB MenuNieruchoma
CALL Info("")
CALL Info("Procedury dla wi/azki nieruchomej")
DO
  CLS
  PRINT "Operacje z wi/azk/a nieruchom/a. Wybierz:"
  PRINT "[n]agrzewanie z pomiarami,"; TAB(40);
  "nagrzewanie z szy[b]kimi pomiarami"
  PRINT "nagrzewanie i pom. dla r/o/znych [A],"
  TAB(40); "pomiar[y] przemieszczenia osi"
  PRINT "[i]mpulsy"; TAB(40); "seria i[m]puls/ow"
  PRINT "[w]ykresy,"; TAB(40); "pomiar przemieszczenia
[o]si"
  PRINT "pozycjonowanie [x]y"           '; TAB(40);
  "COM[3]: koniec"
  PRINT "[O]pis"
  PRINT "[k]oniec"
  INPUT "--> ", KodNieruchoma$
  SELECT CASE KodNieruchoma$
  CASE "A"
    CALL NagrzPomA
  CASE "b"
    CALL NierSzybPom
  CASE "i"
    CALL Impulsy
  CASE "m"
    CALL SerialImpulsow
  CASE "n"
    CALL NaswPomDynNier
  CASE "k"
    EXIT SUB
  CASE "o"
    CALL PomPrzemOsi
  CASE "O"
    CALL Opis
  CASE "w"
    CALL MenuWykresy
  CASE "x"

```

```

CALL PozycXY
CASE "y"
CALL PomiarPrzemOsi
CASE ELSE
BEEP
PRINT "Nie ma takiej opcji"
END SELECT
LOOP
END SUB

'.....
SUB NaswPomDynNier

STATIC CzasDmuchStab, LPomGeo1%,
ZakresGeo1Dopusz, Nazwa1234$
PowtNaswPomDynNier$ = "n"
PoczNaswPomDynNier:
NrEks% = NrEks% + 1
CALL CzytDomyslIINT("numer eksperymentu", NrEks%)
T$ = "SUB NaswPomDynNier. Eksperyment nr" +
STR$(NrEks%)
CALL Info("")
CALL Info(T$)
IF LEN(NazwaZbiorow$) < 5 THEN Nazwa1234$ =
NazwaZbiorow$
CALL CzytDomysl("nominalny czas nagrzewania
(realny-0.1)", CzasNagrz)

DO
CALL CzytDomyslTXT("nazwa (maks. 4 znaki)
plik/ow wynik/ow (.DAT)", Nazwa1234$)
LOOP WHILE LEN(Nazwa1234$) > 4

IF NrEks% < 10 THEN NrEks$ = "00" +
LTRIM$(STR$(NrEks%))
IF (9 < NrEks%) AND (NrEks% < 100) THEN NrEks$ =
"0" + LTRIM$(STR$(NrEks%))
IF (99 < NrEks%) AND (NrEks% < 1000) THEN NrEks$
= LTRIM$(STR$(NrEks%))
IF 999 < NrEks% THEN
CALL Info("B/l/ad: NrEks% > 999")
CALL Zatrzymanie
EXIT SUB
END IF

IF TypPomT$ <> "" THEN NazwaPlikuT$ =
Nazwa1234$ + "T" + NrEks$ + ".DAT"
NazwaPlikuH$ = Nazwa1234$ + "H" + NrEks$ + ".DAT"
NazwaPlikuL$ = Nazwa1234$ + "L" + NrEks$ + ".DAT"
NazwaPlikuK$ = Nazwa1234$ + "K" + NrEks$ + ".DAT"

IF TypPomT$ <> "" THEN CALL OtworzNowyPlik("plik
temperatury", NazwaPlikuT$, NrPlikuT%)
CALL OtworzNowyPlik("plik przemieszczenia",
NazwaPlikuH$, NrPlikuH%)
CALL OtworzNowyPlik("plik emisji", NazwaPlikuL$,
NrPlikuL%)
CALL OtworzNowyPlik("plik przemieszczenia
ko/ncowego", NazwaPlikuK$, NrPlikuK%)

IF PowtNaswPomDynNier$ = "t" THEN GOTO
NaswPomDynNierCd1

DO 'Wprowadzanie parametr/ow eksperymentu
CALL ParametryPomiarowe("nieruchoma")

```

```

CALL CzytDomysl("Xnagrz", Xnagrz)
CALL CzytDomysl("Ynagrz", Ynagrz)

CALL CzytDomyslIINT("Liczba nagrzewa/n Lnagrz%",
Lnagrz%)

DO
CALL CzytDomysl("RamieKat", RamieKat)
LOOP WHILE RamieKat <= 0

CALL CzytDomysl("TempPocz", TempPocz)

IF LPomGeo1% = 0 THEN LPomGeo1% = 10
AVEstabil$ = "1024"
IF ZakresGeo1Dopusz = 0 THEN ZakresGeo1Dopusz
= .0005
PRINT "Podaj parametry stabilizacji Geo1:"
CALL CzytDomyslIINT("LpomGeo1%", LPomGeo1%)
INPUT "Podaj AVEstabil [1024] --> ", AVEstabil$
IF AVEstabil$ = "" THEN AVEstabil$ = "1024"
CALL CzytDomysl("ZakresGeo1Dopusz",
ZakresGeo1Dopusz)

DO
INPUT "Podaj typ pomiaru czasu procesu {k,d} --> k",
TypPomCzasu$
IF TypPomCzasu$ = "" THEN TypPomCzasu$ = "k"
LOOP WHILE TypPomCzasu$ <> "k" AND
TypPomCzasu$ <> "d"

LpomNier:
IF PowtNaswPomDynNier$ = "t" THEN GOTO
NaswPomDynNierCd1

DO
INPUT "Czy nagrzewa/c z nadmuchem? {t,n} --> n",
OdpDmuch$
SELECT CASE OdpDmuch$
CASE "n", ""
CALL Info("Nagrzewanie b/edzie bez nadmuchu")
NrZaworu% = 0
EXIT DO
CASE "t"
CALL CzytDomyslIINT("NrZaworu%", NrZaworu%)
CALL CzytDomysl("czas ch/lodzenia po
nagrzewaniu", CzasDmuch1)
PRINT "W/l/acz kompresor i zasilanie sterownika
zawor/ow."
EXIT DO
CASE ELSE
BEEP
END SELECT
LOOP

DO
INPUT "Czy ch/lodzi/c przed pomiarem stabilno/sci?
{t,n} --> n ", DmuchStab$
IF DmuchStab$ <> "t" THEN DmuchStab$ = "n"
SELECT CASE DmuchStab$
CASE "n"
NrZaworu% = 0
EXIT DO
CASE "t"
IF NrZawStab% = 0 THEN NrZawStab% = 2
CALL CzytDomyslIINT("NrZawStab%",
NrZawStab%)

```

```

IF CzasDmuchStab = 0 THEN CzasDmuchStab =
15
CALL CzytDomysl("czas ch/lodzenia przed pom.
stab. ", CzasDmuchStab)
PRINT "W/l/acz kompresor i zasilanie sterownika
zawor/ow."
EXIT DO
CASE ELSE
BEEP
END SELECT
LOOP

```

```

INPUT "Czy powt/orzy/c wprowadzanie parametr/ow
eksperymentu? --> n ", OdpParEksp$
IF OdpParEksp$ <> "t" THEN OdpParEksp$ = "n"
LOOP WHILE OdpParEksp$ = "t" ' Czytanie danych

```

```

NaswPomDynNierCd1:
Vzadaj (Vdoj)
Yzadaj (Ynagrz)
Ruch
Xzadaj (Xnagrz)
Ruch

```

```

XnagrzJest = Xjest!
YnagrzJest = Yjest!
CALL Info("Jest X=" + STR$(XnagrzJest) + " Y=" +
STR$(YnagrzJest))

```

```

'CALL DmuchZacznij(NrZaworu%)
'CALL CzekanieNaTemperature(TempPocz,
NrZaworu%)
'PRINT "Czekanie na wystygni/ecie do"; TempPocz
'CzasPauzy = 5
'CALL PauzaKoniecDalej(CzasPauzy, Status$)
'CALL DmuchZakoncz(NrZaworu%)
'CzasDmuchObl = CzasKoniecDmuch -
CzasPoczDmuch
'CALL Info("Dmuchanie trwa/lo " +
STR$(CzasDmuchObl))

```

```
CALL InfoPrzedEmisja
```

```

PRINT "Sprawd/x temperatur/e"; TempPocz
CzasPauzy = 5
CALL PauzaKoniecDalej(CzasPauzy, Status$)
IF Status$ = "koniec" THEN
GOTO KoniecNaswPomDynNier
END IF

```

```

CALL StartCzasProcesu(TypPomCzasu$)
Zapis$ = "nie"
CALL CzekajNaStabilizacje(LPomGeo1%,
ZakresGeo1Dopusz, AVEstabil$, Geo1stab,
CzasPomGeo, Zapis$)
CALL StartCzasProcesu(TypPomCzasu$)
Geo1p = Geo1stab
CzasPomGeo = 0
CzasPoprzGeo = -1
CALL Info("t =" + STR$(CzasPomGeo) + " Wart. pocz.
GEO1 =" + STR$(Geo1p))
Geo2 = 0: Geo2p = Geo2

```

```

NrNagrz% = 0
CzasAO = 0!

```

```

Naglowek$ = "CzasProc[s], Kat1[st], Kat2[st],
Geo1[mm], Geo2[mm], Geo1w[mm], NrNagrz[-],
CzasAO[s]"
PRINT #NrPliikuH%, Naglowek$
PRINT #NrPliukuK%, Naglowek$
Geo1 = Geo1stab
CALL ObliczKat(Geo1, Geo1p, RamieKat, Geo1w,
KatZgie1)
CALL ZapisGEO(NrPliikuH%, CzasPomGeo, KatZgie1,
KatZgie2, Geo1, Geo2, Geo1w, NrNagrz%)
CALL ZapisGEO(NrPliukuK%, CzasPomGeo, KatZgie1,
KatZgie2, Geo1, Geo2, Geo1w, NrNagrz%)
IF TypPomT$ <> "" THEN
CzasPoprzT = -1!
PRINT #NrPliukuT%, "Czas[s], T[stC]"
CALL PomZapTnier(CzasPoprzT, 0, T, CzasPomT,
Cyfry&)
END IF

```

```

DmuchZacznij (NrZaworu%)
CALL WylotOtworzEw
CALL Czekaj(1)

```

```

FOR NrNagrz% = 1 TO Lnagrz% ' p/etla powt/orze/n
nagrzewa/n -----
CALL Info("")
CALL Info("Nagrzewanie nr " + STR$(NrNagrz%))
CALL PomZapTnier(CzasPoprzT, 0, T, CzasPomT,
Cyfry&)
Geo1 = OdczytCH1!
CzasPomGeo = CSNG(CzasProcesu#)
CzasPoprzGeo = CzasPomGeo
CALL ObliczKat(Geo1, Geo1p, RamieKat, Geo1w,
KatZgie1)
CALL ZapisGEO(NrPliikuH%, CzasPomGeo, KatZgie1,
KatZgie2, Geo1, Geo2, Geo1w, NrNagrz%)
Infolzapis% = 1
CALL PoczEmisji(Infolzapis%)
CALL PomDynNier(OkresPomT, OkresPomGeo,
Infolzapis%)
CALL KoniecEmisji(Infolzapis%)
CALL WylotZamknijEw
CALL PomStatyczNier(OkresPom1T, OkresPom1Geo,
CzasPom1Po, Geo1p, Geo2p, CzasDmuch1)
'PRINT
'PRINT TAB(3); "Faza 2 pomiar/ow po nagrzewaniu"
CALL PomStatyczNier(OkresPom2T, OkresPom2Geo,
CzasPom2Po, Geo1p, Geo2p, CzasDmuch1)
IF DmuchStab$ = "t" THEN
DmuchZacznij (NrZawStab%)
PRINT "Czekanie na wystygni/ecie do"; TempPocz
CALL PauzaKoniecDalej(CzasDmuchStab, Status$)
IF Status$ = "koniec" THEN
DmuchZakoncz (NrZawStab%)
CzasDmuchObl = CzasKoniecDmuch -
CzasPoczDmuch
CALL Info("Dmuchanie trwa/lo " +
STR$(CzasDmuchObl))
GOTO KoniecNaswPomDynNier
END IF
DmuchZakoncz (NrZawStab%)
CzasDmuchObl = CzasKoniecDmuch -
CzasPoczDmuch
CALL Info("Dmuchanie trwa/lo " +
STR$(CzasDmuchObl))
END IF
CALL PomZapTnier(-1, 0, T, CzasPomT, Cyfry&)

```

```

IF TypPomT$ <> "" THEN CALL Info("t =" +
STR$(Czas) + " T =" + STR$(T) + " t =" +
STR$(CzasPomT))
Zapis$ = "tak"
CALL CzekajNaStabilizacje(LPomGeo1%,
ZakresGeo1Dopusz, AVEstabil$, Geo1stab,
CzasPomGeo, Zapis$)
CzasAO = CzasPomGeo - CzasOtwAO
CALL ObliczKat(Geo1stab, Geo1p, RamieKat, Geo1w,
KatZgie1)
CALL ZapisGEO(NrPlikuH%, CzasPomGeo, KatZgie1,
KatZgie2, Geo1stab, Geo2, Geo1w, NrNagrz%)
CALL ZapisGEO(NrPlikuK%, CzasPomGeo, KatZgie1,
KatZgie2, Geo1stab, Geo2, Geo1w, NrNagrz%)
RealCzasNagrz = CzasZamAO - CzasOtwAO
CALL Info("Zrealizowany czas nagrzewania =" +
STR$(RealCzasNagrz))
CALL Info(" KatZgie1 =" + STR$(KatZgie1))
dGeo1 = Geo1stab - Geo1p
CALL Info("Warto/s/c Geo1 po stab. =" +
STR$(Geo1stab) + ". Zmiana od pocz. =" +
STR$(dGeo1))
CALL PomZapTnier(-1, 0, T, CzasPomT, Cyfry&)
Czas = CSNG(CzasProcesu#)
IF TypPomT$ <> "" THEN CALL Info("t =" +
STR$(Czas) + " T =" + STR$(T) + " t =" +
STR$(CzasPomT))
XnagrzJest = Xjest!
YnagrzJest = Yjest!
CALL Info("Jest X=" + STR$(XnagrzJest) + " Y=" +
STR$(YnagrzJest))
CALL DmuchZakoncz(NrZaworu%)
NEXT NrNagrz% ' p/etla powt/orze/n nagrzewa/n -----
-----

```

```

KoniecNaswPomDynNier:
PRINT "Zamknij przys/lon/e (SHUTTER ZU)"

```

```

IF TypPomT$ <> "" THEN CALL
ZamknijPlik(NazwaPlikuT$, NrPlikuT%)
CALL ZamknijPlik(NazwaPlikuH$, NrPlikuH%)
CALL ZamknijPlik(NazwaPlikuL$, NrPlikuL%)
CALL ZamknijPlik(NazwaPlikuK$, NrPlikuK%)

```

```

INPUT "Czy powt/orzy/c ze skr/oconym czytaniem
danych? {t,n} --> t", PowtNaswPomDynNier$
IF PowtNaswPomDynNier$ <> "n" THEN
PowtNaswPomDynNier$ = "t"
IF PowtNaswPomDynNier$ = "t" THEN
CALL Info("Powt/orzenie wykonania procedury")
GOTO PoczNaswPomDynNier
END IF

```

```
END SUB
```

```

'.....
SUB ObliczKat (Pozycja, PozycjaPocz, Ramie, Przem,
KatSt)
Przem = Pozycja - PozycjaPocz
KatSt = ATN(Przem / Ramie) * st
END SUB

```

```

'.....
SUB PomDynNier (OkresPomT, OkresPomGeo,
Infolzapis%)

```

```
'Pomiary przed wej/sciem w p/etl/e
```

```

Geo1 = OdczytCH1!
CzasPomGeo = CSNG(CzasProcesu#)
CzasAO = CzasPomGeo - CzasOtwAO
CzasPoprzGeo = CzasPomGeo
CALL ObliczKat(Geo1, Geo1p, RamieKat, Geo1w,
KatZgie1)
CALL ZapisGEO(NrPlikuH%, CzasPomGeo, KatZgie1,
KatZgie2, Geo1, Geo2, Geo1w, NrNagrz%)

CALL CzyKoniecNasw(TakNie$)
IF TakNie$ = "Tak" THEN
EXIT SUB
END IF

DO
CALL CzyPora(CzasPoprzGeo, OkresPomGeo,
Czas, TakNie$)
IF TakNie$ = "Tak" THEN
Geo1 = OdczytCH1!
CzasPomGeo = Czas
CzasAO = CzasPomGeo - CzasOtwAO
CALL ObliczKat(Geo1, Geo1p, RamieKat, Geo1w,
KatZgie1)
CALL ZapisGEO(NrPlikuH%, CzasPomGeo,
KatZgie1, KatZgie2, Geo1, Geo2, Geo1w, NrNagrz%)
END IF
CALL PomZapTnier(CzasPoprzT, OkresPomT, T,
CzasPomT, Cyfry&)
PRINT TAB(3); "t ="; CzasProc; TAB(20); "h1 =";
Geo1 - Geo1p; TAB(40); "T ="; T
CALL CzyKoniecNasw(TakNie$)
IF TakNie$ = "Tak" THEN EXIT SUB
END IF

LOOP
END SUB
'.....
SUB PomStatyczNier (OkresPomT, OkresPomGeo,
CzasFazy, Geo1p, Geo2p, CzasDmuch1)
IF CzasFazy = 0 THEN EXIT SUB
CzasPoczStatycz = CSNG(CzasProcesu#)
CzasPoprzT = -1!
CzasPoprzGeo1 = -1!
CzasPoprzGeo2 = -1!
CALL Info("t =" + STR$(CzasPoczStatycz) + "
Pocz/atek fazy pomiar/ow przez " + STR$(CzasFazy) +
" s")
DO
Czas = CSNG(CzasProcesu#)
CzasOdPoczStatycz = Czas - CzasPoczStatycz
IF CzasOdPoczStatycz >= CzasFazy THEN
CALL Info("t =" + STR$(Czas) + " Koniec fazy
pomiar/ow przez " + STR$(CzasFazy) + " s")
dGeo1 = Geo1 - Geo1p
CALL Info("t =" + STR$(Czas) + " Geo1k =" +
STR$(Geo1) + " dGeo1 =" + STR$(dGeo1))
EXIT SUB
END IF
CALL CzyPora(CzasPoprzGeo, OkresPomGeo,
Czas, TakNie$)
IF TakNie$ = "Tak" THEN
Geo1 = OdczytCH1!
CzasPomGeo = Czas
CzasAO = CzasPomGeo - CzasOtwAO
CALL ObliczKat(Geo1, Geo1p, RamieKat, Geo1w,
KatZgie1)
CALL ZapisGEO(NrPlikuH%, CzasPomGeo,
KatZgie1, KatZgie2, Geo1, Geo2, Geo1w, NrNagrz%)

```

```

END IF
CALL PomZapTrnier(CzasPoprzT, OkresPomT, T,
CzasPomT, Cyfry&)
LOOP
END SUB
'.....
SUB DoCNC (polecenie$)

ACK$ = CHR$(6)
STX$ = CHR$(2)
EOT$ = CHR$(4)
ETX$ = CHR$(3)
CR$ = CHR$(13)

SumKontrPolec$ = SumaModulo256$(polecenie$)
XORkontrPolec$ = XOR$(polecenie$)

WierszPolecenia$ = STX$ + polecenie$ + ETX$ +
SumKontrPolec$ + XORkontrPolec$
' SumKontrPolec$ + XORkontrPolec$ = BCC =
Blockcheck

FOR Proba% = 1 TO 4

IF Proba% > 1 THEN
BEEP: BEEP
PRINT "DoCNC: polecenie ={"; polecenie$; "}
PRINT #NrLOG%, TIME$, "DoCNC: polecenie
={"; polecenie$; "}
PRINT "Wybierz: [W]y/s/lanie jeszcze raz, [ ]
koniec programu"
INPUT "--> ", odp$
IF odp$ <> "W" THEN SYSTEM
PRINT "DoCNC: "; Proba%; " pr/oba wys/lania
polecenia do CNC400"
PRINT #NrLOG%, TIME$, "DoCNC: ";
Proba%; " pr/oba wys/lania polecenia do CNC400"
END IF

'IF gadac% > 1 AND SumKontrPolec$ > CHR$(31)
AND XORkontrPolec$ > CHR$(31) THEN
' PRINT "DoCNC: wysy/lam {"; WierszPolecenia$; },
proba "; Proba%
'END IF

IF gadac% > 2 THEN
'PRINT
PRINT "DoCNC: wysy/lam polecenie {";
polecenie$; }"
END IF

PRINT #NrCNC%, WierszPolecenia$

'IF gadac% > 1 THEN
' PRINT "DoCNC: czekanie na odpowiedz/z "
'END IF

NowyKomunikat$ = "t"
CzasPoczOczekiw = TIMER
DO
IF NOT EOF(NrCNC%) THEN EXIT DO
'czekanie na nadejscie znakow
CzasOczekiw = TIMER - CzasPoczOczekiw
IF CzasOczekiw > .5 AND polecenie$ <> "LM"
THEN
BEEP
IF NowyKomunikat$ = "t" THEN

```

```

PRINT "DoCNC: wys/lano polecenie: ";
polecenie$
PRINT #NrLOG%, TIME$, "DoCNC: wys/lano
polecenie: "; polecenie$
NowyKomunikat$ = "n"
END IF
PRINT "DoCNC: czekanie na ACK; ";
CzasOczekiw
PRINT #NrLOG%, TIME$, "DoCNC:
czekanie na ACK; "; CzasOczekiw
SLEEP 1
END IF
LOOP

Znak$ = INPUT$(1, #NrCNC%)

SELECT CASE Znak$
CASE ACK$
IF gadac% > 2 THEN
PRINT "DoCNC: nadesz/lo ACK"
'INPUT "DoCNC: naci/snij [ENTER]", enter$
END IF
EXIT SUB
CASE NAK$
BEEP: BEEP
PRINT "DoCNC: brak potwierdzenia z
CNC400 odebrania polecenia; nadesz/lo NAK"
PRINT #NrLOG%, TIME$, "DoCNC: wys/lano
polecenie: "; polecenie$
PRINT #NrLOG%, TIME$, "DoCNC: brak
potwierdzenia z CNC400 odebrania polecenia;
nadesz/lo NAK"
INPUT "DoCNC: naci/snij [ENTER]", ENTER$
GOTO NastepnaProba:
CASE ELSE
LiczbaZnakow% = LOC(NrCNC%)
odpowiedz$ = INPUT$(LiczbaZnakow%,
#NrCNC%)
odpowiedz$ = Znak$ + odpowiedz$
PRINT "DoCNC: nieprzewidziana odpowiedz/z
{"; odpowiedz$; }"
PRINT #NrLOG%, TIME$, "DoCNC: wys/lano
polecenie: "; polecenie$
PRINT #NrLOG%, TIME$, "DoCNC:
nieprzewidziana odpowiedz/z {"; odpowiedz$; }"
CALL KodyASCII(odpowiedz$)
PRINT "DoCNC: wysy/lam potwierdzenie
odbioru ACK"
PRINT #NrCNC%, ACK$
INPUT "DoCNC: naci/snij [ENTER]", ENTER$
END SELECT

NastepnaProba:
NEXT Proba%

PRINT "DoCNC: brak potwierdzenia z CNC400 odbioru
polecenia; koniec pr/ob"
PRINT #NrLOG%, TIME$, "DoCNC: brak potwierdzenia
z CNC400 odbioru polecenia; koniec pr/ob"
INPUT "DoCNC: naci/snij [ENTER]", ENTER$
LiczbaZnakow% = LOC(NrCNC%)
odpowiedz$ = INPUT$(LiczbaZnakow%, #NrCNC%)
IF LiczbaZnakow% <> 0 THEN
PRINT
PRINT "DoCNC: w buforze kanalu CNC400
zosta/lo {"; odpowiedz$; }"

```



```

PRINT #NrLOG%, TIME$, "DoCNC: w buforze
kanalu CNC400 zosta/lo {" ; odpowiedz$ ; }"
END IF

BEEP: BEEP: BEEP
SYSTEM
EXIT SUB
END SUB
'.....
SUB InicjalizacjaCNC
ON LOCAL ERROR GOTO BładCNC
PRINT "W/l/acz CNC400, wybierz z g/l/ownego menu
opcje 8 i podaj [K]"
PRINT "Naci/snij [ENTER]": INPUT ; "", ENTER$
PRINT TAB(3); "Inicjalizacja po/l/aczenia z CNC400:"
'IF gadac% > 1 THEN PRINT "InicjalizacjaCNC:
Otwieram COM1:"
OPEN
"COM1:9600,N,8,1,BIN,RB256,TB256,RS,CD0,CS0,D
S1000" FOR RANDOM AS #NrCNC% LEN = 256
PRINT TAB(3); "Otworzenie kana/lu komunikacji"
PRINT TAB(6);
"(COM1:9600,N,8,1,BIN,RB256,TB256,RS,CD0,CS0,D
S1000)"
PRINT #NrLOG%, TIME$, "Otworzenie kana/lu
komunikacji
(COM1:9600,N,8,1,BIN,RB256,TB256,RS,CD0,CS0,D
S1000)"
LiczbaZnakow% = LOC(NrCNC%)
IF LiczbaZnakow% <> 0 THEN
    Zastane$ = INPUT$(LiczbaZnakow%,
#NrCNC%)
    PRINT "InicjalizacjaCNC: w buforze linii
zastano {" ; Zastane$ ; }"
    INPUT "InicjalizacjaCNC: naci/snij [ENTER]";
ENTER$
END IF
DO
    PRINT TAB(3); "Kontrola rejestru b/l/ed/ow
CNC400"
    CALL DoCNC("LS10") 'niech CNC poda
zawartosc rejestru bledow
    CALL OdCNC(odpowiedz$)
    IF odpowiedz$ = "0" THEN EXIT DO
    PRINT "InicjalizacjaCNC: b/l/ad; odpowiedz/
z
CNC na LS10 {" ; odpowiedz$ ; }"
    PRINT #NrLOG%, TIME$, "InicjalizacjaCNC:
b/l/ad; odpowiedz/ z CNC na LS10 {" ; odpowiedz$ ; }"
    INPUT "InicjalizacjaCNC: naci/snij [ENTER]";
ENTER$
LOOP
CALL DoCNC("PEK0") 'niech CNC wysy/la bajty
kontrolne
'PRINT TAB(12); "Ustanowienie komunikacji z bajtami
kontrolnymi"
CALL DoCNC("PEL1") 'niech CNC wysy/la
potwierzenie odbioru
'PRINT TAB(12); "Ustanowienie komunikacji z
potwierzeniem odbioru"
CALL DoCNC("PER0") 'niech CNC nie melduje o
osi/agni/eciu pozycji
'PRINT TAB(12); "Wyl/aczenie automatycznego
potwierdzania pozycji"

CALL SprawdzCNC

INPUT "Czy w/l/acza/c zasilanie silnik/ow [t] --> t",
Silniki$
IF Silniki$ <> "t" AND Silniki$ <> "" THEN EXIT SUB

CALL DoCNC("PF1") 'wlaczenie zasilania silnikow
PRINT TAB(3); "W/l/aczenie zasilania silnik/ow"
ZerowanieModulow
PRINT
PRINT TAB(9); "Parametry modu/l/ow ruch/ow:"
PRINT TAB(12); "    dok/ladno/s/c modu/lu X =
0.02 mm"
PRINT TAB(12); "odchy/lka r/ownoleg/lo/sci modu/lu X
= 0.04 mm"
PRINT TAB(12); "    dok/ladno/s/c modu/lu Y =
0.01 mm"
PRINT TAB(12); "odchy/lka r/ownoleg/lo/sci modu/lu Y
= 0.05 mm"
PRINT TAB(12); "    dok/ladno/s/c modu/lu A =
0.014 stopnia"
PRINT TAB(12); "    powtarzalno/s/c modu/lu A =
0.003 stopnia"
PRINT TAB(3); "Aktualne wsp/o/lrz/edne: X ="; Xjest!;
", Y ="; Yjest!; ", A ="; Ajest!
EXIT SUB

BładCNC:
PRINT "B/l/ad zwiazany z CNC400"
IF ERR <> 0 THEN
    T$ = "B/l/ad ERR" + STR$(ERR)
    CALL Info(T$)
    SELECT CASE ERR
    CASE 24
        PRINT TAB(3); "(program nie otrzyma/l informacji z
urz/adzenia we/wy"
        PRINT TAB(3); "w okre/slonym czasie)"
    CASE 52
        PRINT TAB(3); "(z/la nazwa lub numer zbioru)"
    CASE 55
        CALL Info("ERR 55: File already open")
    CASE 69
        PRINT TAB(3); "(przepe/lnienie bufora linii)"
    CASE ELSE
        END SELECT
END IF

IF ERDEV <> 0 THEN
    PRINT "B/l/ad ERDEV urz/adzenia "; ERDEV$
    PRINT "B/l/ad ERDEV numer"; ERDEV
    PRINT #NrLOG%, TIME$, "B/l/ad ERDEV
urz/adzenia "; ERDEV$
    PRINT #NrLOG%, TIME$, "B/l/ad ERDEV numer";
ERDEV
    SELECT CASE ERDEV
    CASE 128
        PRINT TAB(3); "Przekroczenie czasu oczekiwania
na sygna/l CTS"
        PRINT TAB(6); "(CTS - sygna/l wej/sciowy
potwierdzaj/acy gotowo/s/c urz/adzenia"
        PRINT TAB(6); "adresata do odbioru danych)"
    CASE 129
        PRINT TAB(3); "Przekroczenie czasu oczekiwania
na sygna/l DSR"
        PRINT TAB(6); "(DSR - sygna/l wej/sciowy
u/zywany g/l/ownie do stwierdzenia,"
        PRINT TAB(6); "czy linia pomi/edzy urz/adzeniami
jest aktywna i"

```

```

PRINT TAB(6); "gotowa do transmisji kolejnego
bajtu danych)"
CASE 130
PRINT TAB(3); "Przekroczenie czasu oczekiwania
na sygnał DCD"
PRINT TAB(6); "(DCD - sygnał wejściowy
potwierdzający istnienie urządzenia"
PRINT TAB(6); "na drugim końcu linii oraz
prawidłowość połączenia"
PRINT TAB(6); "z nim)"
CASE ELSE
PRINT TAB(3); "Nieznany błąd"
ERROR ERR
END SELECT
END IF
END IF

DO
PRINT
INPUT "[p]rzerwanie czy [k]ontynuacja wykonywania
programu"; odp$
odp$ = UCASE$(odp$)
LOOP UNTIL odp$ = "P" OR odp$ = "K"
SELECT CASE odp$
CASE "K"
RESUME 0
CASE "P"
SYSTEM
END SELECT
END SUB
END SUB
'.....
SUB OdCNC (odpowiedz$)

'PRINT "OdCNC: kanał CNC400 = "; NrCNC%

ACK$ = CHR$(6)
STX$ = CHR$(2)
EOT$ = CHR$(4)
ETX$ = CHR$(3)
CR$ = CHR$(13)
NAK$ = CHR$(21)

CzekanieNaSTX:
CzasPoczCzek = TIMER
Nowy$ = "t"
DO
IF NOT EOF(NrCNC%) THEN EXIT DO
'czekanie na nadejście znaków
CzasCzek = TIMER - CzasPoczCzek
IF CzasCzek > .5 THEN
PRINT "OdCNC: czekanie na
odpowiedź z CNC400; "; CzasCzek
IF Nowy$ = "t" THEN
PRINT #NrLOG%, TIME$, "OdCNC: czekanie
na odpowiedź z CNC400; "; CzasCzek
Nowy$ = "n"
END IF
SLEEP 1
END IF
END IF
LOOP

DO
Znak$ = INPUT$(1, #NrCNC%)
IF Znak$ = STX$ THEN EXIT DO
'czekanie na STX
PRINT "OdCNC: czekanie na STX; nadeszło
"; Znak$; ")"
CALL KodyASCII(Znak$)

```

```

INPUT "OdCNC: naciśnij [ENTER]", ENTER$
LOOP WHILE NOT EOF(NrCNC%)

IF gadac% > 2 THEN
PRINT
PRINT "OdCNC: nadeszło STX"
END IF

odpowiedz$ = ""
LiczbaZnakow% = 0

DO
Znak$ = INPUT$(1, #NrCNC%)

IF (Znak$ = ETX$) THEN
IF gadac% > 2 THEN PRINT
"OdCNC: nadeszło ETX"
SumaCNC$ = INPUT$(1, #NrCNC%)
XORCNC$ = INPUT$(1, #NrCNC%)
SumaMoja$ =
SumaModulo256$(odpowiedz$)
XORmoje$ = XOR$(odpowiedz$)
IF SumaMoja$ = SumaCNC$ AND
XORmoje$ = XORCNC$ THEN
IF gadac% > 2 THEN PRINT
"OdCNC: kontrolne bajty zgadzają się; wysyłam ACK"
PRINT #NrCNC%, ACK$
EXIT SUB
END IF
PRINT "OdCNC: błąd transmisji
znaków {"; odpiedz$; "}"
PRINT "OdCNC: suma kontrolna
CNC400 {"; SumaCNC$; "}"
PRINT "OdCNC: suma kontrolna
obliczona {"; SumaMoja$; "}"
PRINT "OdCNC: alternatywa
kontrolna CNC400 {"; XORCNC$; "}"
PRINT "OdCNC: alternatywa
kontrolna obliczona {"; XORmoje$; "}"
PRINT "OdCNC: wysyłam NAK i
czekam na powtórzenie transmisji"
PRINT #NrCNC%, NAK$
GOTO CzekanieNaSTX
END IF

IF (Znak$ = EOT$) OR (Znak$ = CR$) THEN
IF gadac% > 2 THEN
PRINT "OdCNC: nadeszło
EOT lub CR {"; Znak$; "}"
CALL KodyASCII(Znak$)
PRINT "OdCNC: wysyłam
ACK"
END IF
PRINT #NrCNC%, ACK$
EXIT SUB
END IF

LiczbaZnakow% = LiczbaZnakow% + 1
odpowiedz$ = odpiedz$ + Znak$
IF gadac% > 2 THEN
PRINT "OdCNC: wczytałem znak nr
"; LiczbaZnakow%; " {"; Znak$; "}"
PRINT " "; odpiedz$ jest {";
odpiedz$; "}"
END IF
IF LiczbaZnakow% > 20 THEN

```

```

                PRINT "OdcCNC: liczba znakow z
CNC400 wynosi "; LiczbaZnakow%
                INPUT "OdcCNC: naci/snij [ENTER]",
ENTER$
                END IF
LOOP

PRINT "OdcCNC: nieprzewidziana odpowiedz/z CNC400
{"; odpowiedz$; }"
CALL KodyASCII(odpowiedz$)
INPUT "OdcCNC: naci/snij [ENTER]", ENTER$
END SUB
'.....
SUB DoLS (Polecenie$, odpowiedz$)

ON ERROR GOTO BladLS

IF gadac% > 1 THEN
    PRINT "DoLS: wysy/lam {"; Polecenie$; }"
END IF

PRINT #NrLS%, Polecenie$

IF gadac% > 2 THEN
    PRINT "DoLS: czekanie na odpowiedz/z "
END IF

DO
    IF gadac% > 2 THEN PRINT "DoLS: EOF =";
EOF(NrLS%); " [0(FALSE) gdy nic]"
    IF NOT EOF(NrLS%) THEN EXIT DO ' gdy cos
nadesz/lo, wtedy EOF=FALSE
LOOP

odpowiedz$ = ""
LiczbaZnakow% = 0

DO
    znak$ = INPUT$(1, #NrLS%)
    LiczbaZnakow% = LiczbaZnakow% + 1
    odpowiedz$ = odpowiedz$ + znak$
    IF gadac% > 2 THEN
        PRINT "DoLS: wczyta/lem znak nr ";
LiczbaZnakow%; " {"; znak$; }";
        PRINT " "; odpowiedz/z jest {"; odpowiedz$; }"
    END IF
    IF LiczbaZnakow% > 20 THEN
        PRINT "DoLS: liczba znakow z LS wieksza od 20":
SYSTEM
    END IF
LOOP UNTIL znak$ = CHR$(13)

IF gadac% > 2 THEN
    PRINT "DoLS: nadesz/lo "; LiczbaZnakow%;
"znakow"
    PRINT "DoLS: nadesz/lo {"; odpowiedz$; }";
    INPUT "Naci/snij [ENTER]", ENTER$
END IF

CALL FiltrLS(odpowiedz$)

EXIT SUB

END SUB

'.....
SUB FiltrLS (znaki$)

```

```

DO
    Spacja% = INSTR(znaki$, CHR$(32))
    IF Spacja% THEN
        znaki$ = LEFT$(znaki$, Spacja% - 1) + MID$(znaki$,
Spacja% + 1)
    END IF
LOOP WHILE Spacja%

DO
    BackSpace% = INSTR(znaki$, CHR$(8))
    IF BackSpace% THEN
        IF gadac% > 0 THEN PRINT "FiltrLS: nadesz/lo
BackSpace"
        MID$(znaki$, BackSpace%) = CHR$(29) '
zastapienie BackSpace przez
    END IF ' LEFT
LOOP WHILE BackSpace%

DO
    LnFd% = INSTR(znaki$, CHR$(10))
    IF LnFd% THEN
        IF gadac% > 0 THEN PRINT "FiltrLS: nadesz/lo
LineFeed"
        znaki$ = LEFT$(znaki$, LnFd% - 1) + MID$(znaki$,
LnFd% + 1)
    END IF
LOOP WHILE LnFd%

DO
    CR% = INSTR(znaki$, CHR$(13))
    IF CR% THEN
        IF gadac% > 2 THEN PRINT "FiltrLS: nadesz/lo
CR"
        znaki$ = LEFT$(znaki$, CR% - 1) + MID$(znaki$,
CR% + 1)
    END IF
LOOP WHILE CR%

END SUB

'.....
SUB InicjalizacjaLS

ON ERROR GOTO BladLS

PRINT TAB(3); "Inicjalizacja mikrometru LS-3100"
PRINT #NrLOG%, TIME$, "Inicjalizacja mikrometru LS-
3100"
INPUT "W/l/acz mikrometr LS-3100. Naci/snij ENTER.",
ENTER$
ParCOM$ =
"COM2:9600,N,8,1,BIN,RB256,TB256,RS,CD1000,CS
1000,DS1000"
IF gadac% > 1 THEN PRINT "InicjalizacjaLS: NrLS=";
NrLS%; " Otwieram "; ParCOM$

OPEN ParCOM$ FOR RANDOM AS #NrLS% LEN =
256
CALL Info("Otworzenie " + ParCOM$)
CALL Info("Zadanie i kontrola parametru/ow pracy
mikrometru")
SegmentX:
CALL Info("Wys/lanie XS001,002")
PRINT #NrLS%, "XS001,002"
CALL DoLS("X?", odpowiedz$)
IF odpowiedz$ <> "S001,002" THEN

```

```

PRINT "InicjalizacjaLS: b//ad wyboru segmentu dla
X; nadesz/lo {""; odpowiedz$; "}"
INPUT "Naci/snij [ENTER]", ENTER$
GOTO SegmentX
END IF
PRINT TAB(3); "X = segment "; odpowiedz$;

SegmentY:
PRINT #NrLS%, "YS002,004"
CALL DoLS("Y?", odpowiedz$)
IF odpowiedz$ <> "S002,004" THEN
PRINT "InicjalizacjaLS: b//ad wyboru segmentu dla
Y; nadesz/lo {""; odpowiedz$; "}"
INPUT "Naci/snij [ENTER]", ENTER$
GOTO SegmentY
END IF
PRINT TAB(33); "Y = segment "; odpowiedz$

'A0 - 1, A1 - 2, A2 - 4, A3 - 8, A4 - 16, A5 - 32, A6 - 64,
A7 - 128
'A8 - 256, A9 - 512, AA - 1024
LiczbaUsredniania:
PRINT #NrLS%, "A4"
'SLEEP 1
CALL DoLS("A?", odpowiedz$)
IF odpowiedz$ <> "16" THEN
PRINT "InicjalizacjaLS: b//ad liczby u/sredniania ;
nadesz/lo {""; odpowiedz$; "}"
INPUT "Naci/snij [ENTER]", ENTER$
GOTO LiczbaUsredniania
END IF
PRINT TAB(3); "/srednia z "; odpowiedz$; " pomiar/ow";
'PRINT #NrLOG%, TAB(3); "/srednia z "; odpowiedz$; "
pomiar/ow";

MetodaUsredniania:
PRINT #NrLS%, "BS"
'SLEEP 1
CALL DoLS("B?", odpowiedz$)
IF odpowiedz$ <> "SIMPLE" THEN
PRINT "InicjalizacjaLS: b//ad wyboru metody
u/sredniania SIMPLE; nadesz/lo {""; odpowiedz$; "}"
INPUT "Naci/snij [ENTER]", ENTER$
GOTO MetodaUsredniania
END IF
PRINT TAB(33); "metoda u/sredniania "; odpowiedz$
'PRINT #NrLOG%, TAB(33); "metoda u/sredniania ";
odpowiedz$

KanalCH1:
PRINT #NrLS%, "VC0"
CALL DoLS("VC?", odpowiedz$)
IF odpowiedz$ <> "X" THEN
PRINT "InicjalizacjaLS: b//ad wyboru X dla CH1;
nadesz/lo {""; odpowiedz$; "}"
INPUT "Naci/snij [ENTER]", ENTER$
GOTO KanalCH1
END IF
PRINT TAB(3); "CH1 = "; odpowiedz$;

NrCH2:
PRINT #NrLS%, "WC1"
CALL DoLS("WC?", odpowiedz$)
IF odpowiedz$ <> "Y" THEN
PRINT "InicjalizacjaLS: b//ad wyboru Y dla CH2;
nadesz/lo {""; odpowiedz$; "}"
INPUT "Naci/snij [ENTER]", ENTER$
GOTO NrCH2
END IF
PRINT TAB(33); "CH2 = "; odpowiedz$;

NormalCH1:
PRINT #NrLS%, "VMN"
CALL DoLS("VM?", odpowiedz$)
IF odpowiedz$ <> "NORMAL" THEN
PRINT "InicjalizacjaLS: b//ad wyboru trybu NORMAL
dla CH1; nadesz/lo {""; odpowiedz$; "}"
INPUT "Naci/snij [ENTER]", ENTER$
GOTO NormalCH1
END IF
PRINT TAB(3); "tryb "; odpowiedz$; " dla CH1";

NormalCH2:
PRINT #NrLS%, "WMN"
CALL DoLS("WM?", odpowiedz$)
IF odpowiedz$ <> "NORMAL" THEN
PRINT "InicjalizacjaLS: b//ad wyboru trybu NORMAL
dla CH2; nadesz/lo {""; odpowiedz$; "}"
INPUT "Naci/snij [ENTER]", ENTER$
GOTO NormalCH2
END IF
PRINT TAB(3); "tryb "; odpowiedz$; " dla CH2"
'PRINT #NrLOG%, TAB(3); "tryb "; odpowiedz$; " dla
CH2"

Offset:
PRINT #NrLS%, "O0"
'SLEEP 1
CALL DoLS("O?", odpowiedz$)
Offset! = VAL(odpowiedz$)
IF Offset! <> 0! THEN
PRINT "InicjalizacjaLS: b//ad wartosci OFFSET (0.);
OFFSET="; Offset
INPUT "Naci/snij [ENTER]", ENTER$
GOTO Offset
END IF
PRINT TAB(3); "OFFSET = "; Offset!;

Jednostki:
PRINT #NrLS%, "UM"
'SLEEP 1
CALL DoLS("U?", odpowiedz$)
IF odpowiedz$ <> "mm" THEN
PRINT "InicjalizacjaLS: b//ad wyboru jednostek mm;
nadesz/lo {""; odpowiedz$; "}"
INPUT "Naci/snij [ENTER]", ENTER$
GOTO Jednostki
END IF
PRINT TAB(33); "jednostka wynik/ow = 1"; odpowiedz$

CALL ParametryMikrometru

PRINT TAB(6); "Parametry mikrometru laserowego LS-
3100:"
PRINT TAB(9); "maksymalna dok/ladno/s/c pomiaru
= 0.002 mm"
PRINT TAB(9); "maksymalna powtarzalno/s/c
pomiar/ow = 0.0003 mm"
PRINT TAB(9); "cz/estotliwo/s/c skanowania =
400 Hz"

PRINT STRING$(80, "-")
PRINT TAB(35); "U W A G A"

```

```

PRINT TAB(7); "Mikrometr laserowy LS-3100 emituje
wi/azk/e o d/lugo/sci fali 780 nm"
PRINT TAB(7); "z maksymaln/a moc/a 3 mW. ";
PRINT TAB(14); "Nie nara/za/c oczu na bezpo/srednie
dzia/lanie wi/azki."
PRINT STRING$(80, "-")

END SUB

'.....
FUNCTION OdczytCH1!

IF ObecnoScLS% = 0 THEN
  OdczytCH1! = 0
  EXIT FUNCTION
END IF
CALL DoLS("X0", odpowiedz$)
Wartosc! = VAL(odpowiedz$)
OdczytCH1! = Wartosc!

END FUNCTION

'.....
SUB IniSterEmisja

SterEmi:
  PRINT "Podaj spos/ob sterowania emisja/a:"
  PRINT "  Shutter z programu, poprzez CNC
(Ausgang [7]),"
  PRINT "  Shutter i Q-switch z programu, poprzez
CNC (Ausgang 7 i [8]),"
  PRINT "  [w]ewn/etrznie = sterowanie przez kart/e
AD/DA tego komputera,"
  PRINT "  [r]/ecznie = sterowanie z pulpitu lasera,"
  PRINT "  zdalny [s]tart = wys/lanie sygna/lu START
do innego komputera,"
  PRINT "  zdalne st[e]rowanie = sterowanie przez
kart/e AD/DA innego komputera"
  INPUT "--> 8", odp$
  IF odp$ = "" THEN odp$ = "8"
  SELECT CASE odp$
    CASE "8"
      AkustoOpty$ = "CNC8"
    CASE "w"
      AkustoOpty$ = "wewn"
      CALL IniADDA
    CASE "r", ""
      AkustoOpty$ = "recz"
    CASE "s"
      AkustoOpty$ = "zewn"
      CALL IniZdalSter
    CASE "e"
      AkustoOpty$ = "zewn2"
      CALL IniZdalSter
      CALL WylotOtworz
    CASE "7"
      AkustoOpty$ = "CNC7"
    CASE ELSE
      BEEP
      PRINT "Nie przewidziano opcji "; odp$
      GOTO SterEmi
  END SELECT
  SELECT CASE AkustoOpty$
    CASE "CNC8", "wewn", "zewn", "zewn2"
      PRINT TAB(6); "Po nastawieniu parametr/ow
klawiatyura lasera musi by/c zablokowana"
      PRINT TAB(6); " (Tast. gesperrt)"
    CASE "recz"
      PRINT TAB(6); "Klawiatyura lasera musi by/c
odblokowana (Tasten frei)."
      PRINT TAB(6); "R/ecznie otwieraj przetwornik
akustooptyczny (EINSTRABL)"
      END SELECT
      CALL Info("Sterowanie emisja/a: " + AkustoOpty$)
      CALL Zatrzymanie
    END SUB
  '.....
  SUB WylotOtworz
  CALL DoCNC("BS7")
  Czas = CSNG(CzasProcesu#)
  CALL Info("t = " + STR$(Czas) + " Otworzenie wylotu
(Shutter) wi/azki")
  BEEP
  END SUB
  '.....
  SUB WylotZamknij
  CALL DoCNC("BR7")
  Czas = CSNG(CzasProcesu#)
  CALL Info("t = " + STR$(Czas) + " Zamknie/ecie wylotu
(Shutter) wi/azki")
  BEEP
  END SUB
  '.....
  SUB ParametryPomiarowe (TrybPomiaru$)
  DO 'p/etla czytania parametr/ow
  SELECT CASE TrybPomiaru$
    CASE "nieruchoma"
      DO
        CALL CzytDomysl("nominalny czas
nagrzewania (realny-0.1)", CzasNagrz)
        LOOP WHILE CzasNagrz <= 0
      CASE "ruchoma"
      DO
        CALL CzytDomysl("pr/edko/s/c ruchu przy
nagrzewaniu", Vnagrz)
        LOOP WHILE Vnagrz <= 0
      CASE ELSE
        BEEP
        PRINT "Nieprzewidziane: TrybPomiaru =";
TrybPomiaru$
      END SELECT
      CALL CzytDomysl("okres pomiar/ow geom. podczas
nagrzewania", OkresPomGeo)
      IF OkresPomGeo <= 0 THEN
        OkresPomGeo = .001
        PRINT "OkresPomGeo ="; OkresPomGeo
      END IF
      IF TypPomT$ <> "" THEN
        CALL CzytDomysl("okres pomiar/ow T podczas
nagrzewania", OkresPomT)
        IF OkresPomT <= 0 THEN
          OkresPomT = .001
          PRINT "OkresPomT ="; OkresPomT
        END IF
      ELSE

```

```

OkresPomT = 1E+36
OkresPom1T = 1E+36
OkresPom2T = 1E+36
END IF

PRINT
CALL CzytDomysl("czas pomiar/ow fazy 1 po
nagrzewaniu", CzasPom1Po)
IF CzasPom1Po <= 0 THEN GOTO ParamFazy2
CALL CzytDomysl("okres pomiar/ow geom. fazy 1 po
nagrzewaniu", OkresPom1Geo)
IF OkresPom1Geo <= 0 THEN
    OkresPom1Geo = .001
    PRINT "OkresPom1Geo ="; OkresPom1Geo
END IF
IF TypPomT$ <> "" THEN
CALL CzytDomysl("okres pomiar/ow T fazy 1 po
nagrzewaniu", OkresPom1T)
IF OkresPom1T <= 0 THEN
    OkresPom1T = .001
    PRINT "OkresPom1T ="; OkresPom1T
END IF
END IF

ParamFazy2:
PRINT
CALL CzytDomysl("czas pomiar/ow fazy 2 po
nagrzewaniu", CzasPom2Po)
IF CzasPom2Po > 0 THEN
CALL CzytDomysl("okres pomiar/ow geom. fazy 2 po
nagrzewaniu", OkresPom2Geo)
IF OkresPom2Geo <= 0 THEN
    OkresPom2Geo = .001
    PRINT "OkresPom2Geo ="; OkresPom2Geo
END IF
END IF
IF TypPomT$ <> "" THEN
CALL CzytDomysl("okres pomiar/ow T fazy 2 po
nagrzewaniu", OkresPom2T)
IF OkresPom2T <= 0 THEN
    OkresPom2T = .001
    PRINT "OkresPom2T ="; OkresPom2T
END IF
END IF
END IF
END SUB

'.....
SUB MenuWykresy

STATIC Plik$

CALL Info("Wy/swietlanie wykres/ow")

ListaWykresy:
PRINT
PRINT "Zbiory danych: "; NazwaPlikuH$; " ";
NazwaPlikuT$; " "; NazwaPlikuK$
PRINT
PRINT "Opcje wykonywania wykres/ow. Wybierz:"
PRINT "[w]yb/or danych"; TAB(40); "wykres [xy]"
PRINT "[K]/at1(czas) -> h*:2(1 [st],"; TAB(40);
"[t]temperatura(czas),"
PRINT "[u]gi/ecie1(czas) -> h*:4(1," ; TAB(40);
"[y](x) -> y(x.bat,"

```

```

PRINT "u[g]i/ecie1w(NrNagrz) -> k*:6(7,"; TAB(40);
"x=kol.1, y=kol.[2]"
PRINT "pokaz [1] "; NazwaPlikuH$; TAB(40); "poka[z] ";
NazwaPlikuK$
PRINT "pokaz [T] "; NazwaPlikuT$
PRINT "[d]os,"; TAB(40); "[k]joniec"
INPUT "--> xy ", KodOperacji$
IF KodOperacji$ = "" THEN KodOperacji$ = "xy"
SELECT CASE KodOperacji$
CASE "1"
    Polecenie$ = "p " + NazwaPlikuH$
    PRINT TAB(3); Polecenie$
    SHELL Polecenie$
    GOTO ListaWykresy
CASE "2"
    CALL CzytDomyslTXT("nazwa pliku danych", Plik$)
    copy$ = "copy " + Plik$ + " 2(1.dan"
    PRINT TAB(3); copy$
    SHELL copy$
    SHELL "2(1ekran.bat"
    GOTO ListaWykresy
CASE "d"
    CALL WylDOS
    GOTO ListaWykresy
CASE "g"
    PRINT #NrLOG%, TIME$, "wy/swietlenie wykresu
ugi/ecie(NrNagrz)"
    copy$ = "copy " + NazwaPlikuK$ + " 6(7.dan"
    PRINT TAB(3); copy$
    SHELL copy$
    SHELL "6(7.bat"
    GOTO ListaWykresy
CASE "k"
    CALL InfoAwaryjna
    EXIT SUB
CASE "K"
    PRINT #NrLOG%, TIME$, "wy/swietlenie wykresu
k/at(czas)"
    copy$ = "copy " + NazwaPlikuH$ + " 2(1.dan"
    PRINT TAB(3); copy$
    SHELL copy$
    SHELL "2(1.bat"
    GOTO ListaWykresy
CASE "t"
    PRINT #NrLOG%, TIME$, "wy/swietlenie wykresu
temperatura(czas)"
    copy$ = "copy " + NazwaPlikuT$ + " 2(1.dan"
    PRINT TAB(3); copy$
    SHELL copy$
    SHELL "2(1.bat"
    GOTO ListaWykresy
CASE "T"
    Polecenie$ = "p " + NazwaPlikuT$
    PRINT TAB(3); Polecenie$
    SHELL Polecenie$
    GOTO ListaWykresy
CASE "u"
    PRINT #NrLOG%, TIME$, "wy/swietlenie wykresu
ugi/ecie1(czas)"
    copy$ = "copy " + NazwaPlikuH$ + " 4(1.dan"
    PRINT TAB(3); copy$
    SHELL copy$
    SHELL "4(1.bat"
    GOTO ListaWykresy
CASE "w"
    CALL WyborDanych
CASE "xy"

```

```

CALL WykresXY
CASE "z"
  Polecenie$ = "p " + NazwaPlikuK$
  PRINT TAB(3); Polecenie$
  SHELL Polecenie$
  GOTO ListaWykresy
CASE ELSE
  GOTO ListaWykresy
END SELECT
END SUB

'.....
SUB WyborDanych

DO
  IF PlikDanych$ = "" THEN PlikDanych$ =
  NazwaPlikuH$
  CALL CzytDomyslTXT("nazwa pliku danych",
  PlikDanych$)
  CALL CzyJestZbior(PlikDanych$, JestNie$)
  LOOP WHILE JestNie$ = "Nie"

OPEN PlikDanych$ FOR INPUT AS #NrDAN%

NrWYN% = FREEFILE
OPEN "XY.DAT" FOR OUTPUT AS #NrWYN%

LINE INPUT #NrDAN%, Wiersz$

PRINT
PRINT "Pierwszy wiersz:"
PRINT Wiersz$
PRINT

INPUT "Podaj liczb/e kolumn --> 8", LiczbaKolumn% '
Po dodaniu CzasAO
IF LiczbaKolumn% = 0 THEN LiczbaKolumn% = 8

'INPUT "Podaj numer kolumny z warto/sciami X --> 1",
NrKolumnyX%
INPUT "Podaj numer kolumny z warto/sciami X --> 8",
NrKolumnyX% 'CzasAO
IF NrKolumnyX% = 0 THEN NrKolumnyX% = 1

INPUT "Podaj numer kolumny z warto/sciami Y --> 6",
NrKolumnyY%
IF NrKolumnyY% = 0 THEN NrKolumnyY% = 6

DIM Wartosc(1 TO LiczbaKolumn%)

DO
  IF EOF(NrDAN%) THEN EXIT DO
  FOR NrKolumny% = 1 TO LiczbaKolumn%
    INPUT #NrDAN%, Wartosc(NrKolumny%)
    NEXT NrKolumny%
  PRINT #NrWYN%, Wartosc(NrKolumnyX%);
  Wartosc(NrKolumnyY%)
  LOOP
CLOSE #NrDAN%
CLOSE #NrWYN%
END SUB

'.....
SUB Wykres12 (Plik$)
copy$ = "copy " + Plik$ + " 2(1.dan"
PRINT TAB(3); copy$
SHELL copy$

```

```

SHELL "2(1ekran.bat"
END SUB

'.....
SUB WykresXY

PRINT

CALL WyborDanych

CALL CzyJest("XY.DAT", JestNie$)
IF JestNie$ = "Nie" THEN
  BEEP: BEEP
  'PRINT "Brak pliku XY.DAT"
  EXIT SUB
END IF

OPEN "XY.DAT" FOR INPUT AS NrDAN%
NrPkt% = 0
Xmin = 1E+36: Xmax = -1E+36: Ymin = 1E+36: Ymax =
-1E+36
DO
  IF EOF(NrDAN%) THEN EXIT DO
  NrPkt% = NrPkt% + 1
  INPUT #NrDAN%, X, Y
  IF X < Xmin THEN Xmin = X
  IF X > Xmax THEN Xmax = X
  IF Y < Ymin THEN Ymin = Y
  IF Y > Ymax THEN Ymax = Y
  LOOP
CLOSE #NrDAN%
PRINT
PRINT TAB(15); "Liczba punkt/ow ="; NrPkt%
PRINT TAB(15); "Xmin ="; Xmin; TAB(45); "Xmax =";
Xmax
PRINT TAB(15); "Ymin ="; Ymin; TAB(45); "Ymax =";
Ymax
CALL Zatrzymanie
Kx = 639 / (Xmax - Xmin)
Ky = 479 / (Ymax - Ymin)
OPEN "XY.DAT" FOR INPUT AS NrDAN%
IF EOF(NrDAN%) THEN
  PRINT "Pusty plik XY.DAT"
  CLOSE #NrDAN%
  EXIT SUB
END IF
INPUT #NrDAN%, Xa, Ya
XpixA = Kx * (Xa - Xmin)
YpixA = Ky * (Ya - Ymin)
SCREEN 11
CLS
DO
  IF EOF(NrDAN%) THEN EXIT DO
  INPUT #NrDAN%, Xb, Yb
  XpixB = Kx * (Xb - Xmin)
  YpixB = Ky * (Yb - Ymin)
  LINE (XpixA, YpixA)-(XpixB, YpixB)
  XpixA = XpixB
  YpixA = YpixB
  LOOP
CLOSE #NrDAN%
INPUT "", Enter$

SCREEN 11
WIDTH 80, 60

END SUB

```

```

'.....
SUB KoniecEmisji (InfoIzapis%)

SELECT CASE AkustoOpty$
CASE "wewn", "CNC8"
    CALL AkustoOptyZamknij
    Czas = CSNG(CzasProcesu#)
CASE "zewn"
    CALL WylotZamknij
    Czas = CSNG(CzasProcesu#)
CASE "zewn2"
    CALL ZdalneWylaczenieEmisji
    Czas = CSNG(CzasProcesu#)
CASE "recz", "CNC7"
    CALL WylotZamknij
    Czas = CSNG(CzasProcesu#)
CASE ELSE
    BEEP
    PRINT "Nieprzewidziane: AkustoOpty$ =";
AkustoOpty$
END SELECT

SELECT CASE InfoIzapis%
CASE 0
CASE 1
    PRINT #NrPlikuL%, CzasZamAO -
CzasOtwAO, 1
    PRINT #NrPlikuL%, CzasZamAO -
CzasOtwAO, 0
CASE 2
CASE ELSE
    BEEP
    PRINT "KoniecEmisji: nieprzewidziane
InfoOzapis% ="; InfoIzapis%
END SELECT
END SUB
'.....
SUB PoczekEmisji (InfoIzapis%)

SELECT CASE AkustoOpty$
CASE "wewn", "CNC8"
    CALL AkustoOptyOtworz
CASE "zewn"
    CALL WylotOtworz
    CALL Czekaj(1)
    CALL ZdalnyStart
CASE "recz", "CNC7"
    CALL WylotOtworz
CASE "zewn2"
    CALL ZdalneWlaczenieEmisji
CASE ELSE
    BEEP
    PRINT "Nieprzewidziane: AkustoOpty$ =";
AkustoOpty$
END SELECT

CzasPoczNagrz = CzasOtwAO

SELECT CASE InfoIzapis%
CASE 0
CASE 1
    PRINT #NrPlikuL%, 0, 0
    PRINT #NrPlikuL%, 0, 1
CASE 2
CASE ELSE
    BEEP
    PRINT "PoczEmisji: nieprzewidziane InfoIzapis% =";
InfoIzapis%
END SELECT
END SUB
'.....
SUB AkustoOptyOtworz

SELECT CASE AkustoOpty$
CASE "wewn"
    OUT AdresADDA1%, 0
    OUT AdresADDA2%, 0
CASE "CNC8"
    CALL DoCNC("BS8")
END SELECT

CzasOtwAO = CSNG(CzasProcesu#)
CALL Info("t = " + STR$(CzasOtwAO) + " Otworzenie
AkustoOpty")
END SUB
'.....
SUB AkustoOptyZamknij

SELECT CASE AkustoOpty$
CASE "wewn"
    OUT AdresADDA1%, 10
    OUT AdresADDA2%, 0
CASE "CNC8"
    CALL DoCNC("BR8")
END SELECT

CzasZamAO = CSNG(CzasProcesu#)
CALL Info("t = " + STR$(CzasZamAO) + " Zamkniecie
AkustoOpty")
END SUB

```


10.5 Plik wejściowy analizy termicznej w systemie ABAQUS

```
*Heading
** Job name: T026 Model name: Model-1
*Preprint, echo=NO, model=NO, history=NO, contact=NO
**
** PARTS
**
*Part, name=L06B10_0W2
*End Part
**
**
** ASSEMBLY
**
*Assembly, name=Assembly
**
*Instance, name=L06B10_0W2-2, part=L06B10_0W2
*Node
  1,      25.,      12., 0.504999995
  2,      25.,      0., 0.504999995
  3,      25.,      0.,      0.
.
.
.
  7441, 0.193965331, 10.7429075, 0.441875011
  7442, 0.176225454, 10.4887571, 0.441875011
  7443, 0.147850946, 10.2403145, 0.441875011
*Element, type=DC3D8
  1, 118, 507, 35, 1, 1536, 3083, 1325, 140
  2, 507, 508, 36, 35, 3083, 3084, 1324, 1325
  3, 508, 509, 37, 36, 3084, 3085, 1323, 1324
.
.
.
6014, 2961, 2962, 487, 486, 7441, 7442, 3081, 3080
6015, 2962, 2963, 488, 487, 7442, 7443, 3082, 3081
6016, 2963, 478, 31, 488, 7443, 3033, 500, 3082
*Nset, nset=_PickedSet15, internal, generate
.
.
.
*Surface, type=ELEMENT, name=PowierzchniaZewn
_PowierzchniaZewn_S6, S6
_PowierzchniaZewn_S2, S2
_PowierzchniaZewn_S4, S4
_PowierzchniaZewn_S5, S5
_PowierzchniaZewn_S1, S1
_PowierzchniaZewn_S3, S3
** Region: (Section-1:Picked)
*Elset, elset=_PickedSet15, internal, generate
  1, 6016, 1
** Section: Section-1
*Solid Section, elset=_PickedSet15, material="Stal 18/8"
1.,
*End Instance
**
*Nset, nset=_PickedSet68, internal, instance=L06B10_0W2-2
.
.
.
*Surface, type=ELEMENT, name=_PickedSurf140, internal
_PickedSurf140_S1, S1
*End Assembly
**
** MATERIALS
**
```

*Material, name="Stal 18/8"
 *Conductivity
 0.0153, 0.
 0.0162, 99.1
 0.0174, 198.3
 0.0186, 294.2
 0.02, 399.
 0.0216, 498.2
 0.0234, 591.6
 0.0251, 676.5
 0.029, 864.4
 0.0304, 993.5
 0.0318, 1090.
 0.0334, 1189.
 0.0382, 1500.
 *Density
 7.872e-06, 0.
 7.852e-06, 75.
 7.845e-06, 100.
 7.824e-06, 175.
 7.816e-06, 200.
 7.809e-06, 225.
 7.763e-06, 275.
 7.74e-06, 300.
 7.717e-06, 325.
 7.727e-06, 375.
 7.733e-06, 400.
 7.72e-06, 475.
 7.711e-06, 500.
 7.68e-06, 575.
 7.669e-06, 600.
 7.636e-06, 675.
 7.625e-06, 700.
 7.612e-06, 730.
 7.602e-06, 750.
 7.59e-06, 775.
 7.578e-06, 800.
 7.552e-06, 1000.
 7.268e-06, 1500.
 7.218e-06, 1540.
 7.055e-06, 1590.
 6.757e-06, 1840.
 6.715e-06, 1890.
 5.902e-06, 2860.
 *Elastic
 198200., 0.29, 0.
 196500., 0.29, 20.
 127000., 0.29, 800.
 64600., 0.29, 1500.
 *Expansion
 1.62e-05, 27.
 1.66e-05, 127.
 1.73e-05, 327.
 1.79e-05, 527.
 1.85e-05, 727.
 1.86e-05, 1127.
 1.87e-05, 1500.
 *Plastic
 353., 0., 20.
 228., 0., 400.
 198., 0., 600.
 160., 0., 799.
 138., 0., 850.
 106., 0., 900.
 84.5, 0., 950.
 68., 0., 1000.
 47., 0., 1050.

```

38., 0.,1100.
27., 0.,1150.
20., 0.,1200.
16., 0.,1250.
12., 0.,1300.
10., 0.,1350.
8., 0.,1400.
7., 0.,1450.
6., 0.,1500.
*Specific Heat
402., -73.
477., 27.
515., 127.
539., 227.
557., 327.
582., 527.
611., 727.
640., 927.
682.,1227.
721.6,1500.
**
** PHYSICAL CONSTANTS
**
*Physical Constants, absolute zero=-273.15, stefan boltzmann=5.669e-14
**
** BOUNDARY CONDITIONS
**
** Name: BC-2-sym Type: Symmetry/Antisymmetry/Encastre
*Boundary
_PickedSet68, XSYMM
** Name: BC-3-fix Type: Displacement/Rotation
*Boundary
_PickedSet134, 1, 1
_PickedSet134, 2, 2
_PickedSet134, 3, 3
** Name: BC-4-fix Type: Displacement/Rotation
*Boundary
_PickedSet70, 1, 1
** Name: BC-5 Type: Symmetry/Antisymmetry/Encastre
*Boundary
_PickedSet137, XSYMM
** Name: BC-5-fix Type: Displacement/Rotation
*Boundary
_PickedSet135, 1, 1
_PickedSet135, 3, 3
**
** FIELDS
**
** Name: TemperaturaPoczątkowa Type: Temperature
*Initial Conditions, type=TEMPERATURE
WszystkieWęzły, 20.
** -----
**
** STEP: Nagrzewanie
**
*Step, name=Nagrzewanie, inc=1000
*Heat Transfer, end=PERIOD, deltmx=20.
0.0007, 1.3, 1e-06, 1.3,
**
** LOADS
**
** Name: WiazkaLaserowa Type: Surface heat flux
*Dflux
_PickedSurf140, S, 4.374
**
** INTERACTIONS
**

```

```

** Interaction: Konwekcja
*Sfilm
L06B10_0W2-2.PowierzchniaZewn, F, 20., 4e-05
** Interaction: Radiacja
*Sradiate
L06B10_0W2-2.PowierzchniaZewn, R, 20., 0.92
**
** OUTPUT REQUESTS
**
*Restart, write, frequency=0
**
** FIELD OUTPUT: F-Output-1
**
*Output, field
*Node Output
NT,
**
** HISTORY OUTPUT: H-Output-1
**
*Output, history
*Node Output, nset=SrodekPlamki
NT,
*End Step
** -----
**
** STEP: Stygniecie
**
*Step, name=Stygniecie, inc=1000
*Heat Transfer, end=PERIOD, deltmx=20.
0.0018, 60., 1e-05, 60.,
**
** LOADS
**
** Name: WiazkaLaserowa Type: Surface heat flux
*Dflux, op=NEW
**
** OUTPUT REQUESTS
**
*Restart, write, frequency=0
**
** FIELD OUTPUT: F-Output-1
**
*Output, field
*Node Output
NT,
**
** HISTORY OUTPUT: H-Output-1
**
*Output, history
*Node Output, nset=SrodekPlamki
NT,
*End Step

```

10.6 Plik wejściowy analizy mechanicznej w systemie ABAQUS

```
*Heading
** Job name: N038f Model name: T016
*Preprint, echo=NO, model=NO, history=NO, contact=NO
**
** PARTS
**
*Part, name=L06B10_OW2-2
*Node
  1,    25.,    12.,  0.504999995
  2,    25.,     0.,  0.504999995
  3,    25.,     0.,     0.
.
.
.
  7441, 0.193965331,  10.7429075,  0.441875011
  7442, 0.176225454,  10.4887571,  0.441875011
  7443, 0.147850946,  10.2403145,  0.441875011
*Element, type=C3D8
  1, 118, 507, 35,  1, 1536, 3083, 1325, 140
  2, 507, 508, 36,  35, 3083, 3084, 1324, 1325
  3, 508, 509, 37,  36, 3084, 3085, 1323, 1324
.
.
.
6014, 2961, 2962, 487, 486, 7441, 7442, 3081, 3080
6015, 2962, 2963, 488, 487, 7442, 7443, 3082, 3081
6016, 2963, 478,  31, 488, 7443, 3033, 500, 3082
*Nset, nset=MOCOWANIE2
.
.
.
*Surface, type=ELEMENT, name=POWIERZCHNIAZEWN
_POWIERZCHNIAZEWN_S6, S6
_POWIERZCHNIAZEWN_S2, S2
_POWIERZCHNIAZEWN_S4, S4
_POWIERZCHNIAZEWN_S5, S5
_POWIERZCHNIAZEWN_S1, S1
_POWIERZCHNIAZEWN_S3, S3
*Elset, elset=_PrzekrCentrSeg1_S5, internal
5673, 5674, 5675, 5676, 5677, 5678, 5679, 5680, 5721, 5722, 5723, 5724, 5725, 5726, 5727, 5728
5769, 5770, 5771, 5772, 5773, 5774, 5775, 5776, 5817, 5818, 5819, 5820, 5821, 5822, 5823, 5824
5865, 5866, 5867, 5868, 5869, 5870, 5871, 5872, 5913, 5914, 5915, 5916, 5917, 5918, 5919, 5920
5961, 5962, 5963, 5964, 5965, 5966, 5967, 5968, 6009, 6010, 6011, 6012, 6013, 6014, 6015, 6016
*Surface, type=ELEMENT, name=PrzekrCentrSeg1
_PrzekrCentrSeg1_S5, S5
*Elset, elset=_PrzekrCentrSeg2_S6, internal, generate
4609, 5113,  8
*Surface, type=ELEMENT, name=PrzekrCentrSeg2
_PrzekrCentrSeg2_S6, S6
** Region: (Section-1-_PICKEDSET15:Picked)
*Elset, elset=_I1, internal, generate
  1, 6016,  1
** Section: Section-1-_PICKEDSET15
*Solid Section, elset=_I1, material="STAL 18/8 j038"
1.,
*End Part
**
**
** ASSEMBLY
**
*Assembly, name=Assembly
**
*Instance, name=L06B10_OW2-2, part=L06B10_OW2-2
*End Instance
```

```

**
*Nset, nset=_PICKEDSET68, internal, instance=L06B10_0W2-2
.
.
.
*End Assembly
**
** MATERIALS
**
*Material, name="STAL 18/8 j038"
*Conductivity
0.0153, 0.
0.0162, 99.1
0.0174, 198.3
0.0186, 294.2
0.02, 399.
0.0216, 498.2
0.0234, 591.6
0.0251, 676.5
0.029, 864.4
0.0304, 993.5
0.0318, 1090.
0.0334, 1189.
0.0382, 1500.
*Density
7.872e-06, 0.
7.852e-06, 75.
7.845e-06, 100.
7.824e-06, 175.
7.816e-06, 200.
7.809e-06, 225.
7.763e-06, 275.
7.74e-06, 300.
7.717e-06, 325.
7.727e-06, 375.
7.733e-06, 400.
7.72e-06, 475.
7.711e-06, 500.
7.68e-06, 575.
7.669e-06, 600.
7.636e-06, 675.
7.625e-06, 700.
7.612e-06, 730.
7.602e-06, 750.
7.59e-06, 775.
7.578e-06, 800.
7.552e-06,1000.
7.268e-06,1500.
7.218e-06,1540.
7.055e-06,1590.
6.757e-06,1840.
6.715e-06,1890.
5.902e-06,2860.
*Elastic
198200., 0.29, 0.
196500., 0.29, 20.
127000., 0.29, 800.
64600., 0.29,1500.
*Expansion
1.62e-05, 27.
1.66e-05, 127.
1.73e-05, 327.
1.79e-05, 527.
1.85e-05, 727.
1.86e-05,1127.
1.87e-05,1500.
*Plastic

```

234., 0., 20.
 93., 0., 600.
 5., 0., 840.
 5., 0., 1500.
 *Specific Heat
 402., -73.
 477., 27.
 515., 127.
 539., 227.
 557., 327.
 582., 527.
 611., 727.
 640., 927.
 682., 1227.
 721.6, 1500.
 **
 ** PHYSICAL CONSTANTS
 **
 *Physical Constants, absolute zero=-273.15, stefan boltzmann=5.669e-14
 **
 ** BOUNDARY CONDITIONS
 **
 ** Name: Disp-BC-1 Type: Symmetry/Antisymmetry/Encastre
 *Boundary
 _PICKEDSET68, XSYMM
 ** Name: Disp-BC-2 Type: Displacement/Rotation
 *Boundary
 _PICKEDSET134, 1, 1
 ** Name: Disp-BC-3 Type: Displacement/Rotation
 *Boundary
 _PICKEDSET134, 2, 2
 ** Name: Disp-BC-4 Type: Displacement/Rotation
 *Boundary
 _PICKEDSET134, 3, 3
 ** Name: Disp-BC-5 Type: Displacement/Rotation
 *Boundary
 _PICKEDSET70, 1, 1
 ** Name: Disp-BC-6 Type: Symmetry/Antisymmetry/Encastre
 *Boundary
 _PICKEDSET137, XSYMM
 ** Name: Disp-BC-7 Type: Displacement/Rotation
 *Boundary
 _PICKEDSET135, 1, 1
 ** Name: Disp-BC-8 Type: Displacement/Rotation
 *Boundary
 _PICKEDSET135, 3, 3
 ** FIELDS
 **
 ** Name: TemperaturaPocatkowa Type: Temperature
 *Initial Conditions, type=TEMPERATURE
 WszystkieWezly, 20.
 ** -----
 **
 ** STEP: Nagrzewanie
 **
 *Step, name=Nagrzewanie, inc=1000
 *Static
 0.0007, 1.3, 1e-06, 1.3
 **
 ** FIELDS
 **
 ** Name: Field-1 Type: Temperature
 *Temperature, file=C:/Abaqus/Rob/T026.odb, bstep=1, binc=1, estep=1, einc=67
 **
 ** OUTPUT REQUESTS
 **
 *Restart, write, frequency=0

```

**
** FIELD OUTPUT: T
**
*Output, field
*Node Output
NT,
**
** HISTORY OUTPUT: PrzekrojSrodkowy
**
*Output, history
*Element Output, elset=PrzekrojSrodkowy
MISES, PE11, PEEQ, S11, TEMP
**
** HISTORY OUTPUT: PrzekrojSrodkowyER
**
*Element Output, elset=PrzekrojSrodkowy
ER11, ER22, ER33, ERP
**
** HISTORY OUTPUT: Rog
**
*Node Output, nset=Rog
U2,
*End Step
** -----
**
** STEP: Stygniecie
**
*Step, name=Stygniecie, inc=1000
*Static
0.0018, 60., 1e-05, 60.
**
** FIELDS
**
** Name: Field-1  Type: Temperature
*Temperature, file=C:/Abaqus/Rob/T026.odb, bstep=2, binc=1, estep=2, einc=74
**
** OUTPUT REQUESTS
**
*Restart, write, frequency=0
**
** FIELD OUTPUT: T
**
*Output, field
*Node Output
NT,
**
** HISTORY OUTPUT: PrzekrojSrodkowy
**
*Output, history
*Element Output, elset=PrzekrojSrodkowy
MISES, PE11, PEEQ, S11, TEMP
**
** HISTORY OUTPUT: PrzekrojSrodkowyER
**
*Element Output, elset=PrzekrojSrodkowy
ER11, ER22, ER33, ERP
**
** HISTORY OUTPUT: Rog
**
*Node Output, nset=Rog
U2,
*End Step

```


10.7 Tablica funkcji $x = ierfc^{-1}(y)$ odwrotnej względem funkcji $y = ierfc(x)$

y	$x = ierfc^{-1}(y)$						
10^{-10}	3.56544						
10^{-9}	3.56537						
10^{-8}	3.56466						
10^{-7}	3.50499						
10^{-6}	3.16977						
10^{-5}	2.82982						
10^{-4}	2.44098	y	$x = ierfc^{-1}(y)$	y	$x = ierfc^{-1}(y)$	y	$x = ierfc^{-1}(y)$
0.001	1.99535	0.051	0.99529	0.101	0.76347	0.151	0.61262
0.002	1.84613	0.052	0.98906	0.102	0.75991	0.152	0.61003
0.003	1.75477	0.053	0.98293	0.103	0.75639	0.153	0.60747
0.004	1.68791	0.054	0.97690	0.104	0.75289	0.154	0.60491
0.005	1.63479	0.055	0.97097	0.105	0.74942	0.155	0.60237
0.006	1.59052	0.056	0.96512	0.106	0.74598	0.156	0.59984
0.007	1.55246	0.057	0.95936	0.107	0.74256	0.157	0.59732
0.008	1.51900	0.058	0.95368	0.108	0.73916	0.158	0.59482
0.009	1.48909	0.059	0.94808	0.109	0.73580	0.159	0.59232
0.010	1.46200	0.060	0.94257	0.110	0.73246	0.160	0.58984
0.011	1.43723	0.061	0.93713	0.111	0.72914	0.161	0.58737
0.012	1.41438	0.062	0.93176	0.112	0.72584	0.162	0.58492
0.013	1.39316	0.063	0.92646	0.113	0.72257	0.163	0.58247
0.014	1.37334	0.064	0.92124	0.114	0.71932	0.164	0.58004
0.015	1.35473	0.065	0.91608	0.115	0.71610	0.165	0.57762
0.016	1.33718	0.066	0.91099	0.116	0.71290	0.166	0.57521
0.017	1.32057	0.067	0.90596	0.117	0.70972	0.167	0.57281
0.018	1.30480	0.068	0.90099	0.118	0.70656	0.168	0.57042
0.019	1.28978	0.069	0.89609	0.119	0.70342	0.169	0.56805
0.020	1.27543	0.070	0.89124	0.120	0.70031	0.170	0.56568
0.021	1.26170	0.071	0.88645	0.121	0.69721	0.171	0.56333
0.022	1.24852	0.072	0.88172	0.122	0.69414	0.172	0.56098
0.023	1.23586	0.073	0.87703	0.123	0.69108	0.173	0.55865
0.024	1.22366	0.074	0.87241	0.124	0.68804	0.174	0.55633
0.025	1.21191	0.075	0.86783	0.125	0.68503	0.175	0.55401
0.026	1.20055	0.076	0.86330	0.126	0.68203	0.176	0.55171
0.027	1.18956	0.077	0.85883	0.127	0.67905	0.177	0.54942
0.028	1.17892	0.078	0.85440	0.128	0.67610	0.178	0.54714
0.029	1.16860	0.079	0.85001	0.129	0.67315	0.179	0.54486
0.030	1.15859	0.080	0.84567	0.130	0.67023	0.180	0.54260
0.031	1.14886	0.081	0.84138	0.131	0.66733	0.181	0.54035
0.032	1.13939	0.082	0.83713	0.132	0.66444	0.182	0.53810
0.033	1.13018	0.083	0.83292	0.133	0.66157	0.183	0.53587
0.034	1.12120	0.084	0.82875	0.134	0.65872	0.184	0.53365
0.035	1.11245	0.085	0.82463	0.135	0.65588	0.185	0.53143
0.036	1.10391	0.086	0.82054	0.136	0.65306	0.186	0.52922
0.037	1.09557	0.087	0.81649	0.137	0.65026	0.187	0.52703
0.038	1.08741	0.088	0.81248	0.138	0.64747	0.188	0.52484
0.039	1.07944	0.089	0.80851	0.139	0.64470	0.189	0.52266
0.040	1.07165	0.090	0.80458	0.140	0.64194	0.190	0.52049
0.041	1.06401	0.091	0.80067	0.141	0.63921	0.191	0.51833
0.042	1.05654	0.092	0.79681	0.142	0.63648	0.192	0.51617
0.043	1.04921	0.093	0.79298	0.143	0.63377	0.193	0.51403
0.044	1.04203	0.094	0.78918	0.144	0.63108	0.194	0.51189
0.045	1.03498	0.095	0.78541	0.145	0.62840	0.195	0.50977
0.046	1.02807	0.096	0.78168	0.146	0.62573	0.196	0.50765
0.047	1.02128	0.097	0.77797	0.147	0.62308	0.197	0.50554
0.048	1.01461	0.098	0.77430	0.148	0.62044	0.198	0.50343
0.049	1.00806	0.099	0.77066	0.149	0.61782	0.199	0.50134
0.050	1.00162	0.100	0.76705	0.150	0.61521	0.200	0.49925

y	$x = \text{ierfc}^{-1}(y)$	y	$x = \text{ierfc}^{-1}(y)$	y	$x = \text{ierfc}^{-1}(y)$	y	$x = \text{ierfc}^{-1}(y)$
0.201	0.49717	0.251	0.40198	0.301	0.31999	0.351	0.24736
0.202	0.49510	0.252	0.40022	0.302	0.31846	0.352	0.24599
0.203	0.49304	0.253	0.39848	0.303	0.31693	0.353	0.24462
0.204	0.49098	0.254	0.39673	0.304	0.31540	0.354	0.24325
0.205	0.48894	0.255	0.39500	0.305	0.31388	0.355	0.24188
0.206	0.48690	0.256	0.39326	0.306	0.31236	0.356	0.24052
0.207	0.48486	0.257	0.39154	0.307	0.31084	0.357	0.23915
0.208	0.48284	0.258	0.38981	0.308	0.30933	0.358	0.23780
0.209	0.48082	0.259	0.38810	0.309	0.30782	0.359	0.23644
0.210	0.47881	0.260	0.38638	0.310	0.30631	0.360	0.23509
0.211	0.47681	0.261	0.38468	0.311	0.30481	0.361	0.23374
0.212	0.47481	0.262	0.38297	0.312	0.30331	0.362	0.23239
0.213	0.47282	0.263	0.38128	0.313	0.30182	0.363	0.23104
0.214	0.47084	0.264	0.37958	0.314	0.30033	0.364	0.22970
0.215	0.46887	0.265	0.37789	0.315	0.29884	0.365	0.22836
0.216	0.46690	0.266	0.37621	0.316	0.29735	0.366	0.22702
0.217	0.46494	0.267	0.37453	0.317	0.29587	0.367	0.22568
0.218	0.46298	0.268	0.37286	0.318	0.29439	0.368	0.22435
0.219	0.46104	0.269	0.37119	0.319	0.29292	0.369	0.22302
0.220	0.45910	0.270	0.36952	0.320	0.29145	0.370	0.22169
0.221	0.45716	0.271	0.36786	0.321	0.28998	0.371	0.22037
0.222	0.45523	0.272	0.36620	0.322	0.28851	0.372	0.21905
0.223	0.45331	0.273	0.36455	0.323	0.28705	0.373	0.21773
0.224	0.45140	0.274	0.36290	0.324	0.28559	0.374	0.21641
0.225	0.44949	0.275	0.36126	0.325	0.28414	0.375	0.21509
0.226	0.44759	0.276	0.35962	0.326	0.28268	0.376	0.21378
0.227	0.44569	0.277	0.35799	0.327	0.28123	0.377	0.21247
0.228	0.44380	0.278	0.35636	0.328	0.27979	0.378	0.21116
0.229	0.44192	0.279	0.35473	0.329	0.27835	0.379	0.20986
0.230	0.44005	0.280	0.35311	0.330	0.27691	0.380	0.20855
0.231	0.43818	0.281	0.35149	0.331	0.27547	0.381	0.20725
0.232	0.43631	0.282	0.34988	0.332	0.27404	0.382	0.20595
0.233	0.43445	0.283	0.34827	0.333	0.27261	0.383	0.20466
0.234	0.43260	0.284	0.34667	0.334	0.27118	0.384	0.20336
0.235	0.43075	0.285	0.34507	0.335	0.26975	0.385	0.20207
0.236	0.42891	0.286	0.34347	0.336	0.26833	0.386	0.20078
0.237	0.42708	0.287	0.34188	0.337	0.26691	0.387	0.19950
0.238	0.42525	0.288	0.34029	0.338	0.26550	0.388	0.19821
0.239	0.42343	0.289	0.33870	0.339	0.26409	0.389	0.19693
0.240	0.42161	0.290	0.33712	0.340	0.26268	0.390	0.19565
0.241	0.41980	0.291	0.33555	0.341	0.26127	0.391	0.19437
0.242	0.41799	0.292	0.33397	0.342	0.25987	0.392	0.19310
0.243	0.41619	0.293	0.33241	0.343	0.25847	0.393	0.19182
0.244	0.41439	0.294	0.33084	0.344	0.25707	0.394	0.19055
0.245	0.41260	0.295	0.32928	0.345	0.25567	0.395	0.18928
0.246	0.41082	0.296	0.32772	0.346	0.25428	0.396	0.18802
0.247	0.40904	0.297	0.32617	0.347	0.25289	0.397	0.18675
0.248	0.40727	0.298	0.32462	0.348	0.25151	0.398	0.18549
0.249	0.40550	0.299	0.32308	0.349	0.25012	0.399	0.18423
0.250	0.40373	0.300	0.32153	0.350	0.24874	0.400	0.18297

y	$x = \text{ierfc}^{-1}(y)$	y	$x = \text{ierfc}^{-1}(y)$	y	$x = \text{ierfc}^{-1}(y)$	y	$x = \text{ierfc}^{-1}(y)$
0.401	0.18172	0.451	0.12150	0.501	0.06562	0.551	0.01329
0.402	0.18047	0.452	0.12034	0.502	0.06454	0.552	0.01227
0.403	0.17921	0.453	0.11919	0.503	0.06346	0.553	0.01126
0.404	0.17796	0.454	0.11803	0.504	0.06238	0.554	0.01025
0.405	0.17672	0.455	0.11688	0.505	0.06131	0.555	0.00924
0.406	0.17547	0.456	0.11573	0.506	0.06024	0.556	0.00823
0.407	0.17423	0.457	0.11458	0.507	0.05916	0.557	0.00722
0.408	0.17299	0.458	0.11343	0.508	0.05809	0.558	0.00621
0.409	0.17175	0.459	0.11229	0.509	0.05702	0.559	0.00520
0.410	0.17051	0.460	0.11115	0.510	0.05596	0.560	0.00420
0.411	0.16928	0.461	0.11000	0.511	0.05489	0.561	0.00320
0.412	0.16805	0.462	0.10886	0.512	0.05382	0.562	0.00219
0.413	0.16682	0.463	0.10772	0.513	0.05276	0.563	0.00119
0.414	0.16559	0.464	0.10659	0.514	0.05170	0.564	0.00019
0.415	0.16436	0.465	0.10545	0.515	0.05064	0.551	0.01329
0.416	0.16314	0.466	0.10432	0.516	0.04958	0.552	0.01227
0.417	0.16192	0.467	0.10319	0.517	0.04852	0.553	0.01126
0.418	0.16070	0.468	0.10206	0.518	0.04746	0.554	0.01025
0.419	0.15948	0.469	0.10093	0.519	0.04640	0.555	0.00924
0.420	0.15826	0.470	0.09980	0.520	0.04535	0.556	0.00823
0.421	0.15705	0.471	0.09867	0.521	0.04430	0.557	0.00722
0.422	0.15584	0.472	0.09755	0.522	0.04324	0.558	0.00621
0.423	0.15463	0.473	0.09643	0.523	0.04219	0.559	0.00520
0.424	0.15342	0.474	0.09531	0.524	0.04114	0.560	0.00420
0.425	0.15221	0.475	0.09419	0.525	0.04010	0.561	0.00320
0.426	0.15101	0.476	0.09307	0.526	0.03905	0.562	0.00219
0.427	0.14980	0.477	0.09195	0.527	0.03800	0.563	0.00119
0.428	0.14860	0.478	0.09084	0.528	0.03696	0.564	0.00019
0.429	0.14740	0.479	0.08973	0.529	0.03592	0.551	0.01329
0.430	0.14621	0.480	0.08861	0.530	0.03488	0.552	0.01227
0.431	0.14501	0.481	0.08750	0.531	0.03384	0.553	0.01126
0.432	0.14382	0.482	0.08640	0.532	0.03280	0.554	0.01025
0.433	0.14263	0.483	0.08529	0.533	0.03176	0.555	0.00924
0.434	0.14144	0.484	0.08418	0.534	0.03072	0.556	0.00823
0.435	0.14025	0.485	0.08308	0.535	0.02969	0.557	0.00722
0.436	0.13907	0.486	0.08198	0.536	0.02865	0.558	0.00621
0.437	0.13788	0.487	0.08088	0.537	0.02762	0.559	0.00520
0.438	0.13670	0.488	0.07978	0.538	0.02659	0.560	0.00420
0.439	0.13552	0.489	0.07868	0.539	0.02556	0.561	0.00320
0.440	0.13434	0.490	0.07758	0.540	0.02453	0.562	0.00219
0.441	0.13317	0.491	0.07649	0.541	0.02350	0.563	0.00119
0.442	0.13199	0.492	0.07539	0.542	0.02247	0.564	0.00019
0.443	0.13082	0.493	0.07430	0.543	0.02145		
0.444	0.12965	0.494	0.07321	0.544	0.02043		
0.445	0.12848	0.495	0.07212	0.545	0.01940		
0.446	0.12731	0.496	0.07103	0.546	0.01838		
0.447	0.12614	0.497	0.06995	0.547	0.01736		
0.448	0.12498	0.498	0.06886	0.548	0.01634		
0.449	0.12382	0.499	0.06778	0.549	0.01532		
0.450	0.12266	0.500	0.06670	0.550	0.01431		