Obróbka Plastyczna Metali vol. XXVII nr 3 (2016), s. 179–194
Metal Forming vol. XXVII no. 3 (2016), pp. 179–194

Inżynieria materiałowa w obróbce plastycznej
Material engineering in metal forming

Oryginalny artykuł naukowy
Original Scientific Article

Mapa procesu obróbki stali chromowej P91 o zawartości 9% Cr

Processing map of 9 % Chromium Steel P91

(1) Jiří Kliber*, (2) Tomáš Pokluda

VSB – Technical University of Ostrava, Department of Materials Forming, Faculty of Metallurgy and Materials Engineering, 17. listopadu 15, 708 33 Ostrava-Poruba, Czech Republic

Informacje o artykule
Data przyjęcia: 14.06.2016
Data recenzji: 13.09.2016
Data akceptacji: 30.09.2016

Wkład autorów
(1) Koncepcja pracy, metodologia czynności naukowo-badawczych, podstawowe zasady teoretyczne
(2) Wykonanie eksperymentu, ocena wyników eksperymentu, interpretacja wyników

Streszczenie

Celem artykułu jest przedstawienie zjawiska rozpraszania energii podczas walcowania. Podane są zasady teoretyczne, jak też opis badań plastometrycznych, dynamiczny model materiału, teoria schematów oraz procedura ich tworzenia. Przedmiotem badań są próbki stali 9Cr, dla których wykonano badania własności plastometrycznych w plastometrze Gleeble. Badania zostały wykonane przy różnych odkształceniach (0,2; 0,5; 0,7), szybkościach odkształcania (0,1; 1; 10) i w temperaturze w zakresie 800–1260°C. Rozpraszanie energii jest charakteryzowane przez wielkość bezwymiarową, znaną jako skuteczność rozpraszania energii η, będącą głównym elementem dynamicznego modelu materiału – DMM. DMM określa obszary niestabilności i skupia się głównie na lokalizacji dynamicznej rekrystalizacji. Przetworzono dane otrzymane z plastometru, opisano procedury i obliczenia, prowadzące do utworzenia schematu rozpraszania i obróbki. Poza tym wskazano na możliwość użycia przybliżonych danych do szerszego zakresu temperatury i szybkości odkształcania. Zmierzone wartości zostały wykorzystane do obliczeń pozwalających na określenie parametru wrażliwości odkształcenia plastycznego *m*, wynikowej skuteczności rozpraszania η, jak również określenia parametru niestabilności plastycznej ξ. Na podstawie tych wielkości utworzono schematy rozpraszania 2D lub 3D oraz wynikowe schematy obróbki. Schematy te zostały wykonane w programie Golden Surfer. Ze względu na jednostajność uzyskanych wyników, zarówno doświadczalnych, jak i ekstrapolowanych, uzyskane ostateczne wielkości rozpraszania nie wykazują żadnych szczególnych obszarów, mogących wskazywać na naruszone rozpraszanie w zakresie stosowanych temperatur i szybkości odkształcania.

Słowa kluczowe: stal, skuteczność rozpraszania, niestabilność plastyczna

Article info
Received: 14.06.2016
Reviewed: 13.09.2016
Accepted: 30.09.2016

Authors' contribution
(1) Concept of work, methodology of scientific-research activities, basic theoretical principles
(2) Execution of the experiment, evaluation of the experiment results, interpretation of results

Abstract

The article is aimed at determination of energy dissipation during rolling. The theoretical principles are given, together with description of plastometric tests, dynamic material model, map theory and procedure for their creation. The subject of research are samples of 9Cr steel for which plastometric pressure tests on a Gleeble plastometer have been conducted. The tests were performed at different deformations (0.2; 0.5; 0.7) at strain rates (0.1; 1; 10) and temperatures of 800–1260°C. Energy dissipation is characterized by a dimensionless quantity, known as the efficiency of energy dissipation η, which is the main element of the dynamic material model - DMM. The DMM determines the regions of instability and is mainly focused on the localization of the dynamic recrystallization. Here the raw data from the plastometer are processed and the procedures and calculations leading to the compilation of dissipation and process map are described. Also the steps from the approximated data for a wider range of temperature and strain rate are mentioned. The measured values were used for calculations leading to the determination of the sensitivity parameter of the plastic deformation m, the resulting efficiency of dissipation η, but also to determination of the parameter of plastic instability ξ. From

* Autor do korespondencji. Tel.: +420 596 994 463; fax: +420 596 994 414; e-mail: jiri.kliber@vsb.cz
* *Corresponding author. +420 596 994 463; fax: +420 596 994 414; e-mail: jiri.kliber@vsb.cz*

these figures the 2D or 3D dissipation maps and resulting process maps were compiled. The resulting maps were created in the Golden Surfer software. Because of the monotony of the results obtained, both raw and extrapolated, our final dissipation figures do not show any specific domains that would indicate impaired dissipation over the range of used temperatures and strain rate.

Keywords: *steel, dissipation efficiency, plastic instability*

1. WSTĘP

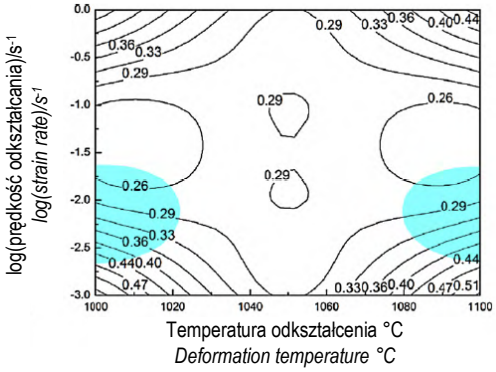
Pierwszy schemat obróbki został opracowany w roku 1997 przez Prasad et al. [1–5]. Schematy obróbki przedstawiają z jednej strony obszary odpowiednie do kształtowania stali (głównie trudno odkształcalnych takich, jak stale dwufazowe, stale nierdzewne itp.) lub stopów metali nieżelaznych (stopów magnezu, aluminium, niklu, tytanu itp.). Schematy obróbki stopów trudno spawalnych umożliwiają dobranie jak najlepszej metody obróbki. Model ten określa nie tylko ilość energii, lecz również szybkość, z jaką energia jest dostarczana do układu i rozpraszana w nim. Przy użyciu energii rozpraszania η i kryterium niestabilności plastycznej ξ tworzone są schematy obróbki. Parametry te są również interpretowane jako kryteria odkształcalności podczas kształtowania na gorąco. Poza tym, schematy pokazują obszary, w których kształtowanie materiału może być niebezpieczne, umożliwiając odczyt wartości rozpraszanej energii. W nieodpowiednich obszarach podczas odkształcania występuje spadek właściwości mechanicznych materiału, może też dojść do uszkodzeń. Schematy obróbki mogą być użyte do poprawy istniejących lub projektowania właściwości nowych materiałów. Wartości skuteczności rozpraszania η służą do identyfikacji stabilności procesu, a wartości niestabilności plastycznej ξ do określenia granicy niestabilności plastycznego płynięcia, które można zidentyfikować przy użyciu mikroskopu elektronowego lub optycznego. Dla płynięcia plastycznego równania używane w DMM opisują naprężenia zwrotne, zależne od makroskopowych parametrów formowania, takich jak szybkość odkształcania i temperatura. Przy użyciu tych równań można określić szybkość gromadzenia rozproszonej energii lub ciepło wzbudzone w części mechanicznej oraz w procesach metalurgicznych [6–7].

1. INTRODUCTION

The first processing map was constructed in 1997 by Prasad et al. [1–5]. Processing maps show on the one hand the areas suitable for forming steels (mainly hard-formable, such as bi-phase, stainless etc.) or non-ferrous alloys (alloys of magnesium, aluminium, nickel, titanium etc.). For hard-weld alloys, the processing maps allow to suggest the best possible method of treatment. This model evaluates not only the amount of energy but also the velocity, with which is the energy supplied to the system and dissipated therein. Using the efficiency of energy dissipation η and the criterion of plastic instability ξ, the process maps are built and these two parameters together are also interpreted as the formability criteria during hot forming. Furthermore, the maps also show the areas in which material forming can be dangerous and also allow reading the value of energy dissipation efficiency. In the unsuitable areas, a decrease of mechanical properties of the material occurs during forming, or it may also be damaged. The processing maps can be used to improve the existing or to design new forming parameters for new materials. Values of dissipation efficiency η are used to identify stable process, and values of the plastic instability ξ will be used to determine the boundaries of the plastic flow instability, which can be identified by electron or optical microscope. During the plastic flow, the equations which are used in DMM describe the feedback stress dependent on the macroscopic forming parameters such as the strain rate and temperature. Using these equations, one can determine the ratio of storage of the dissipated energy into the mechanical part, or the induced heat, and also into the metallurgical processes [6–7].

Zhang [8] badał zachowanie superstopu na bazie niklu i tworzenie wariantów obróbki. Badania były wykonywane przy użyciu prób izotermicznego ściskania przy stałej szybkości odkształcania i przeprowadzone w temperaturze odkształcania 1000–1100°C i szybkości odkształcania od 0,001 do 1 s^{-1}. Na podstawie przeprowadzanych badań Zhang doszedł do wniosku, że przy większych prędkościach odkształcania (> 0,1 s^{-1}) stop niklu wykazuje wyższą wytrzymałość w temperaturach od 1000°C do 1100°C. Przy niskich szybkościach odkształcania (< 0,01 s^{-1}), przebieg naprężeń podlega fluktuacjom o niskiej amplitudzie, wskazując, że dominującymi mechanizmami deformacji są tu DRV i DRX. Przedstawił schemat obróbki dla deformacji ε = 0,2 z dwoma obszarami niestabilności. Pierwszy obszar występuje w zakresie temperatury od 1070°C do 1100°C i wartościach logarytmu prędkości odkształcania od -2,5 do -1,5. Drugi obszar pojawia się w temperaturze od 1000°C do 1030°C i wartościach logarytmu prędkości odkształcania od -2,75 do -1,5. Schemat obróbki pokazano na rys. 1 [8]. W celu określenia rozpraszania energii autor zastosował analizę matematyczną do wyznaczania wartości energii aktywacji Q, a więc poszerzenia zakresu prędkości odkształcania materiału superstopu Ni bez podawania składu chemicznego.

Author Zhang [8] researched the behaviour of nickel-based super-alloy and building of process maps. The research was conducted using isothermal compression tests at a constant strain rate, which were carried out at deformation temperatures of 1000–1100°C and strain rates from 0.001 to 1 s^{-1}. During the research, Zhang came to the conclusion that at higher strain rates (> 0.1 s^{-1}) the nickel alloy exhibits higher strength at temperatures from 1000°C to 1100°C. The stress waveform fluctuates with a lower amplitude at low strain rates (< 0.01 s^{-1}), indicating that the dominant deformation mechanisms are DRV and DRX here. He displayed a processing map for deformation ε = 0,2 with 2 regions of instability. The first region is at temperatures from 1070°C to 1100°C, and log values of the strain rate from -2.5 to -1.5. The second region is depicted at temperatures from 1000°C to 1030°C, and log values of the strain rate from -2.75 to -1.5. The processing map is shown on Fig. 1 [8]. To determine the energy dissipation, the author used mathematical analysis to determine the value of activation energy Q and thus to widen the range of the strain rate on the material of Ni superalloy, without giving any chemical composition.



Rys. 1. Schemat obróbki superstopu dla deformacji ε = 0,2 [8]

Fig. 1. Processing map of super-alloy for deformation ε = 0,2 [8]

H. Li [9] badał odkształcalność stali 1Cr11Ni2W2MoV, opierając się na prędkości odkształcania od 0,001 do 0,14 s^{-1} oraz od bardzo małych prędkości, które w praktyce, z uwagi na odkształcalność, mają bardzo małe zastosowanie, choć zostały uzyskane przy czterech rzędach wielkości prędkości.

Author H. Li [9] examined the formability of 1Cr11Ni2W2MoV steel, and based on the strain rate of from 0.001 to 0.14 s^{-1}, or from very low strain rates, which in practice have for practical use from the viewpoint of formability a very limited explanatory power, although these values were obtained at four orders of magnitude of rate.

Dla badanych stali (stal niskowęglowa 0,09 C i średniowęglowa 0,378 C o normalnej zawartości Mn, Si i innych pierwiastków) H.Y. Kim [10] zastosował trzy zakresy odkształcania – 0,1, 1 i 10. Okazało się, że krzywe umocnienia są jednostajne i nie występują na nich anomalie. Oznacza to, że wielkość współczynnika wrażliwości szybkości odkształcania *m* ma jednostajny przebieg, bez spadku.

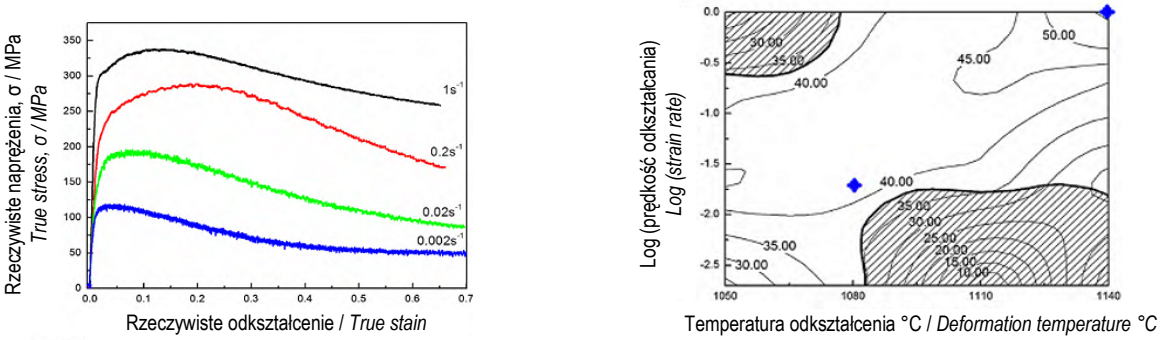
Inny autor, Yongquang Ning [11] zbadał zachowanie superstopu P/M FGH96 podczas deformacji w temperaturze 1050–1140°C i przy prędkości odkształcania 0,002 do 1,0 s^{-1}. Badania sprężania izotermicznego zostały wykonane w symulatorze Gleeble 1500D. Schemat obróbki został opracowany w oparciu o wyniki eksperymentalne. Ning doszedł do wniosku, że, zgodnie z krzywymi umocnienia, na początku odkształcania ma miejsce utwardzanie, powodujące wzrost naprężenia, które następnie spada ze wzrostem odkształcania, powodując stabilizację naprężeń. Zachowanie to jest typowe dla DRX. Krzywe zmian naprężeń pokazano na rys. 2 [11].

Schemat obróbki uzyskany przy wartości odkształcenia ε = 0,65 (rys. 2, po prawej) pokazuje znaczny spadek odkształcenia, wynoszący ponad 40%, i wykazuje dwa zakresy niestabilności; pierwsza strefa w T = 1050°C, prędkość odkształcania ε = 1,0 s^{-1}, druga strefa w temperaturze między 1080–1140°C i przy prędkości odkształcania od 0,002 do 0,01 s^{-1}. Optymalne warunki obróbki występują w temperaturze 1140°C i przy prędkości odkształcania 1,0 s^{-1}, co daje największą wydajność procesu oraz drobną mikrostrukturę po obróbce cieplnej [11].

The investigated steel (two grades, first low-carbon 0.09 C and medium-carbon 0.378 C with normal contents of Mn, Si and other elements), author H. Y. Kim [10] has had a range of deformation in the three orders of magnitude of 0.1; 1 and 10, but the stress-strain curves are monotonous and there are no anomalies in the course of the deformation. That means that the size of the coefficient of sensitivity of the strain rate m has a monotonous waveform without decrease.

Another author, Yongquang Ning [11] examined the behaviour of super-alloy P/M FGH96 during hot deforming at a temperature of 1050–1140°C and a strain rate of 0.002 to 1.0 s^{-1}. The isothermal compression tests have been performed on the Gleeble 1500D simulator. The processing map has been constructed based on the experimental results. Ning concluded that according to the stress curves, at the beginning a deformation hardening takes place, which results in a significant stress at the peak, and then the pressure decreases with increasing deformation, followed by stress stabilization. This behaviour is typical for DRX. The stress curves are shown on fig. 2 [11].

Processing map obtained at deformation ε = 0,65, Fig. 2 (right) reveals extensive remits of efficiency exhibited over 40 %, and predicts two modes of instability, which occurred – first zone at T = 1050°C, strain rate ε = 1.0 s^{-1}, and the second zone at temperatures between 1080–1140°C and a strain rate range from 0.002 to 0.01 s^{-1}. Optimum processing conditions are at a temperature of 1140 °C and a strain rate of 1.0 s^{-1}, which assumes the greatest efficiency in the process as well as a fine micro-structure after heat treatment [11].



Rys. 2. Krzywe naprężenie – odkształcenie oraz schemat obróbki dla stopu FGH96 [11]

Fig. 2. Stress–strain curves and processing map for the FGH96 alloy [11]

Materiał Aermet100 został zbadany przez Guoliang Ji [12]. Badania wykonano w zakresie prędkości odkształcania 0,01-50 s^{-1} i temperaturze 800–1200°C. Wyniki badań sugerują, iż niestabilność deformacji zachodzi w niższych temperaturach od 800 do 950°C, a przy większych prędkościach odkształcania, praktycznie, w całym zakresie temperatury. Przy małych prędkościach odkształcania i praktycznie w całym zakresie temperatury wartości rozpraszania energii wynoszą 30–40 [14].

Autor Kai Wu [13] badał superstop na bazie Ni-Cr-Co, lecz niestety tylko w zakresie szybkości odkształcania 0,0003 – 1 s^{-1}. Wykorzystał obliczenia energii aktywacji Q do wyznaczenia rozpraszania, a używając matematycznej metody ekstrapolacji wyników dla stopu o nieopublikowanym składzie chemicznym uzyskał wartość energii aktywacji Q = 805000 J/mol. Wynikowe krzywe umocnienia, w tym przypadku, wskazują na osiągnięcie maksimum już przy wartości deformacji 0,05; następne, dalsze obliczenia dotyczą obszaru dynamicznej rekrystalizacji. Przy określaniu rozpraszania dla deformacji 0,7, leżącej daleko poza szczytem DRX, jej wartości w całym zakresie szybkości odkształcania są bardzo zrównoważone. Wartość niestabilności jest przesunięta w stronę niskiej temperatury i małej prędkości odkształcania [13].

The material Aermet100 has been examined by Guoliang Ji [12]. Research was conducted within the strain rate range of 0.01-50 s^{-1} and temperature range 800–1200°C. His work suggests that the deformation instability occurs at lower temperatures from 800 to 950°C and even at higher strain rates, virtually in the entire temperature range. At low strain rates and practically in the entire temperature range the dissipation values are between 30–40 [14].

Author Kai Wu [13] examines a super-alloy based on Ni-Cr-Co (unfortunately only in the strain rate range of 0.0003 – 1 s^{-1}). He used calculation of activation energy Q to determine the dissipation, and using mathematical method of extrapolating the results and for super-alloy, which chemical composition is not published (again), arrived at the value of activation energy Q = 805000 J/mol. The resulting stress-strain curves in his case point to achievement of peak already at a deformation value of 0.05; than all the subsequent calculations are in the area beyond the dynamic recrystallization. When determining the dissipation at deformation of 0.7, which is far beyond the DRX peak, the dissipation values in the entire strain rate range are very balanced. The value of instability is shifted towards the low temperature and low strain rate [13].

2. ROZPRASZANIE ENERGII, NIESTABILNOŚĆ PLASTYCZNA

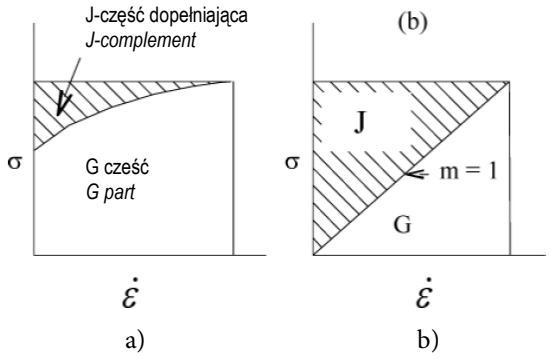
2.1. Rozpraszanie energii

Podczas formowania rozpraszanie energii jest charakteryzowane przez wielkość bezwymiarową, nazywaną skutecznością rozpraszania energii η. Jest to kluczowy element wykorzystywany przez dynamiczny model materiału (DMM). Chwilowa energia całkowita, rozpraszana w materiale, może być wyrażona schematycznie jako prostokąty σ – $\dot{\varepsilon}$, opisane niżej na rys. 3a – rozpraszanie rzeczywiste i na rys. 3b – rozpraszanie idealne, m = 1 [1–2].

2. ENERGY DISSIPATION, PLASTIC INSTABILITY

2.1. Energy dissipation

During forming, the energy dissipation is characterized by a dimensionless quantity called energy dissipation efficiency η. It is a key element used by the dynamic material model (DMM – Dynamic Material Modelling). Instantaneous total energy that is dissipated in the material can be expressed schematically as rectangles σ – $\dot{\varepsilon}$, which are described below on Fig. 3a real dissipator and Fig. 3b ideal dissipator, m =1 [1–2].



Rys. 3. Chwilowa energia całkowita, rozpraszana przez materiał [1–2]

Fig. 3. Immediate total energy dissipated by material [1–2]

Całkowita energia *P*, którą ciało pochłania podczas deformacji obejmuje dwie części. Pierwsza, będącą energią *G*, reprezentuje moc wejściową, rozpraszaną przez materiał i w znacznej części przekształcanej na ciepło. Druga część jest dopełnieniem *J*, reprezentującym energię rozpraszaną na skutek przemian strukturalnych, jaki zachodzą podczas dynamicznej rekrystalizacji, dynamicznego odprężenia, zarodkowania, wzrostu pęknięć i innych procesów. Jest to więc kryterium charakteryzujące dynamiczną reakcję materiału.

Całkowitą energię można wyrazić przy użyciu następującego równania [1–2]:

$$P = G + J \tag{1}$$

gdzie:

P – całkowita energia, pochłaniana przez ciało podczas deformacji [J],

G – energia rozpraszana na skutek deformacji plastycznej [J],

J – energia rozpraszana na skutek zmian metalurgicznych [J].

Głównymi zmiennymi, opisującymi schematy obróbki, są naprężenia i prędkość odkształcania. Przy użyciu tych wielkości powyższe równanie można zapisać jako:

$$P = G + J = \int_0^{\dot{\varepsilon}} \sigma \; d\dot{e} + \int_0^{\sigma} \dot{e} \; d\sigma \tag{2}$$

gdzie:

σ – naprężenie [MPa],

$\dot{e}$ – prędkość odkształcania [s^{-1}].

Jak wspomniano, dopełnienie *J* reprezentuje energię gromadzoną dynamicznie w procesach metalurgicznych. Energia ta może zostać określona przy użyciu następującego równania:

$$J = \int_0^{\sigma} \dot{e} \cdot d\sigma = \int_0^{\sigma} K' \cdot \sigma^{\frac{1}{m}} \cdot d\sigma \tag{3}$$

Total energy P which the body absorbs during deformation is comprised of two parts, the first part being energy G which represents the input power dissipated by the material, substantial part of which is converted into heat. The second part is the supplement J which represents the energy dissipated due to metallurgical changes such as during dynamic recrystallization, dynamic recovery, nucleation, growth of cracks and other processes, and therefore it is the criterion for characterizing the dynamic response of the material

The total energy can be expressed by the following equation [1–2]:

$$P = G + J \tag{1}$$

where:

P – total energy absorbed by the body during deformation [J],

G – the energy dissipated due to plastic deformation [J],

J – the energy dissipated due to metallurgical changes [J].

The main variables that describe the processing maps are the stress, tension, strain rate. Using these quantities, the formula above can be further extended as:

$$P = G + J = \int_0^{\dot{\varepsilon}} \sigma \; d\dot{e} + \int_0^{\sigma} \dot{e} \; d\sigma \tag{2}$$

where:

σ – tension [MPa],

$\dot{e}$ – strain rate [s^{-1}].

As mentioned already, the complement J represents the energy dynamically stored in metallurgical processes. This energy can be determined using the following equation:

$$J = \int_0^{\sigma} \dot{e} \cdot d\sigma = \int_0^{\sigma} K' \cdot \sigma^{\frac{1}{m}} \cdot d\sigma \tag{3}$$

gdzie:
K' – odwrotność stałej K,
m – współczynnik czułości na prędkość odkształcania materiału.

Odwrotność stałej K:

$$K' = \left(\frac{1}{K}\right)^{\frac{1}{m}} \quad (4)$$

Dopełnienia J [1–3] poprzez przekształcenie można uprościć do następującej postaci:

$$J = \frac{m \cdot \sigma \cdot \dot{e}}{m+1} \quad (5)$$

Maksymalna wartość J występuje, gdy $m = 1$, wówczas równanie:

$$J_{max} = \frac{\sigma \cdot \dot{e}}{2} \quad (6)$$

Współczynnik m – czułości na prędkość odkształcania materiału opisuje rozkład całkowitej energii P między składowe G i J. Jest to funkcja prędkości odkształcania. Idealną wartością współczynnika m jest 1. Współczynnik ten jest bardzo ważny dla tworzenia schematów obróbki i może być wyrażony jako:

$$m = \frac{dJ}{dG} = \frac{\dot{e}\, d\sigma}{\sigma\, d\dot{e}} = \frac{d \ln \sigma}{d \ln \dot{e}} \quad (7)$$

Jeśli znamy wzór na obliczanie wartości J i $J_{max,}$ możemy ustalić bezwymiarowy parametr η (skuteczność rozpraszania), który jest bardzo ważny dla tworzenia schematów obróbki. Skuteczność rozpraszania można wyrazić przy użyciu następującego równania [1–3]:

$$\eta = \frac{J}{Jmax} = \frac{2m}{m+1} \quad (8)$$

Mnożąc wynik przez 100 uzyskujemy wartości procentowe, w jakich skuteczność jest zwykle wyrażana.

2.1. Parametr niestabilności plastycznej

Kolejną istotną zmienną jest parametr „niestabilności plastycznej", mogący określać obszary, w których deformacja materiału jest stabilna, oraz takie, gdzie podczas odkształcania może dojść do pękania materiału, zwłaszcza podczas kształtowania w niekorzystnych warunkach, takich jak większy współczynnik tarcia. Parametr ten można wyrazić następująco [1–3, 12–14]:

where:
K' – inverse variant of constant K,
m – sensitivity coefficient of the plastic material flow.

Inverse variant of constant K:

$$K' = \left(\frac{1}{K}\right)^{\frac{1}{m}} \quad (4)$$

The equation for complement J [1–3] can be simplified with further modifications into the following form:

$$J = \frac{m \cdot \sigma \cdot \dot{e}}{m+1} \quad (5)$$

Maximum value J occurs if the value m = 1. This result in the equation:

$$J_{max} = \frac{\sigma \cdot \dot{e}}{2} \quad (6)$$

Sensitivity coefficient of the plastic material flow to the strain rate describes the distribution of the total energy P between components G and J. It is a function of strain rate. The ideal value of coefficient m is 1. This factor is very important for the creation of processing maps and can be expressed as:

$$m = \frac{dJ}{dG} = \frac{\dot{e}\, d\sigma}{\sigma\, d\dot{e}} = \frac{d \ln \sigma}{d \ln \dot{e}} \quad (7)$$

If we know the formula for the calculation of values J and $J_{max,}$ we can set a dimensionless parameter η (dissipation efficiency), which is very important for the creation of processing maps. The dissipation efficiency can be the expressed [1–3]:

$$\eta = \frac{J}{Jmax} = \frac{2m}{m+1} \quad (8)$$

Multiplying the result by 100, we obtain the values in percent, which is how efficiency is usually expressed.

2.2. Parameter of plastic instability

Another important variable is the parameter of plastic instability that could determine areas in which the material deformation is stable, and areas where there may be a rupture of the material during forming, particularly when forming under unfavourable conditions such as higher coefficient of friction. This parameter can be expressed as follows [1–3, 12–14]:

$$\xi = \frac{\partial \ln\left(\frac{m}{m+1}\right)}{\partial \ln \dot{e}} + m \qquad (9)$$

gdzie:
m – współczynnik czułości na prędkość odkształcania materiału [-],
$\dot{e}$ – prędkość odkształcania [s^{-1}],
ξ – parametr niestabilności plastycznej [-].

Im niższy jest parametr niestabilności plastycznej, tym mniej stabilny jest obszar. Wartości ujemne oznaczają obszary niestabilności.

3. EKSPERYMENT

Celem eksperymentu jest oszacowanie wyników doświadczalnych, uzyskanych z badań plastometrycznych wykonanych przy użyciu plastometru Gleeble 3800 dla obliczenia niezbędnych parametrów i opracowania schematu rozpraszania energii. Badania plastometryczne były wykonywane na próbkach stali stopowej P91 [15–17]. W pierwszej kolejności z uzyskanych wartości wyznaczono krzywe umocnienia, a następnie przy użyciu oprogramowania Golden Surfer opracowano schematy rozpraszania energii i obróbki.

3.1. Materiał badany

W eksperymencie użyto stali 9Cr, zawierającej 9% chromu, tj. stali o oznaczeniu P91. Stal ta stała się w ciągu ostatnich dwóch dziesięcioleci standardowym materiałem stosowanym w przemyśle energetycznym, na elementy pracujące w wysokich temperaturach lub w systemach rur. Jej przyszłość to zastosowania w elektrowniach nuklearnych, gdzie jest używana do budowy generatorów pary reaktorów atomowych. Na skutek dobrej przewodności cieplnej, dobrej spawalności, niskiemu współczynnikowi rozszerzalności cieplnej, wysokiej wytrzymałości i zwiększonej odporności na korozję naprężeniową w wodzie systemów parowych stal ta – w porównaniu z austenitycznymi stalami nierdzewnymi – jest dla przemysłu nuklearnego bardziej odpowiednia [17]. Czym wyróżnia się P91?

Stal ta zawiera dużo chromu, poprawiającego wytrzymałość wysokotemperaturową, zwiększającego odporność na utlenianie. Stal P91 za-

$$\xi = \frac{\partial \ln\left(\frac{m}{m+1}\right)}{\partial \ln \dot{e}} + m \qquad (9)$$

where:
m – sensitivity coefficient of the plastic material flow [-],
$\dot{e}$ – strain rate [s^{-1}],
ξ – parameter of plastic instability [-].

The lower the parameter plastic instability, the less stable is the area. The negative values denote the areas of instability.

3. EXPERIMENT

The aim of the experiment is to evaluate the results of the measured data obtained from plastometric tests carried out using the Gleeble 3800 plastometer, to calculate the necessary parameters and to create the dissipation map. The plastometric tests were performed on samples of alloy steel P91 [15–17]. First, the stress-strain curves are compiled from the obtained values and then the dissipation and processing maps using the Golden Surfer software.

3.1. Use of the P91 steel

In this experiment, the chromium steel 9Cr was used, containing 9 % of chromium. Specifically, the steel with designation P91. Thanks to its quality, over the past two decades this steel has become the standard material for use in the energy industry, at high temperatures or for piping systems. Its future lies for instance in nuclear power plants, where it is used for the construction of the steam generators of nuclear reactors. Due to its high thermal conductivity, good weldability, lower coefficient of thermal expansion, high strength and tensile strength and increased resistance to stress corrosion cracking in water of energized steam systems, this steel is – compared to austenitic stainless steels – more suitable for the nuclear industry [17]. How is P91 different?

This steel contains a high amount of added chromium, which improves the high-temperature strength and increases resistance to oxidation. P91

wiera również 1% Mo, który czyni ją odporną na pełzanie. Mała ilość dodatku manganu i niklu zapewnia wzrost hartowności na wskroś. Skład chemiczny stali P91 podano w tab. 1.

Obecnie opracowywane są nowe gatunki stali 9Cr (o oznaczeniu P92), które powinny mieć lepsze właściwości pełzania niż P91; do zastosowania w blokach energetycznych pracujących w wyższych temperaturach i wysokich ciśnieniach pary.

also contains 1 % of Mo which makes it more creep-resistant. The small amount of added manganese and nickel ensure the increase of through-hardening of steel. The complete chemical composition is in Tab. 1.

Currently, new classes of 9Cr steel are being developed designated P92. The P92 steels should have higher creep properties than P91. They shall find their use in energetic blocks with high temperatures and steam pressures.

Tab. 1. Skład chemiczny stali 9Cr w %, wagowo

Tab. 1. Chemical composition of 9Cr steel in wt %

C [%]	Mn [%]	Cr [%]	V [%]	Mo [%]	N [%]	Nb [%]	Ni [%]
0,1	0,4	8,5	0,88	0,23	0,1	0,045	0,1

3.2. Opis eksperymentu

Badania wykonano na 21 próbkach w plastometrze Gleeble 3800 przy różnych prędkościach odkształcania $\dot{e}$ od 0,1 do 10 s^{-1}. Wszystkie próbki poddane badaniu PSCT (*Plane Strain Compression Test*) posiadały identyczne wymiary – 10 x 15 x 20 mm.

Próbki te zostały użyte do wykonania szeregu badań w zakresie temperatur od 800°C do 1260°C. Próbki były podgrzewane do 1260°C z szybkością 5°C/s. Następnie miała miejsce faza wytrzymania w czasie 60 sek. w tej temperaturze. Ponieważ w niektórych przypadkach temperatura deformacji odpowiadała temperaturze ogrzewania, nie musiało następować chłodzenie; deformacja występowała natychmiast po wyrównaniu temperatury. Pozostałe próbki były chłodzone przez 120 sekund do wymaganej temperatury i dopiero wtedy odkształcane. Na koniec, następowało chłodzenie z jednakową szybkością 5°C/s do 600°C, a potem chłodzenie powietrzem. Tab. 2 przedstawia obszar wybranych danych z obliczoną (ustaloną) prędkością odkształcania, oznaczoną tu jako edot [18–20].

3.2. Description of experiment

The tests were performed with pressure on 21 samples on the Gleeble 3800 plastometer at different strain rates $\dot{e}$ from 0.1 to 10 s^{-1}. All the test samples were flat PSCT (Plane Strain Compression Test) with identical dimensions – 10 x 15 x 20 mm.

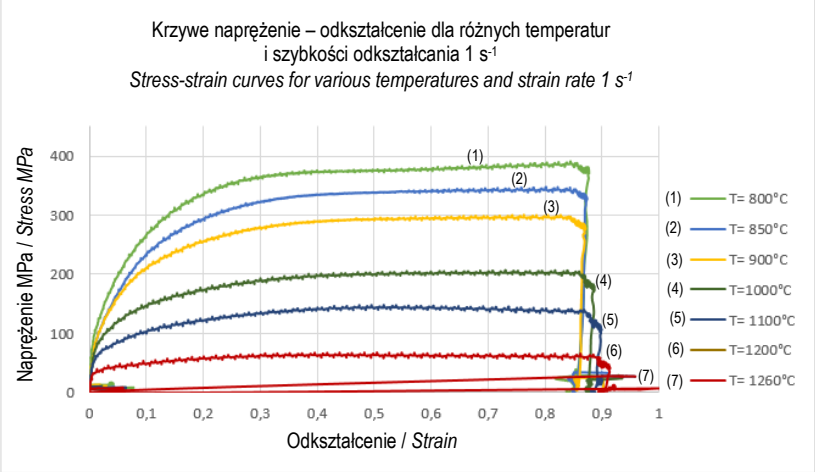
These rates were used to perform several tests at temperatures ranging from 800°C to 1260°C. Samples were heated to 1260°C at a rate of 5°C/s. This was followed by a levelling phase of 60 seconds. Since in some tests the deformation temperature already corresponded to the heating temperature, cooling did not have to follow and the deformation occurred immediately after the levelling phase. The remaining samples were cooled for 120 s to the required temperature and only then the deformation occurred. Finally, cooling at the same rate of 5°C/s to 600°C takes place, followed by air cooling. The following table shows the region of selected data with calculated (set) strain rate, here denoted as edot [18–20].

Tab. 2. Dane wyjściowe badania stali 9Cr w temperaturze T = 1000°C, deformacja e = 0,9 z obliczoną szybkością odkształcania $\dot{e}$

Tab. 2. Output data of 9Cr steel test at temperature T = 1000°C, deformation e = 0.9 with calculated strain rate $\dot{e}$

A	B	C	D	E	F	G	H	I	J	K
	Czas (s) *Time (sec)*	Siła (kgf) *Force (kgf)*	Szczęka (mm) *Jaw (mm)*	Ptemp (C)	Odkształcenie *Strain*	Naprężenia (MPa) *Stress (MPa)*	Skok (mm) *Stroke (mm)*	TC1 (C)	Klin (mm) *Wedge (mm)*	edot
2	0	-82,9	0,0	0	0,0	-7,3	13,4	19	-5,3	0,0
3	0,1	-83,8	0,0	0	0,0	-7,1	13,4	19	-5,4	0,0

A	B	C	D	E	F	G	H	I	J	K
	Czas (s) *Time (sec)*	Siła (kgf) *Force (kgf)*	Szczęka (mm) *Jaw (mm)*	Ptemp (C)	Odkształcenie *Strain*	Naprężenia (MPa) *Stress (MPa)*	Skok (mm) *Stroke (mm)*	TC1 (C)	Klin (mm) *Wedge (mm)*	edot
4	0,2	-83,7	0,0	0	0,0	-7,0	13,4	19	-5,4	0,0
5	0,3	-82,7	0,0	0	0,0	-7,0	13,4	19	-5,4	0,0
—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
7774	451,2	-1529,8	-5,4	1000	-0,9	-129,9	0,6	1000	-5,1	-0,1
7775	451,2	-1520,6	-5,4	1000	-0,9	-129,1	0,5	1000	-5,1	-0,1
7776	451,2	-1562,5	-5,4	1000	-0,9	-132,8	0,5	1000	-5,1	-0,1
7777	451,2	-1567,2	-5,4	1000	-0,9	-133,1	0,5	1000	-5,1	-0,1
7778	451,2	-1527,2	-5,4	1000	-0,9	-129,6	0,5	1000	-5,1	0,0



Rys. 4 Krzywe naprężenie – odkształcenie z urządzenia Gleeble

Fig. 4. Stress-strain curves from Gleeble

Poniższa tabela przedstawia obliczoną wartość współczynnika *m* dla takiej samej wielkości odkształcenia 0,5 oraz procentowej wartości rozpraszania energii η.

The following table shows for the same amount of deformation 0.5 the calculated value of coefficient m and then also the percent of dissipation η.

Tab. 3. Obliczenia dla stali 9Cr w 1000°C, edot = 0,1, *e* = 0,9

Tab. 3. Calculations for 9Cr steel at 1000 °C, edot = 0.1, e = 0.9

A	B	C	D	E	F	G	H	I	J	K	L	M
	Czas (s) *Time (sec)*	Ptemp (C)	Odkształcenie *Strain*	Naprężenie (MPa) *Stress MPa*	TC1 (C)	edot	log edot	Δlog edot	log σ	Δlog σ	m	procentowe rozpraszanie energii % *disipace %*
2	0,0	0	0,0	-7,3	19	0,0	-3,3280	0,3511	0,8616	0,0099	0,02829	5,5029
3	0,1	0	0,0	-7,1	19	0,0	-2,9770	1,5221	0,8516	0,0037	0,00245	0,4883
4	0,2	0	0,0	-7,0	19	0,0	-4,4991	1,3999	0,8479	0,0006	0,00045	0,0890
5	0,3	0	0,0	-7,0	19	0,0	-3,0992	1,7030	0,8473	0,0034	0,00202	0,4038
—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
7774	451,2	1000	-0,9	-129,9	1000	0,1	-0,8861	0,0444	2,1135	0,0026	0,05966	11,2596
7775	451,2	1000	-0,9	-129,1	1000	0,1	-0,8416	0,1091	2,1109	0,0122	0,11215	20,1688
7776	451,2	1000	-0,9	-132,8	1000	0,1	-0,9508	0,2297	2,1231	0,0012	0,00526	1,0469

A	B	C	D	E	F	G	H	I	J	K	L	M
	Czas (s) ***Time (sec)***	**Ptemp (C)**	**Odkształcenie** ***Strain***	**Naprężenie (MPa)** ***Stress MPa***	**TC1 (C)**	**edot**	**log edot**	**Δlog edot**	**log σ**	**Δlog σ**	**m**	**procentowe rozpraszanie energii %** ***disipace %***
7777	451,2	1000	-0,9	-133,1	1000	0,1	-1,1805	0,1442	2,1243	0,116	0,08044	14,8903
7778	451,2	1000	-0,9	-129,6	1000	0,1	-1,0362	0,3458	2,1127	0,0026	0,00748	1,4852

Tab. 3. jest skompilowana dla pojedynczego, zakończonego badania. Procedura ta musi być zastosowana do wszystkich plików uzyskanych z badań plastometrycznych w różnych temperaturach, przy wszystkich prędkościach odkształcania i wybranych wielkościach odkształcenia (0,2, 0,5, 0,9). Tab. 4 dla odkształcenia 0,2 znajduje się poniżej) [18–20].

Tab. 3. is compiled for a single finished test. This procedure had to be applied to all files obtained from the plastometer tests, at different temperatures, all strain rates and selected amounts of deformation (0,2; 0,5; 0,9). Tab. 4 for deformation 0.2 is below [18–20].

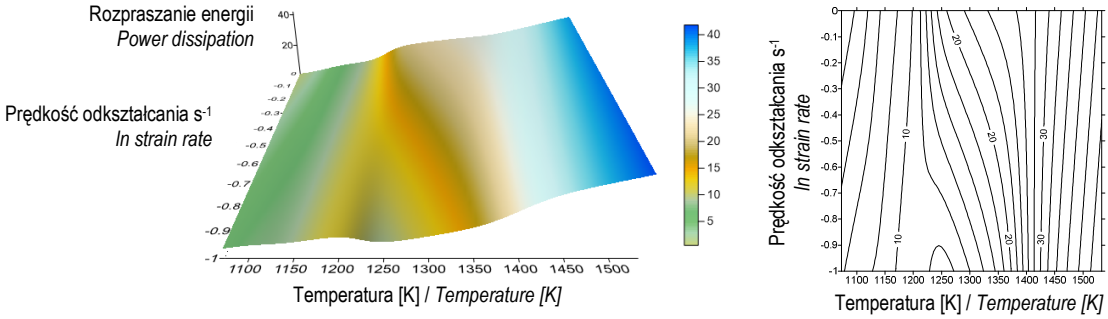
Tab. 4. Naprężenia σ [MPa], wykładnik czułości na prędkość odkształcania m, rozpraszanie η, kryterium niestabilności ξ dla odkształcenia $e = 0{,}2$

Tab. 4. Stress σ [MPa], sensitivity exponent m, dissipation η, instability criterion ξ for deformation e = 0.2

Deformation / ***Deformacja***	**Temperatura /** ***Temperature***		**Prędkość odkształcania /** ***Strain Rate*** **Naprężenia σ [MPa] /** ***Stress σ [MPa]***		
	°C	**K**	**0,1 s^{-1}**	**1 s^{-1}**	**10 s^{-1}**
0,2	800	1073	350	375	394
	900	1173	233	293	315
	1000	1273	161	200	254
	1260	1533	32	63	110
Wykładnik czułości na prędkość odkształcania *m* dla logarytmu prędkości odkształcania ***Strain rate sensitivity exponent m at log strain rate***					
	°C	**K**	**-1**	**0**	
0,2	800	1073	0,029963	0,021465	
	900	1173	0,099512	0,031443	
	1000	1273	0,094204	0,103804	
	1260	1533	0,294191	0,242052	
Rozpraszanie *η* dla logarytmu prędkości odkształcania ***Dissipation η at log strain rate***					
	°C	**K**	**-1**	**0**	
0,2	800	1073	5,818309	4,202778	
	900	1173	18,10107	6,096883	
	1000	1273	17,21875	18,80837	
	1260	1533	45,46325	38,97616	
Kryterium niestabilności *ξ* dla logarytmu prędkości odkształcania ***Instability criterion ξ at log strain rate***					
	°C	**K**	**-1**	**0**	
0,2	800	1073	3,567271	0,021465	
	900	1173	2,501858	0,031443	
	1000	1273	2,546523	0,103804	
	1260	1533	1,775604	0,242052	

Pierwszy wykres uzyskany z Golden Surfer jest przedstawiony na rys. 5 w 3D i 2D.

The resulting first chart from Golden Surfer is on Fig. 5 both in 3D and in 2D.



Rys. 5. Wykres rozpraszania 3D i 2D

Fig. 5. 3D and 2D dissipation rendering

3.3. Procedura dla ekstrapolowanych danych

Inną metodą obliczania rozpraszania i niestabilności oraz tworzenia schematów rozpraszania energii jest obróbka matematyczna danych pomiarowych. Ekstrapolacja danych została wykorzystana tam, gdzie było to możliwe, bieżące wyniki zostały dodane do nowej tabeli przy użyciu obliczonych wielkości, a tabela została rozszerzona o jedną niższą i jedną wyższą prędkość odkształcania 0,01 s^{-1} i 100 s^{-1}. Rozszerzono też zakres temperatury, który wynosi obecnie 800°C–1260°C, z przyrostem co 25°C. Dane te zostały później wykorzystane do utworzenia schematów rozpraszania i niestabilności. Wymagane zmienne do obliczeń w oparciu o równanie sinh: kolejno nachylenie n, stała β, stała α, $\alpha = \frac{\beta}{n}$, energia aktywacji Q, [J/mol], znane wartości stałej gazowej R [J/mol.K] i stała A. Metoda ta może zostać użyta do obliczenia maksymalnych wartości naprężeń.

$$\sigma_{p-c} = \frac{1}{\alpha}\operatorname{arg\,sinh}\left[\frac{\dot{e}\ \exp\left(\frac{Q}{RT}\right)}{A}\right]^{\frac{1}{n}} \text{ [MPa]} \quad (10)$$

Dla stali 9Cr uzyskano: wartość energii aktywacji Q = 497318 J/mol, stałą A = 9,26.10^{15}, nachylenie n = 1,887685 i stałą α = 0,029335. Następnie konieczne było obliczenie szczytowej deformacji ε_{p-c} według wzoru, a następnie obliczenie naprężeń σ_c dla różnych wartości odkształcenia i temperatury. Ta analiza matematyczna pozwoliła rozszerzyć zmierzone wartości

3.3. Procedure from extrapolated data

Another method of calculating dissipation, instability and building the dissipation maps is the mathematical treatment of measurement data. The extrapolation of data was used where possible, current results were added to new table using the calculated quantities, and the table was extended by one lower and one higher strain rate 0,01 s^{-1} and 100 s^{-1}. We have also extended the temperature range, which is now 800°C–1260°C with 25°C steps. These data were later used to build the dissipation and instability maps. The required variables for the calculation based on equation sinh: sequentially slope n, constant β, constant α, $\alpha = \frac{\beta}{n}$, activation energy Q, [J/mol], known values of gas constant R [J/mol.K] and constant A. This method can be then used to calculate the peak stress values.

$$\sigma_{p-c} = \frac{1}{\alpha}\operatorname{arg\,sinh}\left[\frac{\dot{e}\ \exp\left(\frac{Q}{RT}\right)}{A}\right]^{\frac{1}{n}} \text{ [MPa]} \quad (10)$$

For the 9Cr steel, we arrived to value of activation energy Q = 497318 J/mol, constant A = 9,26.10^{15}, slope n = 1,887685 and constant α = 0,029335. Then it was necessary to calculate the peak deformation ε_{p-c} according to the formula and then the individual calculated stress σ_c for different deformations and different temperatures. This mathematical analysis then enabled

prędkości odkształcania o jeden rząd w górę i w dół. W przypadku temperatury takie rozszerzenie nie jest możliwe [21].

$$\varepsilon_{\mathrm{p-c}} = \dot{\varepsilon}_{\mathrm{p}}{}^{k} \exp\left[\arg\sinh\left(Y + \frac{X}{T}\right)\right] \qquad (11)$$

$$\sigma_{\mathrm{c}} = \sigma_{\mathrm{p\text{-}c}} \frac{\varepsilon}{\varepsilon_{\mathrm{p\text{-}c}}} \exp\left(1 - \frac{\varepsilon}{\varepsilon_{\mathrm{p\text{-}c}}}\right)^{c} \qquad (12)$$

3.4. Schematy obróbki

Dla szerszego zakresu prędkości odkształcania opracowano schemat rozpraszania 3D, następnie schemat niestabilności deformacji 2D i na koniec schemat obróbki z penetracją rozpraszania i niestabilności.

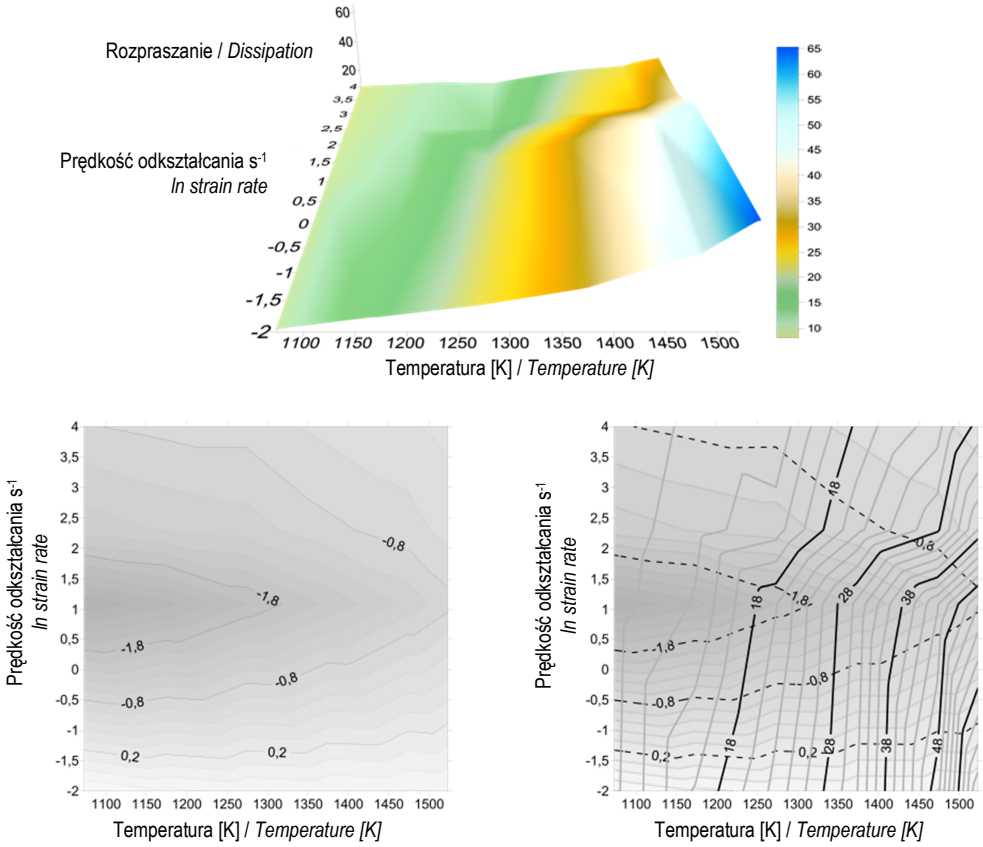
us to extend the measured data of strain rates by one order up and down. With temperatures, we did not allow for this extension [21].

$$\varepsilon_{\mathrm{p-c}} = \dot{\varepsilon}_{\mathrm{p}}{}^{k} \exp\left[\arg\sinh\left(Y + \frac{X}{T}\right)\right] \qquad (11)$$

$$\sigma_{\mathrm{c}} = \sigma_{\mathrm{p\text{-}c}} \frac{\varepsilon}{\varepsilon_{\mathrm{p\text{-}c}}} \exp\left(1 - \frac{\varepsilon}{\varepsilon_{\mathrm{p\text{-}c}}}\right)^{c} \qquad (12)$$

3.4. Processing maps

For application of wider range of strain rates we built a 3D dissipation map, subsequently a 2D deformation instability map and finally a processing map with penetration of dissipation and instability.



Rys. 6. Rozpraszanie 3D (u góry), kryterium niestabilności 2D (po lewej), schemat obróbki 2D (po prawej): linie ciągłe – rozpraszanie, linie przerywane – niestabilność dla odkształcenia $e = 0{,}5$

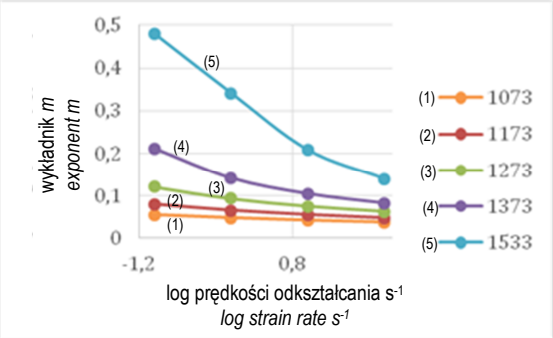
Fig. 6. 3D Dissipation (up), 2D Instability criterion (left), 2D processing map (right) with full lines – dissipation; dashed lines – instability for deformation e = 0.5

Opracowano wykres zależności współczynnika czułości na prędkość odkształcania m od logarytmu prędkości odkształcania, która w całym obszarze prędkości i temperatury odkształ-

We compiled a chart of dependence of deformation sensitivity coefficient m to log of the strain rate, which in the whole region of the strain rate and all temperatures shows no ano-

cania nie wykazuje żadnych anomalii, z czego wynika jednostajność krzywych rozpraszania.

maly, from which then follows certain monotony of the dissipation curves.



Rys. 7. Zależność wykładnika *m* od logarytmu prędkości odkształcania

Fig. 7. Dependence of exponent m on logarithmic strain rate

4. PODSUMOWANIE

Liniowe przebiegi rozpraszania energii, które zależą od prędkości odkształcania pokazano na rys. 6 i 7 (wykres zależności współczynnika czułości na prędkość odkształcania *m* od logarytmu prędkości odkształcania). W całym zakresie prędkości i temperaturze odkształcania i nie wykazują anomalii. Ze względu na jednostajność doświadczalnych i ekstrapolowanych wyników, uzyskane ostateczne wielkości rozpraszania nie wykazują żadnych obszarów, mogących wskazywać na występowanie rozpraszania w zakresie temperatury i prędkości odkształcania. Dopełnienie energii *J*, gdzie współczynnik *m* został obliczony, reprezentuje energię rozpraszaną na skutek zmian metalurgicznych takich, jakie występują podczas dynamicznej rekrystalizacji, dynamicznego odprężenia, nukleacji, wzrostu pęknięć i innych procesów. Jest to więc kryterium charakteryzujące dynamiczną reakcję materiału. Przy wyższych temperaturach i mniejszych prędkościach odkształcania wykazują większą wydajność włożonej pracy. Można więc wnioskować, że przy malejących wartościach rozpraszania dla deformacji 0,5 obszar niskich temperatur od 1150 K (lub 827°C) dla wszystkich szybkości odkształcania ma mniejszą zdolność do absorpcji energii; jest to widoczne zwłaszcza przy większej prędkości odkształcania [22]. Odkształcenie 0,5 spowodowało, dla wszystkich krzywych naprężenie – odkształcenie, występującą rekrystalizację dyna-

4. CONCLUSION

Line waveforms of energy dissipation which are dependent on the strain rate are shown in Fig. 6 and 7 (chart of dependence of the deformation sensitivity coefficient m on log of the strain rate) in the whole range of strain rates and all temperatures show no anomalies. Because of the monotony of the results both raw and extrapolated, our final dissipation figures do not show any specific domains that would indicate impaired dissipation over the range of temperature and strain rates. The energy complement J where the coefficient m was calculated, represents the energy dissipated due to metallurgical changes e.g. during dynamic recrystallization, dynamic recovery, nucleation, growth cracks and other processes, and therefore it is the criterion characterizing the dynamic response of the material. Higher temperatures and lower strain rates show a greater efficiency of the embedded work. Still, it can be concluded with decreasing values of dissipation for deformation of 0.5, that the region of low temperatures from 1150 K (or 827°C) and all the strain rates has less ability to absorb energy; this is demonstrated particularly at higher rate of strain [22]. The deformation of 0.5 showed on all the stress-strain curves an ongoing dynamic recrystallization without any identified anomalous waveforms. The instability region with more pronounced negative number starts from 827°C between

miczną bez żadnych zidentyfikowanych anomalii przebiegu. Obszar niestabilności z lepiej widoczną liczbą ujemną rozpoczyna się od temperatury 827°C w zakresie prędkości odkształcania 1 i 10 $s^{-1,}$ i stopniowo zawęża się do temperatury 1027°C. Wyższe temperatury dla wszystkich zbadanych prędkości odkształcania nie stwarzają więc znaczącego zagrożenia podczas kształtowania.

strain rates 1 and 10 $s^{-1,}$ and gradually narrows up to the temperature of 1027°C. Higher temperatures and all investigated strain rates then do not represent a significant danger during forming.

PODZIĘKOWANIA

Niniejsza praca powstała na Wydziale Kształtowania Materiałów FMMI, VŠB-TU Ostrava przy wsparciu projektów MŠMT SP2016/66 i SP2016/103.

ACKNOWLEDGEMENTS

The work was created in the Department of Materials Forming FMMI, VŠB-TU Ostrava and supported by projects of MŠMT SP2016/66 and SP2016/103.

LITERATURA

[1] Prasad Y.V.R.K., S. Sasidhara. 1997. *Hot Working Guide: Compendium of Processing Maps*. ASM International.
[2] Prasad Y.V.R.K., K.P. Rao. 2008. "Processing maps for hot deformation of rolled AZ31 magnesium alloy plate: Anisotropy of hot workability". *Materials Science And Engineering A* 487: 316–327.
[3] Srinivasan N., Y.V.R.K. Prasad, P. Rama Rao. 2008. "Hot deformation behaviour of Mg-3Al alloy – A study using processing map". *Materials Science And Engineering A* 476: 146–156.
[4] Kliber J. 2001. "Computer simulation of hot forming efficiency, Part 1". In conf proc. of Int. Conference Machine-Building and Technosphere at the Boundary of the XXI Century, September, 10-15, 2001, Sevastopol, Ukraine. 144–148.
[5] Kliber J. 1997. "Počítačová simulace účinnosti při tváření za tepla – část I. W mat. konf. In. Mez. věd konference "Forming 97", Rožnov pod Radhoštěm, 2–4.09.1997. 6–64.
[6] Momeni A., K. Dehghani. 2011. "Hot working behavior of 2205 austenite-ferrite duplex stainless steel characterized by constitutive equations and processing maps". *Materials Science And Engineering A* 528: 1448–1454.
[7] Zhang M., F. Li, S. Wang, Ch. Liu. 2010. "Characterization of hot deformation behavior of a P/M nickel-base superalloy using processing map and activation energy". Online: http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S092150931000777X. [Cit. 2016-04-13].
[8] Zhang M., F. Li, S. Wang, Ch. Liu. 2010. "Characterization of hot deformation behavior of a P/M nickel-base superalloy using processing map and

REFERENCES

[1] Prasad Y.V.R.K., S. Sasidhara. 1997. *Hot Working Guide: Compendium of Processing Maps*. ASM International.
[2] Prasad Y.V.R.K., K.P. Rao. 2008. "Processing maps for hot deformation of rolled AZ31 magnesium alloy plate: Anisotropy of hot workability". *Materials Science And Engineering A* 487: 316–327.
[3] Srinivasan N., Y.V.R.K. Prasad, P. Rama Rao. 2008. "Hot deformation behaviour of Mg-3Al alloy – A study using processing map". *Materials Science And Engineering A* 476: 146–156.
[4] Kliber J. 2001. "Computer simulation of hot forming efficiency, Part 1". In conf proc. of Int. Conference Machine-Building and Technosphere at the Boundary of the XXI Century, September, 10-15, 2001, Sevastopol, Ukraine. 144–148.
[5] Kliber J. 1997. "Počítačová simulace účinnosti při tváření za tepla – část I. In conf. proc. of In. Mez. věd konference "Forming 97", Rožnov pod Radhoštěm, 2–4.09.1997. 6–64.
[6] Momeni A., K. Dehghani. 2011. "Hot working behavior of 2205 austenite-ferrite duplex stainless steel characterized by constitutive equations and processing maps". *Materials Science And Engineering A* 528: 1448–1454.
[7] Zhang M., F. Li, S. Wang, Ch. Liu. 2010. "Characterization of hot deformation behavior of a P/M nickel-base superalloy using processing map and activation energy". Online: http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S092150931000777X. [Cit. 2016-04-13].
[8] Zhang M., F. Li, S. Wang, Ch. Liu. 2010. "Characterization of hot deformation behavior of a P/M nickel-base superalloy using processing map and

activation energy". *Materials Science and Engineer-ing A* 527 (2010) 6771–6779.
[9] Li H., M.Q. Li , X.Y. Zhang, J. Luo. 2010. "Characterization of the forgeability of 1Cr11Ni2W2MoV steel using processing map. Materials Science and Engineering A 527 (2010) 6505–6510.
[10] Kim H.Y., H.C. Kwon, H.W. Lee, Y.T. Im, S.M. Byon, H.D. Park. 2008. "Processing map approach for surface defect prediction in the hot bar rolling". *Journal of materials process. technology* 205: 70–80.
[11] Ning Y., Y. Zekun, H. Guo, M.W. Fub, L. Hui, X. Xinghua. 2010. "Investigation on hot deformation behavior of P/M Ni-base superalloy FGH96 by using processing maps". *Materials Science and Engineering A* 527: 6794–6799.
[12] Ji G., F. Li, Q. Li, H. Li, Z. Li. 2010. "Development and validation of a processing map for Aermet100 steel". *Materials Science and Engineering A* 527: 1165–1171.
[13] Wu K., G. Liu, Hu B., Feng Li, Y. Zhang, Y. Tao, J. Liu. 2010. "Characterization of hot deformation behavior of a new Ni–Cr–Co based P/M superalloy. *Materials characterization* 61: 330–340.
[14] Petruželka J., P. Sonnek. 2001. *Analýza procesu tváření za tepla. Dynamický materiálový model*. VŠB-TU Ostrava.
[15] Zactruba J. 2011. "P91 Special alloy steel for high temperature application in power plants". Online: http://www.brighthubengineering.com/power-plants/64886-the-workhorse-of-the-power-industry-p91/. [Cit. 2016-04-11].
[16] Kubina T., J. Kliber, L. Kunčická, M. Berková, J.Horsinka, J. Bořuta. 2013. "Determination of energy dissipation and process instability in various alloys on the basis of plastometric tests". *Metalurgija* 3: 325–328.
[17] Kubina T, J. Kliber, L. Kunčická. 2013. "Plotting of Processing Maps of P91 Steel and Ms70 Brass with Energy Dissipation and Instability Parameter Computation on the basis of Plastometric Tests". W mat. konf. Metal 2013 Conference. Ostrava: Tanger Ltd: 456–460.
[18] Horsinka, J. 2011. Praca magisterska, FMMI, VŠB-Technical University Ostrava.
[19] Berková M. 2012. Praca magisterska, FMMI, VŠB-Technical University Ostrava.
[20] Pokluda T. 2016. Praca magisterska, FMMI, VŠB-Technical University Ostrava.
[21] Kliber J. 2009. "Sborník vědeckých prací Vysoké školy báňské – Technické univerzity Ostrava". *Řada hutnická* LII (3): 95–100.
[22] Kliber J. 2016. "Dissipation of energy and instability process in various alloys based on plastometric test". *Materials Physics and Mechanics* 25: 16–21.

steel using processing map. *Materials Science and Engineering A* 527 (2010) 6505–6510.
[9] Li H., M.Q. Li , X.Y. Zhang, J. Luo. 2010. "Characterization of the forgeability of 1Cr11Ni2W2MoV steel using processing map. Materials Science and Engineering A 527 (2010) 6505–6510.
[10] Kim H.Y., H.C. Kwon, H.W. Lee, Y.T. Im, S.M. Byon, H.D. Park. 2008. "Processing map approach for surface defect prediction in the hot bar rolling". *Journal of materials process. technology* 205: 70–80.
[11] Ning Y., Y. Zekun, H. Guo, M.W. Fub, L. Hui, X. Xinghua. 2010. "Investigation on hot deformation behavior of P/M Ni-base superalloy FGH96 by using processing maps". *Materials Science and Engineering A* 527: 6794–6799.
[12] Ji G., F. Li, Q. Li, H. Li, Z. Li. 2010. "Development and validation of a processing map for Aermet100 steel". *Materials Science and Engineering A* 527: 1165–1171.
[13] Wu K., G. Liu, Hu B., Feng Li, Y. Zhang, Y. Tao, J. Liu. 2010. "Characterization of hot deformation behavior of a new Ni–Cr–Co based P/M superalloy. *Materials characterization* 61: 330–340.
[14] Petruželka J., P. Sonnek. 2001. *Analýza procesu tváření za tepla. Dynamický materiálový model*. VŠB-TU Ostrava.
[15] Zactruba J. 2011. "P91 Special alloy steel for high temperature application in power plants". Online: http://www.brighthubengineering.com/power-plants/64886-the-workhorse-of-the-power-industry-p91/. [Cit. 2016-04-11].
[16] Kubina T., J. Kliber, L. Kunčická, M. Berková, J.Horsinka, J. Bořuta. 2013. "Determination of energy dissipation and process instability in various alloys on the basis of plastometric tests". *Metalurgija* 3: 325–328.
[17] Kubina T, J. Kliber, L. Kunčická. 2013. "Plotting of Processing Maps of P91 Steel and Ms70 Brass with Energy Dissipation and Instability Parameter Computation on the basis of Plastometric Tests". W mat. konf. Metal 2013 Conference. Ostrava: Tanger Ltd: 456–460.
[18] Horsinka, J. 2011. Praca magisterska, FMMI, VŠB-Technical University Ostrava.
[19] Berková M. 2012. Praca magisterska, FMMI, VŠB-Technical University Ostrava.
[20] Pokluda T. 2016. Praca magisterska, FMMI, VŠB-Technical University Ostrava.
[21] Kliber J. 2009. "Sborník vědeckých prací Vysoké školy báňské – Technické univerzity Ostrava". *Řada hutnická* LII (3): 95–100.
[22] Kliber J. 2016. "Dissipation of energy and instability process in various alloys based on plastometric test". *Materials Physics and Mechanics* 25: 16–21.