ZESZYTY NAUKOWE POLITECHNIKI ŚLĄSKIEJ

Eugeniusz HADASIK

METODYKA WYZNACZANIA CHARAKTERYSTYK PLASTYCZNOŚCI W PRÓBIE SKRĘCANIA NA GORĄCO

P. 3353 02

HUTNICTWO z. 63



GLIWICE 2002



P. 3353 02

POLITECHNIKA ŚLĄSKA ZESZYTY NAUKOWE Nr 1546

Eugeniusz HADASIK

METODYKA WYZNACZANIA CHARAKTERYSTYK PLASTYCZNOŚCI W PRÓBIE SKRĘCANIA NA GORĄCO

OPINIODAWCY Prof. dr hab. inż. Franciszek Grosman Prof. dr hab. inż. Maciej Pietrzyk

KOLEGIUM REDAKCYJNE

- REDAKTOR NACZELNY Prof. dr hab. Zygmunt Kleszczewski **REDAKTOR DZIAŁU**
 - Dr hab. inż. Stanisław Serkowski Profesor Politechniki Śląskiej

SEKRETARZ REDAKCJI — Mgr Elżbieta Leśko

REDAKCJA Mgr Roma Łoś

REDAKCJA TECHNICZNA Alicja Nowacka

Wydano za zgodą Rektora Politechniki Śląskiej

PL ISSN 0324-802X

Wydawnictwo Politechniki Śląskiej ul. Akademicka 5, 44-100 Gliwice tel./fax (0 prefiks 32) 237-13-81 Dział Sprzedaży i Reklamy (0 prefiks 32) 237-18-48

> www.polsl.gliwice.pl/alma.mater/wps.html wydawnictwo@polsl.gliwice.pl

Nakł.100+50 Ark. wyd. Oddano do druku 11.06. 2002 r. Zam. 184/02	13 Podpis. do	Ark. druk. 7,625 druku 11.06. 2002 r.	Papier offset. 70x100, 80 g Druk ukończ. w czrewcu 2002 r.
--	------------------	--	---

Fotokopie, druk i oprawę wykonano w Zakładzie Graficznym Politechniki Śląskiej w Gliwicach, ul. Kujawska 1

P

SPIS TREŚCI

	WYKAZ WAŻNIEJSZYCH OZNACZEŃ	6
1.	WPROWADZENIE	9
2.	CHARAKTERYSTYKI PLASTYCZNOŚCI MATERIAŁÓW	
	2.1. Naprężenie uplastyczniające	
	2.2. Odkształcenie graniczne	
3.	PLASTOMETRYCZNA PRÓBA SKRĘCANIA	
	3.1. Opis plastometru skrętnego	
	3.2. System sterowania i rejestracji wyników badań plastometrycznych	
	3.3. Przekształcanie zarejestrowanych sygnałów pomiarowych	
	3.5 Wygładzanie przetworzonych sygnałów pomiarowych	
4.	DOBÓR WARUNKÓW NAGRZEWANIA PRÓBEK PLASTOMETRYCZNYCH	
	4.1. Model i parametry nagrzewania w piecu komorowym	
	4.2. Model obliczeniowy i parametry nagrzewania indukcyjnego	
	4.3. Wyniki obliczeń numerycznych	
	4.4. Wpływ parametrów nagrzewania na wyniki badań plastometrycznych	
5.	WPŁYW MIEJSCA I KIERUNKU POBRANIA PROBKI NA NAPRĘŻENIE	47
	UPLASTYCZNIAJĄCE I ODKSZTAŁCENIE GRANICZNE	
6.	WPŁYW CECH GEOMETRYCZNYCH PRÓBKI NA WYNIKI PRÓBY	50
	SKRĘCANIA NA GORĄCO	
7.	EFEKT PRZYROSTU TEMPERATURY PRÓBKI W TRAKCIE SKRĘCANIA	
8.	EFEKTY NIERÓWNOMIERNOŚCI ODKSZTAŁCENIA NA DŁUGOŚCI	
	SKRĘCANEJ PROBKI	59
9.	WYZNACZANIE CHARAKTERYSTYK PLASTYCZNOŚCI MATERIAŁÓW	
	W PRÓBIE SKRĘCANIA NA GORĄCO	
10.	ZAŁOŻENIA I TEZA PRACY	
11.	PROCEDURA WYZNACZANIA CHARAKTERYSTYK PLASTYCZNOŚCI	
	W PRÓBIE SKRĘCANIA NA GORĄCO	79
12.	WYZNACZANIE CHARAKTERYSTYK PLASTYCZNOŚCI DLA STALI	
	AUSTENITYCZNEJ 0H18N9	
	12.1. Materiał do badań	
	12.2. Próby skręcania na gorąco	
	12.3. Opracowanie wyników badań plastometrycznych	87 87
	12.3.1. Obroka danyen politikarowyen	
	12.3.3. Wyznaczanie składników różniczkowych p i m	
	12.3.4. Wyznaczanie krzywych płynięcia	
	12.3.5. Charakterystyki plastyczności	101
	12.4. Okresienie reprezentatywnego obszaru do oceny struktury	103
13.	WNIOSKI	107
	LITERATURA	109
	STRESZCZENIE	120

CONTENTS

1.	INTRODUCTION	9
2.	CHARACTERISTICS OF THE MATERIALS' PLASTICITY	
	2.1. Flow stress	
2		
э.	PLASTOMETRIC TORSION TEST	27
	3.1. Description of torsion plastometer	
	3.3 Transformation of the recorded manufed data	
	3.4. Digital filtration of measured data	30
	3.5. Smoothing the diagrams of processed nemeasurement signals	
4.	SELECTION OF HEATING CONDITIONS FOR PLASTOMETRIC SAMPLES	
	4.1. Model and parameters of heating in the chamber furnace	
	4.2. Analytical model and parameters of induction heating	
	4.3. Results of digital calculations	
_	4.4. Effect of heating parameters on results of plastometric tests	42
5.	EFFECT OF LOCATION AND DIRECTION OF SAMPLING ON THE FLOW	
1	STRESS AND DEFORMATION LIMIT	47
6.	EFFECT OF GEOMETRICAL CHARACTERISTICS OF SAMPLE ON RESULTS OF HOT TORSION TEST	50
7.	TEMPERATURE INCREASE EFFECT IN THE TWISTED SAMPLE	54
8.	STRAIN INHOMOGENEITY EFFECT ALONG THE TWISTED SAMPLE	59
9.	DETERMINATION OF FLOW STRESS IN THE HOT TORSION TEST	64
10.	ASSUMPTIONS AND WORKING THESIS	77
11.	PROCEDURE FOR DETERMINATION OF THE PLASTICITY	
	CHARACTERISTICS IN HOT TORSION TEST	79
12.	DETERMINATION OF THE PLASTICITY CHARACTERISTICS FOR 0H18N9 AUSTENITIC STEEL	84
	12.1. Material for testing	84
	12.2. Hot torsion testing	86
	12.3. Processing of the plastometric test results	87
	12.3.1. Processing of measured data	87
	12.3.2. Determination of the index p and m	
	12.3.4. Determination of stress - strain curves	90
	12.3.5. Characteristics of plasticity	101
	12.4. Determination of representative area for structure evaluation	103
13.	CONCLUSIONS	107
	REFERENCES	109
	ABSTRACT	120

+

÷

INHALTSVERZEICHNIS

	LISTE DER BEZEICHNUNGEN	6
1.	EINFÜHRUNG	9
2.	UMFORMTECHNISCHER KONWERTE	11
	2.1. Fliessspannun	11 22
2	DEFIESTAND FÜR DIF PLASTOMETRISCHEN UNTERSUCHUNGEN	27
э.	3.1 Beschreihung des Torsionsplastometers	27
	3.2. Steuerungs- und Meßwerterfassungssystem	29
	3.3. Bearbeitung der Messsignale	30
	3.4. Digitale Filtration der Messsignale	32
	3.5. Glatten der Verarbeiteten Messsignale	
4.	PLASTOMETRISCHEN UNTERSUCHUNGEN.	35
	4 1 Modell und Erwärmungsparameter für den Kammerofen	36
	4.2. Berechungsmodell und Parameter der Induktionserwärmung	
	4.3. Ergebnisse der numerischen Berechnungen.	
	4.4. Einfluss der Erwärmungsparameter auf die Ergebnisse der plastometrischen	42
	Untersuchungen	
5.	GPENZUMFORMGRAD	47
6.	EINFLUSS DER PROBENGEOMETRIE DER PROBE AUF DIE ERGEBNISSE DES WARMTORSIONSVERSUCHES	50
7	TEMPERATURZUNAHME DER PROBE BEIM VERDREHEN	54
0	NHOMOGENITÄTEN DER FORMÄNDERUNG ÜBER DIE PROBENLÄNGE	59
0.	DESTIMATING DER FLIESSSPANNUNG IM WARMTORSIONSVERSUCH	64
9.	AND ALL THESE DER ARREIT	
10.	ANNAHMEN UND THESE DER ANDER MECHDUSCHER KENNWERTE IM	
11.	WARMTORSIONSVERSUCH	79
12	BESTIMMUNG DES UMFORMVERMÖGENS FÜR DEN AUSTENITISCHEN	
	STAHL X5CrNi18-10	
	12.1. Versuchsmaterial	84 86
	12.2. Warmtorsionsversuche	
	12.3. Bearbeitung der Ergebnisse	87
	12.3.2. Korrektur des Drehmomentes	
	12.3.3. Bestimmung der Faktoren p und m	
	12.3.4. Bestimmung der Fliesskurven	101
	12.3.5. Bestimmung des Ohnornverniogens	103
13	SCHI USSFOI GERUNGEN	107
13	I ITED ATLID VERZEICHNIS	109
		120
	LOSAMIMENTASSONG	

WYKAZ WAŻNIEJSZYCH OZNACZEŃ

a, b,	c parametry materiałowe	$\Delta \sigma_{pi}(t)$	- udział naprężen
<i>A</i> , <i>B</i> ,	C parametry materialowe		osłabieniu
A3	 współczynnik uwzględniający mobilność granic zjaren 	$\Delta \sigma_{\rm p}^{\rm i+1}(t)$	- udział naprężen
Ag	- współczynnik uwzględniający zadane granice ziaren		osłabieniu
D	- wektor Burgersa	Ac.	 korekta napreże
C	- ciepło właściwe	Δσ	 zmiana napręże
D	- średnica próbki, bieżąca wielkość ziarna	As	- korekta odkszta
D_0	 początkowa średnica ziarna 	15	 korekta odkszta
E.	- SIA OSIOWA	AM	- korekta momeni
F.	- obliczona wartość siły ściskania	At	
FoF	- zmierzona wartość siły ściskania		- czas przerwy pe
H	- parametry stanu materiału w zależności od warunków odkształcenia	8	- przyrost temper
J	- natężenie pola magnetycznego	0	- wskazilik meru
k.	- Wendersonnile ward i wa	° c'	- Oukształcenie sł
k	współczynnik wyrazający wpływ odkształcenia	3	- oukształcenie si
e	 wspołczynnik wyrażający wpływ prędkości odkształcania 	60	- oukształcenie p
kσ	- wskaźnik stanu napreżenia	Ep	- oukształcenie o
k _T	- współczynnik wyrażający wpłąw temporatury	\mathcal{E}_{s}	- odkształcenie, p
K_2	- współczynnik samodyfuzji	\mathcal{E}_{c}	- odkształcenie k
1	- swobodna droga dyslokacij	Eg	- odkształcenie g
L	- długość pomiarowa próbki	Egs	- odkształcenie, p
m	 czułość na prędkość odkształcenia 	Ego	- odkształcenie, p
М	- moment skręcający, funkcja opisująca zmiane własności aracia d	$\mathcal{E}_{\dot{S}}$	 odkształcenie śr
	wraz z temperaturą	Emax	 odkształcenie o
M',M'	M''' - skorygowane momenty skręcające	E	- predkość odkszt
n	- współczynnik umocnienia	v	- odkształcenie n
N	 liczba skręceń (obrotów) próbki 	1	- moduł spreżyste
N	 prędkość skręcania (prędkość obrotowa) 	<i>A</i>	- gestość materia
p_{s}	- średni nacisk jednostkowy	p	- krytyczna gesto
Р	 funkcja opisująca reakcję własności sprężystych odkształcanego materiału na 	p_c	- napreżenia głów
D	prędkość odkształcania	01,02,03	- naprężenie poc
Ρ.	 funkcja opisująca zmianę naprężenia uplastyczniającego usowolana zmiena 	00	- naprężenie osio
	predkości odkastolecnie	-	- naprężenie upla
0	- energia aktywacii procesu odlazi l	O_p	- napręzenie upła
r	- bieżący promień próble:	Opb(1)	- poustawowe na
R	- DIOMich Zewnetrzny próbli otolo a contra do service d	Opc	- napręzenie upia
R	- promień ekwiwalentny	Om	- napręzenie sreu
S_0	- poczatkowa powierzchnia płaskiego przeku.	σ_{v}	- Tunkcja uwzgię
1c	- czas w chwili rozpoczecja rekrystalizacji domenia	σ_w	- Iunkcja wyrazaj
1k	- czas w chwili rozpoczęcja kolejnego odkaztatego	σ_{pn}	- napręzenie nasy
1p	- czas zakończenia poprzedniego odkształcenia	σ_{pp}	- maksymaine na
Т	- temperatura skrecanja	σ_{pi}	- napręzenie upla
T_p	- początkowa temperatura skrecania	$\sigma_p(t)$	- naprężenie upla
Tk	- końcowa temperatura skręcania		umocnieniu i os
Z	- parametr Zenera – Hollomona	σ_{ps}	- napręzenie usta
α	- kąt skręcenia, parametr materiałowy w równaniu Garofalo, war the	$\sigma_{pb}(t,t_i)$	- krzywa podstav
	wymiany ciepła przez konwekcję	τ-	- napręzenie styc
amuse	 maksymalny kąt skręcania tworzącej na długości próbki 	ω	 pulsacja prądu.

1

$\Delta \sigma$	 zmiana naprężenia uplastyczniającego
$\Delta \sigma_{pi}(t)$	 udział naprężenia pochodzącego od obszarów, które uległy dokładnie i razy
1.1	osłabieniu
$\Delta \sigma_{\rm p}^{\rm r+1}(t)$) - udział naprężenia pochodzącego od obszarów, które uległy co najmniej i+1 razy
	osłabieniu
$\Delta \sigma_p$	- korekta naprężenia uplastyczniającego
Δσ	- zmiana naprężenia uplastyczniającego podczas rekrystalizacji dynamicznej
Δε	- korekta odkształcenia ze względu na lokalizację odkształcenia
100	- korekta odkształcenia granicznego
AM	- korekta momentu skrecajacego
Δt	- czas przerwy pomiedzy odkształceniami, czas próbkowania
ΔT	- przyrost temperatury podczas skrecania
δ	 wskaźnik nierównomierności odkształceń
8	 odkształcenie rzeczywiste, emisviność
ε'	- odkształcenie skorygowane
Ea	- odkształcenie poczatkowe
En	 odkształcenie odpowiadające maksymalnemu napreżeniu uplastyczniającemu
Er	- odkształcenie, po którym następuje ustalone płyniecie plastyczne materiału
E	- odkształcenie krytyczne dla rekrystalizacji dynamicznej
En	- odkształcenie graniczne
Eas	- odkształcenie, po przekroczeniu którego nastepuje lokalizacja odkształcenia
Eau	- odkształcenie, po przekroczeniu którego następuje rokanie
ego Ei	- odkształcenie średnie
E	- odkształcenie odpowiadające maksymalnej wartości kata skrecenja
• max	
8	- prędkość odkształcenia
γ	 odkształcenie postaciowe, konduktywność
μ	 moduł sprężystości na ścinanie, przenikalność magnetyczna
ρ	 gęstość materiału, gęstość dyslokacji, rezystywność
ρc	 krytyczna gęstość dyslokacji
$\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$	3 - naprężenia główne
σ_0	 naprężenie początkowe uwzględniające wpływ odkształceń sprężystych,
	naprężenie osiowe, naprężenie stanu początkowego
σ_p	 naprężenie uplastyczniające
$\sigma_{pb}(t)$	 podstawowe naprężenie uplastyczniające
σ_{pc}	 naprężenie uplastyczniające po rozpoczęciu rekrystalizacji dynamicznej
σ_m	- naprężenie średnie
σ_{v}	 funkcja uwzględniająca wpływ temperatury i prędkości odkształcenia
σ_w	 funkcja wyrażająca stan wewnętrzny materiału
σ_{pn}	- naprężenie nasycenia
σ_{pp}	 maksymalne naprężenie uplastyczniające
σ_{pi}	 naprężenie uplastyczniające w kolejnym kroku odkształcania
$\sigma_p(t)$	- naprężenie uplastyczniające pochodzące od obszarów ulegających na przemian
	umocnieniu i osłabieniu
σ_{ps}	 naprężenie ustalonego płynięcia plastycznego
$\sigma_{pb}(t,t_i)$	 krzywa podstawowa dla danych warunków odkształcania
τ-	- napreżenie styczne

1. WPROWADZENIE

Dynamiczny rozwój techniki komputerowej, umożliwiający analizę procesów przeróbki plastycznej, oraz rozwój komputerowych programów do projektowania procesów przeróbki plastycznej opartych na metodzie elementów skończonych [81,106,148,151,153,154] stworzył zapotrzebowanie na równania opisujące własności odkształconego plastycznie materiału, a tym samym na badania plastometryczne, które są podstawą opracowania równań konstytutywnych. Zgodność obliczeń z wynikami doświadczeń, jak i czas obliczeń zależą w głównej mierze od prawidłowego opisu własności mechanicznych odkształconego materiału [107]. Badania nad określeniem plastyczności materiału skierowane są zarówno na opracowanie poprawnych technik doświadczalnych [35-37,107,170], jak i opracowanie funkcji matematycznych wiążących plastyczność materiału wyrażoną przez naprężenie uplastyczniające i odkształcenie graniczne z parametrami odkształcenia, jak i parametrami struktury [72,76-78,99,112,138,150,159,179,180,182]. Jedną z metod umożliwiających poprawną interpretację wyników pomiarów jest metoda inverse [108,110,111,123,149, 155,198], pozwalająca na połączenie analizy wyników doświadczalnych oraz obliczeń numerycznych.

Ważnym narzędziem przy dokonywaniu analiz wyników symulacji procesu przeróbki plastycznej są także bazy danych i bazy wiedzy bezpośrednio dostarczające do programów liczących czy systemów wnioskujących informacji o odkształconym plastycznie materiale [56,71,156]. W zakresie poszczególnych grup własności oraz stałych materiałowych zestaw tak przechowywanych danych zapewnia możliwość przeprowadzenia kompleksowych obliczeń projektowanych procesów przeróbki plastycznej.

Uzyskanie poprawnego opisu plastyczności materiału, zwłaszcza funkcji naprężenia uplastyczniającego, związane jest z matematyczną postacią funkcji, jak i metodyką eksperymentalnego wyznaczenia naprężeń uplastyczniających. Najczęściej stosowanymi metodami oceny plastyczności są próby rozciągania, ściskania, skręcania, udarności oraz modelowe próby spęczania i walcowania. Stosowane metody badań plastometrycznych powinny odtwarzać lub wystarczająco zbliżać warunki prowadzenia prób do warunków rzeczywistych procesów obróbki plastycznej.

Począwszy od opublikowanych w 1957 roku prac Rossarda i Blaina [166] badania plastometryczne metodą skręcania stale budzą zainteresowanie i zyskują coraz większe rozpowszechnienie. Z uwagi na możliwość uzyskiwania dużych odkształceń, bez wcześniejszej utraty stateczności istotnie większych niż w próbie rozciągania i próbie ściskania, utwierdza się przekonanie, że próba skręcania jest dogodnym sposobem oceny podatności materiału do kształtowania plastycznego w wysokich temperaturach [24]. Skręcanie na gorąco realizowane jest na plastometrach skrętnych, które umożliwiają realizację odkształcenia nieciągłego (zadawanie odkształceń dowolnej wielkości wraz z regulacją przerw między nimi), płynną regulację prędkości skręcania oraz modelowanie temperatury podczas nagrzewania i chłodzenia.

Pomimo jednak długiego czasu stosowania próba skręcania wywołuje nadal wiele dyskusji nad sposobem obliczania naprężenia uplastyczniającego, znaczeniem siły osiowej, niejednorodnością odkształcenia, doborem geometrii próbki itp. [190].

Zagadnienie metodyki i zastosowań plastometrycznej próby skręcania było obiektem szczególnego zainteresowania Autora niniejszej rozprawy od chwili uruchomienia pierwszego plastometru skrętnego w Instytucie Inżynierii Materiałowej Politechniki Śląskiej, 25 lat. Efekty tych prac zostały przedstawione w licznych publikacjach krajowych i zagranicznych. Brak jednak kompleksowego opracowania obejmującego cały proces realizacji badań

W pierwszej części pracy dokonano podsumowania własnych doświadczeń z zakresu budowy stanowiska badawczego, sposobu pobrania próbek do badań plastometrycznych, nagrzewania próbek, określenia wpływu kształtu i wymiarów próbki, efektu temperatury i niejednorodności odkształcenia na wyniki badań plastometrycznych. W cześci eksperymentalnej przedstawiono opracowaną przez Autora procedurę wyznaczania charakterystyk technologicznej plastyczności i jej weryfikację na przykładzie stali austenitycznej 0H18N9.

A REAL PROPERTY AND A REAL PROPERTY AND A REAL PROPERTY A REAL PRO

manual (Mar) and it is successful and one Toy's a discontrolling to present it

the second statement in the second second statement is a second second second second second second second second

and show it is a second s

2. CHARAKTERYSTYKI PLASTYCZNOŚCI MATERIAŁÓW

2.1. Naprężenie uplastyczniające

Funkcje naprężenia uplastyczniającego, według Grosmana [31-34], można podzielić na kilka grup różniących się rodzajem uwzględnionych parametrów opisujących warunki i przebieg odkształcenia oraz stan początkowy materiału. Do pierwszej grupy zalicza się funkcje, które opisują zależność naprężenia uplastyczniającego σ_p od odkształcenia bieżącego ε , a w niektórych odmianach od naprężenia σ_0 lub odkształcenia ε_0 stanu początkowego. Druga grupa to funkcje opisujące zależność naprężenia uplastyczniającego σ_p od odkształcenia ε , prędkości odkształcenia ε oraz temperatury T

$$\sigma_p = \sigma_p \left(\varepsilon, \varepsilon, T\right) \tag{2.1}$$

Trzecią grupę stanowią funkcje uwzględniające dodatkowo stan wewnętrzny materiału σ_w

$$\sigma_p = \sigma_p \bigg(\varepsilon, \varepsilon, T, \sigma_w \bigg) \tag{2.2}$$

W grupie czwartej parametrami wpływającymi na naprężenie uplastyczniające, oprócz odkształcenia, prędkości odkształcenia i temperatury, jest czas *t*, odnoszący się do przebiegu odkształcenia, jak i przerw pomiędzy odkształceniami

$$\sigma_p = \sigma_p \left(\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T, t \right) \tag{2.3}$$

Piątą grupę stanowią funkcje uwzględniające zmianę orientacji osi głównych stanu odkształcenia w trakcie lub kolejnych fazach i etapach kształtowania plastycznego.

Największe zastosowanie w programach komputerowej symulacji przeróbki plastycznej znajdują funkcje grupy drugiej. Problem matematycznego opisu naprężenia uplastyczniającego polega na zróżnicowanym charakterze jego zmian w zależności od materiału i warunków odkształcenia. Na rvs. 2.1 pokazano przebieg napreżenia uplastyczniającego dla kilku wybranych materiałów [188,189]. Początkowy odcinek krzywej przedstawiającej zależność $\sigma_n(\varepsilon)$ wzrasta z różną intensywnością. Dla materiałów o wyraźnie ograniczonej odkształcalności (w danych warunkach np. Nimonic - krzywa 1) pęknięcie następuje przed osiągnięciem ekstremalnej wartości σ_{pp} . Wartości ε_p , dla których $\sigma_p = \sigma_{pp}$, zmieniają się dla różnych materiałów i temperatury w granicach od 0,2 do 1,2. Poszczególne krzywe mają istotnie różny charakter dla odkształceń większych od ε_p . Można wyróżnić krzywe płynięcia z wyraźnie zaznaczonym odkształceniem pękania ε_{e} (stal 5H17G17, T=900°C - krzywa 3), krzywe z lokalnym łagodnym przegięciem (stal 5H17G17, T=1050°C krzywa 4), krzywe z bardzo gwałtownym przegięciem (stop tytanu w zakresie dwufazowym $\alpha + \beta$ - krzywa 2) oraz krzywe o prawie stałej wartości naprężenia uplastyczniającego do momentu pekniecia (charakterystyczne dla materiałów o bardzo dużej odkształcalności, np. stop tytanu w zakresie jednofazowym β - krzywa 5).

Wyjaśnienie przyczyn takiego zróżnicowania przebiegu naprężenia uplastyczniającego jest złożone. W literaturze [112,130,135,168,169] wytłumaczenie opiera się głównie na zjawiskach dynamicznego zdrowienia i rekrystalizacji oraz rozwoju anizotropii materiału. Sądzić należy, że nie mniej istotny wpływ na przebieg naprężenia uplastyczniającego ma efekt zwiększania się temperatury podczas odkształcenia i pozostająca z nim w związku nierównomierność odkształcenia.



Rys. 2.1. Zależność naprężenia uplastyczniającego σ_v od odkształcenia ε niektórych badanych materiałów [189].

1 - Nimonic, $T=1000^{\circ}C$; 2 - Tytan WT3-1, $T=700^{\circ}C$; 3 - 60G30J9, $T=700^{\circ}C$; 4 - 60G30J9, $T=1000^{\circ}C$; 5 - 5H17G17, $T=1050^{\circ}C$; 6 - Armco04, $T=750^{\circ}C$; 7 - Tytan WT1-0, T=700°C; 8 - Tytan WT3-1, T=1000°C; 9 - Armco04J, T=950°C; 10 -Armco 04, T=950°C. Prędkość odkształcenia $\varepsilon = 5 s^{-1}$

Fig. 2.1. Dependence of flow stress σ_p on strain ε for some tested materials [189]:

1 - Nimonic, T=1000°C; 2 - Titanium WT3-1, T=700°C; 3 - 60G30J9, T=700°C; 4 - 60G30J9, $T=1000^{\circ}C$; 5 - 5H17G17, $T=1050^{\circ}C$; 6 - Armco04, $T=750^{\circ}C$; 7 - Titanium WT1-0, T=700°C; 8 - Titanium WT3-1, T=1000°C; 9 - Armco04J, T=950°C; 10 - Armco 04, $T=950^{\circ}C$. Strain rate $\varepsilon \equiv 5 s^{-1}$

Przebieg zależności naprężania uplastyczniającego od odkształcenia dla danej prędkości odkształcenia i temperatury można przedstawić jedną funkcją matematyczną lub podzielić zakres odkształcenia na charakterystyczne fazy i opisać każdą z nich odrębną zależnością [31,93,156,170]. Najczęściej całe odkształcenie dzieli się na trzy zakresy: zwiększania, spadku i ustabilizowanej wartości naprężenia uplastyczniającego. Do najbardziej znanych zależności należą równania podane przez Hensla-Spittela [83,193,194]:

$$\sigma_p = A \cdot \varepsilon^B \cdot exp(C\varepsilon^D + E) \tag{2.4}$$

Przy kombinacji parametrów B, D, E oraz ich uzależnieniu od warunków odkształcenia można uzyskać wiele odmian funkcji [33,34]. Najczęściej przyjmowane jest B=1 i C=const, D=1, E=0, co prowadzi do uproszczonej zależności:

$$\sigma_{-} = A \cdot \varepsilon \cdot exp(C\varepsilon) \tag{2.5}$$

Do opisu krzywych płynięcia stali perlitycznych wykorzystuje się zależność Voce'a [87,112,205,206]:

$$\sigma_p = \sigma_{pn} \left[l - exp(-A \cdot \varepsilon) \right]^{\beta}, \qquad (2.6)$$

w której σ_{pn} jest wartością naprężenia (rys. 2.2 - krzywa 1) po zrównoważeniu procesów umocnienia przez procesy zdrowienia substruktury dyslokacyjnej. Dla opisu przebiegu uplastycznienia, podczas którego w materiale zachodzi rekrystalizacja dynamiczna (rys. 2.2 krzywa 2), zależność jest modyfikowana do postaci:

$$\sigma_m = \sigma_m - \Delta \sigma, \tag{2.7}$$

gdzie σ_{pc} jest wartością naprężenia uplastyczniającego po rozpoczęciu rekrystalizacji dynamicznej, a $\varDelta\sigma$ wyraża spadek naprężenia uplastyczniającego podczas rekrystalizacji dynamicznej i opisany jest zależnością:

$$\Delta \sigma = \left(\sigma_{pp} - \sigma_{pr}\right) \left\{ I - exp \left[C \left(\frac{\varepsilon - \varepsilon_c}{\varepsilon_p} \right)^D \right] \right\}, \qquad (2.8)$$



Rys.2.2. Charakterystyczne przebiegi naprężenia uplastyczniającego przy wystąpieniu zdrowienia dynamicznego (krzywa 1) lub rekrystalizacji dynamicznej (krzywa 2) [112]

Fig.2.2. Specific courses of flow stress at appearance of dynamic recovery (curve 1) or dynamic recrystallization (curve 2) [112]

gdzie σ_{ps} jest ustaloną wartością naprężenia uplastyczniającego po zajściu rekrystalizacji dynamicznej, ε_p jest wartością odkształcenia odpowiadającą maksymalnej wartości naprężenia uplastyczniającego σ_{pp} , a C i D są stałymi. Krzywa 1 przedstawia procesy zachodzące w niższych temperaturach (zdrowienie dynamiczne), dlatego maksymalny poziom napreżenia uplastyczniajacego osiaga wyższe wartości od przedstawionych na rysunku (krzywa 1 przebiega powyżej krzywej 2). Porównanie obliczonych wartości napreżenia uplastyczniającego zależnościami Voce'a z wynikami pomiaru dla stali 900A pokazano na rvs.2.3.





 $1200^{\circ}C$ with strain rate of 0,1 s⁻¹ [112]

Uwzglednienie wpływu temperatury i prędkości odkształcenia ujęte jest w zależności Hodgsona i Collinsona [87], obecnie często stosowanej do opisu naprężenia uplastyczniającego, w postaci:

$$\sigma_p = A\varepsilon^B \sinh^{-1} (C \cdot Z)^D, \qquad (2.9)$$

gdzie:

Z - parametr Zenera-Hollomona

$$Z = \varepsilon \exp\left(\frac{Q}{RT}\right),\tag{2.10}$$

Q - energia aktywacji procesu odkształcania, R - stała gazowa.

Dobre przybliżenie charakteru krzywej płyniecia można uzyskać poprzez wprowadzenie do zależności (2.9) dwóch wykładniczych wyrażeń, co prowadzi do postaci [2,108]

$$\sigma_{p} = A \cdot \varepsilon^{B} \sinh^{-l} (C \cdot Z)^{D} \left\{ l + exp \left[-E \cdot f \left(\varepsilon - \varepsilon_{p} \right) \right] - exp \left[-G \cdot f \left(\varepsilon - \varepsilon_{p} \right) \right] \right\},$$
(2.11)

gdzie

$$f(\varepsilon - \varepsilon_p) = 0 \quad \text{dla} \quad \varepsilon \le \varepsilon_p, f(\varepsilon - \varepsilon_p) = \varepsilon - \varepsilon_p \quad \text{dla} \quad \varepsilon > \varepsilon_p.$$
(2.12)

Na rys.2.4 pokazano porównanie wyników naprężenia uplastyczniającego obliczonych z zależności (2.11) z wynikami pomiarów uzyskanych w próbie spęczania na gorąco stali niskowęglowej [108].





b) 0,043%C, 1,43 % Mn, 0,078 % Nb [108]

Comparison of the stress-strain curves defined by equation (2.11) with results of hot Fig.2.4. compression testing for low carbon steel

Cingara [12,129,141] zaproponował funkcję uzależniającą wartość naprężenia uplastyczniającego od maksimum naprężenia w postaci:

$$\sigma_{p} = \sigma_{pp} \left[\frac{\varepsilon}{\varepsilon_{p}} exp \left(1 - \frac{\varepsilon}{\varepsilon_{p}} \right) \right]^{n}$$
(2.13)

Występującą w tej zależności maksymalną wartość naprężenia uplastyczniającego σ_{pp} można wyznaczyć z równania Garofalo [21,87]:

$$Z = A[sinh(\alpha\sigma_{pp})]^m$$

(2.14)

Po przekształceniu równania (2.14):

$$\sigma_{pp} = \frac{1}{\alpha} \sinh^{-1} \left[\frac{Z}{A} \right]^{\frac{1}{m}}, \qquad (2.15)$$

gdzie:

 α , A i m – wartości zależne od gatunku materiału.

Zależność podana przez Schindlera [72,76,171,172] również uzależnia naprężenie uplastyczniające od wartości odkształcenia ε_p odpowiadającego maksymalnej wartości naprężenia uplastyczniającego:

16

$$\sigma_{p} = A\varepsilon^{B} \cdot exp\left(-B \cdot \frac{\varepsilon}{\varepsilon_{p}}\right)$$
(2.16)

Odkształcenie ε_p uzależnia się od parametru Zenera-Hollomona Z oraz od początkowej wielkości ziarna D₀ wzorem [116,129,131,185]:

$$\varepsilon_p = A D_o^a \cdot Z^C \tag{2.17}$$

Opisanie przebiegu naprężenia uplastyczniającego jedną zależnością jest możliwe dla zakresu odkształceń od 0 do ε_s (rys.2.2). W zakresie odkształceń większych od ε_s , gdzie występuje ustabilizowana wartość naprężenia uplastyczniającego σ_{ps} , można wprowadzić zależność $\sigma_m = K \sigma_m$,

gdzie:

stała K dla stali mieści się w przedziale od 0,80 do 0,85.

Uzależnienie zjawisk zachodzących w materiale poprzez zależność naprężenia uplastyczniającego od odkształcenia, prędkości odkształcenia i temperatury może prowadzić do skomplikowanych postaci, dlatego do opisu naprężenia uplastyczniającego wykorzystuje się zapis Zjuzina [208] w postaci:

$$\sigma_p = A \cdot K_s \cdot K_T \tag{2.19}$$

Współczynniki K_{ϵ} , K_{τ} , K_{T} wyrażają odpowiednio wpływ odkształcenia, prędkości odkształcenia i temperatury na naprężenia uplastyczniające

$$K_{\varepsilon} = A_{I}\varepsilon^{n}$$
przy T=const, $\varepsilon = const,$ $K_{\varepsilon} = A_{2}\varepsilon$ przy T=const, $\varepsilon = const,$ $K_{T} = A_{3} exp(B \cdot T)$ przy $\varepsilon = const, \varepsilon = const.$

Spośród wielu zależności opartych na równaniu 2.20 [24,31,93,113,172] do najbardziej znanych należą podane przez Hensla-Spitlla, będące rozwinięciem równania (2.5) do postaci:

$$\tau_{p} = A\varepsilon^{B} \exp(C\varepsilon)\varepsilon^{D} \cdot \exp(E \cdot T)$$
(2.20)

Wykorzystanie zapisu Zjuzina oraz zależności podanej przez Schindlera (2.16) prowadzi do wzoru [171,172,179-181]:

$$\sigma_{p} = A\varepsilon^{B} \cdot exp(-B\frac{\varepsilon}{\varepsilon_{p}}) \cdot \varepsilon^{*(C-T)} \cdot exp(-G \cdot T)$$
(2.21)

W procesach wielostopniowego odkształcania w zmiennych warunkach, co ma miejsce w realnych procesach technologicznych, dokładność obliczeń metodą elementów skończonych może być poprawiona, jeżeli funkcja napreżenia uplastyczniajacego bedzie określać stan materiału w zależności od zmiennych wewnętrznych, takich jak: gęstość dyslokacji, ułamek zrekrystalizowanego ziarna oraz wielkość ziarna [146]. W pracach Pietrzyka [139,140,146,147] przyjęto, że gestość dyslokacji jest jedynym parametrem określającym stan materiału, a wartość naprężenia uplastyczniającego jest wyznaczona poprzez rozwój populacji dyslokacji. Opracowano trzy modele: pierwszy najbardziej złożony uwzględniający funkcję rozkładu prawdopodobieństwa gęstości dyslokacji w objętości materiału, drugi uproszczony model, który zakłada, że stan odkształcanego materiału zależy od średniej gęstości dyslokacji i trzeci model najprostszy łączący konwencjonalną metodę opisu umocnienia i zdrowienia dynamicznego z modelem rekrystalizacji dynamicznej wykorzystującym zmienne wewnętrzne.

Doświadczenia wskazują, że połączenie modeli na bazie zmiennej wewnętrznej z programami opartymi na MES prowadzi do wydłużenia czasu obliczeń i problemów ze zbieżnością rozwiązania na etapie optymalizacji funkcjonału mocy [147]. Dlatego opracowano nowa metode wykorzystującą średnią gestość dyslokacji jako jedną zmienną niezależna w modelu konstytutywnym [139,147]. Ilościowa zależność pomiędzy naprężeniem i średnią gęstością dyslokacji jest opisana wzorem:

$$\sigma_p = \sigma_o + A \cdot b\mu \sqrt{\rho} , \qquad (2.22)$$

gdzie:

(2.18)

 σ_o - naprężenie początkowe uwzględniające wpływ odkształceń sprężystych, b - wektor Burgersa, μ - moduł sprężystości na ścinanie, ρ - gęstość dyslokacji.

Po uwzględnieniu wpływu rekrystalizacji dynamicznej uzyskano zależność w postaci:

$$\frac{d\rho(t)}{dt} = \frac{\varepsilon}{b \cdot l} - K_2 \varepsilon \cdot \rho(t) - \frac{3\mu \cdot b^2 \cdot A_3}{2D} \cdot \rho(t)^{A_\delta} \cdot R[\rho(t) - \rho_c], \qquad (2.23)$$

gdzie:

 ρ_c - krytyczna gęstość dyslokacji jako funkcja parametru Zenera-Hollomona Z, D - wielkość ziarna austenitu, l - swobodna droga dyslokacji, K_2 - współczynnik samodyfuzji, A3 - współczynnik uwzględniający mobilności granic ziaren, A₈ - parametr materialowy.

dla $\rho > \rho_c$,

Funkcja R w równaniu (2.22) obliczona jest jako:

$$R[\rho(t) - \rho_c] = 0 \qquad \text{dla} \qquad \rho \le \rho_c,$$

 $R[\rho(t) - \rho_c] = \rho(t - t_c)$

gdzie:

t_c oznacza czas w chwili rozpoczęcia rekrystalizacji dynamicznej.

Na rys.2.5 pokazano porównanie obliczonych wg równania (2.23) i zmierzonych wartości naprężenia uplastyczniającego dla stali 304L (rys.2.5a) i węglowo-manganowej (rys.2.5b) [147]. Weryfikacja doświadczalna wskazuje na dobrą zgodność wyników opracowanego modelu z wynikami doświadczeń, również dla przypadków, w których występuje rekrystalizacja dynamiczna.



- Rys.2.5. Porównanie wyników naprężenia uplastyczniającego obliczonych wg równania (2.23) i zmierzonych dla stali 304L (a) i stali węglowo-manganowej (b) [147]
- Fig.2.5. Comparison of flow stress calculated from formula (2.23) and measured for the 304L steel (a) and the carbon-manganese steel (b) [147]

Opracowany model naprężenia uplastyczniającego został włączony do programu Comp_axi [147,148], a przeprowadzone obliczenia wykazały, że ma on istotny wpływ na wyniki symulacji procesu spęczania próbek osiowosymetrycznych.

W modelu opracowanym przez Marciniaka i Koniecznego [126-128] przyjęto założenie, że naprężenie uplastyczniające σ_p zależy od chwilowego stanu materiału σ_w i warunków odkształcenia określonych prędkością odkształcenia ε i temperaturą T

$$\sigma_p = \sigma_p(\varepsilon, T, \sigma_w), \qquad (2.24)$$

i wyraża się zależnością:

$$\sigma_{p} = M[P(\varepsilon,T)\sigma_{w} + \sigma_{v}(\varepsilon,T)]$$
(2.25)

Funkcja M określa zmienność modułu sprężystości z temperaturą. Funkcja P wyraża reakcję modułu na zmianę prędkości odkształcenia, a funkcja σ_v jest wyrażona złożonym równaniem i uwzględnia wpływ temperatury i prędkości odkształcenia. Zmiany stanu wewnętrznego materiału σ_w opisuje równanie ewolucji stanu

$$\sigma_{w} = F_{l} \cdot \varepsilon + F_{o} , \qquad (2.26)$$

w którym F₁ i F_o opisują parametry stanu w zależności od warunków odkształcenia.

Jak pokazano na rys.2.6, opracowany model z dostateczną dokładnością opisuje zachowanie się stali niskowęglowej o zawartości 0,1 % C [126]. Wyniki obliczeń numerycznych, opartych na tym modelu materiału, są jakościowo zgodne z krzywymi doświadczalnymi, a różnica wartości obliczonych i zmierzonych nie przekracza 15%.





Fig.2.6. Comparison of empirically defined values of flow stress (points) with values calculated using formula (2.26) (line) [126]

Korzystając z opracowanych zależności [128], można na drodze obliczeń numerycznych wyznaczyć przebieg naprężenia uplastyczniającego zachodzący w czasie dowolnego procesu odkształcenia. Na rys. 2.7 pokazano zmiany naprężenia uplastyczniającego wyznaczone numerycznie dla procesu odkształcenia wielostopniowego odpowiadającego przykładowo kuciu swobodnemu, kuciu prowadzonemu w kowarkach lub kuciu prowadzonemu na prasach wielostopniowych. Górna linia ciągła odpowiada przypadkowi, gdy kolejne fazy procesu odkształcenia nie są oddzielone od siebie przerwami czasowymi $\Delta t = 0$, linia dolna została wyznaczona dla procesów $\Delta t = 1$ s. Dla porównania liniami przerywanymi zaznaczono krzywe zmian naprężenia uplastyczniającego wyznaczone

z zależności $\sigma_{\mu}(\varepsilon,\varepsilon,T)$.

19





Przedstawiony przez Z. Gronostajskiego [24,25] model matematyczny opisuje zmiany naprężenia uplastyczniającego w zależności od stanu wewnętrznego materiału i jego reakcji na zmiany warunków odkształcenia. Stan wewnętrzny materiału wyraża zależność:

$$\sigma_w = \frac{\sigma_p}{M \cdot P_e}, \qquad (2.27)$$

gdzie:

- funkcja opisująca zmianę własności sprężystych materiału wraz M z temperatura,
- funkcja opisująca zmianę naprężenia uplastyczniającego wywołana skokową zmianą prędkości odkształcenia.

Dla każdego materiału przyjęto jedną bazową krzywą stanu wewnętrznego, na podstawie której uzyskuje się zależności $\sigma_w(\varepsilon)$ dla różnych temperatur i prędkości odkształcenia. Końcowy model do opisu przebiegów $\sigma_p(\varepsilon,\varepsilon,T)$ ma dwie postacie zależne od zakresu odkształceń. Pierwsza postać odnosi się do zakresu odkształceń mniejszych od krytycznych ε_c , a więc w którym występuje umocnienie, druga do zakresu odkształceń większych od ε_c , w którym występuje zmniejszenie naprężenia uplastyczniającego

związanego z wystąpieniem rekrystalizacji dynamicznej. Opracowany model został zweryfikowany dla brazów krzemowych dla zakresu temperatury 273 do 1073 K i predkości odkształcenia 0.01 do 0.7 s⁻¹. Zróżnicowanie wartości napreżenia uplastyczniajacego obliczonych i zmierzonych nie przekracza 5 % [25].

W pracy [24] Z. Gronostajski przedstawił model zmian naprężenia uplastyczniającego oparty na ziawiskach fizycznych jakie zachodza podczas odkształcania oraz w czasie procesu pomiędzy kolejnymi odkształceniami. Przyjęto założenie, że niezależnie, czy przyczyną osłabienia materiału jest rekrystalizacja dynamiczna, czy też lokalizacja odkształceń w pasmach ścinania, to w materiale, w którym zachodzi osłabienie, istnieją obszary zarówno ulegające umocnieniu, jak i osłabieniu. Jeżeli znamy udział tych obszarów, to napreżenie uplastyczniające całego materiału można określić jako sumę udziałów naprężeń uplastyczniających pochodzących od poszczególnych obszarów ulegających na przemian umocnieniu i osłabieniu, co wyraża się równaniem:

$$\sigma_{p}(t) = \Delta \sigma_{p0}(t) + \Delta \sigma_{p1}(t) + \dots + \Delta \sigma_{pl}(t) + \Delta \sigma_{p}^{l+1}(t), \qquad (2.28)$$

gdzie:

 $\Delta \sigma_{pl}(t)$ - udział naprężenia uplastyczniającego pochodzącego od obszarów, które uległy dokładnie i razy osłabieniu, a $\Delta \sigma_p^{i+1}(t)$ - udział naprężenia uplastyczniającego od obszarów, które uległy co najmniej i+1 razy osłabieniu.

Podczas przerw w odkształceniu następuje zmiana charakteru krzywej podstawowej $\sigma_{ph}(t)$, przy czym można wyróżnić dwa przypadki. Pierwszy, gdy podczas przerwy $\Delta t = t_k - t_p$ w elementarnej objetości materiału nie zachodzi osłabienie, wówczas napreżenie uplastyczniające zachowuje stałą wartość (rys.2.8a). W drugim przypadku w przerwie po czasie t, następuje osłabienie materiału i spadek naprężenia uplastyczniającego do wartości określonej kinetyka osłabienia (rys.2.8b). W momencie ponownego odkształcenia to elementarna objętość umacnia się według krzywej podstawowej.

Dla opracowanego modelu zbudowano program komputerowy umożliwiający wyznaczenie przebiegów napreżenia uplastyczniającego dla maksymalnie trzech cykli osłabienia. Zastosowanie opracowanego programu dla danego materiału wymaga znajomości jego kinetyki osłabienia, krzywej podstawowej oraz czasów odkształceń krytycznych.





Alternatywnym rozwiązaniem zagadnienia opisu własności plastycznych materiału jest wykorzystanie sieci neuronowej. Metoda ta w przeciwieństwie do metod konwencjonalnych jest szczególnie efektywna dla określenia naprężenia uplastyczniającego metalu odkształcanego na gorąco [89,107,109]. Nie wymaga modelowania matematycznego przemian zachodzących podczas odkształcenia, których opis fizyczny jest złożony i nie do końca poznany, a nauczona sieć może być wykorzystana w komputerowych programach modelowania procesów w miejsce klasycznego funkcyjnego opisu krzywych płynięcia. Przykłady takiego wykorzystania sztucznej sieci neuronowej można znaleźć w pracach Kusiaka i Pietrzyka [107], a nauczona sieć została zaimplementowana jako równanie konstytutywne do programu Comp_axi [148]. Na rys.2.9 pokazano porównanie wyników prób ściskania z wynikami obliczeń MES z siecią neuronową [109].





Fig.2.9. Flow curve defined empirically (markers) and calculated by artificial neural network (full line) [109]

2.2. Odkształcenie graniczne

Charakterystyki technologicznej plastyczności materiału ujmują zarówno opis zmian naprężenia uplastyczniającego σ_p , jak i odkształcenia granicznego ε_g w funkcji parametrów określających warunki odkształceń plastycznych w procesach przeróbki plastycznej [38]. Odkształcenie graniczne pękania, które istotnie zależy od stanu naprężenia, jest wyznaczane w próbach plastometrycznych pozwalających na uzyskanie zróżnicowanych stanów naprężeń i wyrażone jest jako funkcja temperatury, prędkości odkształcenia i stanu naprężenia.

 $\varepsilon_g = f(T,\varepsilon,k_\sigma),$

gdzie:

$$k_{\sigma} = \frac{\sigma_m}{\sigma}$$
 $\sigma_m = \frac{\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3}{\sigma}$

 $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$ - naprężenia główne,

 σ_m - naprężenie średnie,

 k_{σ} - wskaźnik stanu naprężenia.

Na rys.2.10 pokazano zależność odkształcenia granicznego od temperatury dla wybranych materiałów odkształcanych w próbie skręcania [188-190].

Podatność materiału do przeróbki plastycznej określona jest zarówno zmianą naprężenia uplastyczniającego jak i odkształcenia granicznego ε_g w funkcji parametrów określających warunki odkształceń plastycznych w procesach przeróbki plastycznej.



Rys.2.10. Zależność odkształcenia granicznego od temperatury dla wybranych materiałów: 1 - H25T, $\dot{\epsilon} = 10s^{-1}$; 2 - Armco 04J, $\dot{\epsilon} = 20s^{-1}$; 3 - Armco 04, $\dot{\epsilon} = 20s^{-1}$; 4 - 00H17N14M2, $\dot{\epsilon} = 0.8s^{-1}$; 5 - SW18, $\dot{\epsilon} = 10s^{-1}$; 6 - 2H13, $\dot{\epsilon} = 2.5s^{-1}$; 7 - 60G30J9, $\dot{\epsilon} = 5.4s^{-1}$; 8 - 5H17G17, $\dot{\epsilon} = 5.4s^{-1}$; 9 - Nimonic, $\dot{\epsilon} = 5.4s^{-1}$ [188]

Fig. 2.10. Dependence on temperature of deformation limit for selected materials

Poziom odkształcalności jest bardzo zróżnicowany dla różnych materiałów, natomiast jeśli nie występują przedziały temperatur o obniżonej plastyczności, odkształcenie graniczne zwiększa się ze wzrostem temperatury. Lokalne minima związane są z niekorzystnymi zjawiskami strukturalnymi.

Wyznaczenie granicznego odkształcenia dla zmiennych temperatur i prędkości odkształcenia pozwala na ustalenie optymalnych temperatur procesu, a także stwarza możliwość porównawczej oceny odkształcalności materiałów pochodzących z oddzielnych wytopów,

w zależności od składu chemicznego, struktury i warunków wytwarzania.

Analityczne określenie związku pomiędzy odkształceniem granicznym a warunkami odkształcenia nie może mieć charakteru uniwersalnej zależności, a jedynie odnoszącej się do pojedynczych stali czy grupy stali o zbliżonym składzie chemicznym, lub strukturze.

W pracach Elfmarka [16,17,93] odkształcenie graniczne związane jest z parametrem Zenera-Hollomona Z i parametryczną wartością dynamicznej rekrystalizacji W_{SS}:

 $\varepsilon_{p} = A \cdot Z \cdot W_{ss}^{C}$

gdzie:

(2.29)

$$W_{ss} = t_{ss} \exp\left[-\frac{Q}{R \cdot T}\right],$$

(2.30)

24

t_{ss} - czas niezbędny do osiągnięcia ustalonej wartości naprężenia uplastyczniającego
 \$\mathcal{O}_{ps}\$,
 A, C - stałe.

Równanie (2.30) jest wygodne do opisania wyników badań plastometrycznych dla prędkości odkształcenia poniżej 1 s⁻¹. Przy większych prędkościach obserwuje się odchylenie od liniowej zależności ε_g oraz od parametrycznej wartości dynamicznej rekrystalizacji.

Przykładem empirycznej zależności $\varepsilon_g = f(T, \varepsilon)$ może być opracowana przez Schindlera [175] zależność dla stali o podwyższonej wytrzymałości typu Mn-Nb-V w postaci:

$$\varepsilon_{g} = \varepsilon^{0.1} \cdot exp\left[\operatorname{arcsinh}\left(Y - \frac{1200}{T}\right) \right], \qquad (2.31)$$

gdzie:

- T temperatura odkształcenia [K],
- Y parametr reprezentujący wpływ początkowej wielkości ziarna austenitu zgodnie z zależnością Y=12, I-0, $28ln D_o$.

Zmienna D_o [µm] jest wielkością ziarna austenitu przed odkształceniem. Obydwa równania są słuszne jedynie dla struktury całkowicie zrekrystalizowanej, która w przypadku tych stali występuje powyżej 900°C.

Wyznaczenie funkcji odkształcalności granicznej ujmującej zarówno warunki odkształcenia, jak i zmianę wskaźnika stanu naprężenia wymaga przeprowadzenia prób odkształcenia do utraty spójności w różnych stanach naprężenia. Realizacja różnych sposobów odkształcania opracowana dla wyznaczenia odkształcalności na zimno [39-41] jest bardziej skomplikowana dla wysokich temperatur odkształcania.

Z uwagi na możliwość uzyskania dużych odkształceń w próbie skręcania, znacznie większych niż w próbie jednoosiowego ściskania, znalazła ona w praktyce badawczej zastosowanie do oceny wpływu stanu naprężenia na odkształcenie graniczne [6]. Badania eksperymentalne przeprowadzone przez Vatera i Lienharta [203] ograniczają możliwość skręcenia

z naprężeniem wzdłużnym do wartości $0, 4 \sigma_{p}$.

Przy większych naprężeniach rozciągających w próbce nie jest możliwe określenie odkształcenia zastępczego oraz stanu naprężenia. Na rys. 2.11 pokazano przykładowo dla stali St-37 zależność odkształcenia granicznego od temperatury, określoną podczas skręcania próbek z zadaną siłą rozciągającą lub ściskającą oraz przy rozciąganiu próbek cylindrycznych gładkich i próbek z karbem. Dla tych samych wartości k_{σ} odkształcalność rośnie ze zwiększeniem temperatury i zmniejszeniem prędkości odkształcenia.

Obszerne badania odkształcalności stali 00H17N14M3 przy zastosowaniu plastometru skrętnego i krzywkowego zostały wykonane przez Bika [5]. Badania zrealizowano w zakresie wskaźnika stanu naprężenia k_{σ} od -0,3 do +2,5, temperatury od 800 – 1200°C i prędkości odkształcenia 0,2 do 50 s⁻¹. Na rys. 2.12 pokazano przykładowo uzyskane zależności odkształcenia granicznego od stanu naprężenia dla temperatury i prędkości odkształcenia.



- Rys.2.11. Zależność odkształcenia granicznego od temperatury wyznaczona w próbie rozciągania i skręcania [203]
- Fig.2.11. Temperature dependence of deformation limit on determined from the tension and torsion tests [203]



Rys.2.12. Odkształcenie graniczne w funkcji temperatury i stanu naprężenia [5] Fig.2.12. Plasticity limit as a function of temperature and state of stress [5]

Analityczna zależność funkcji odkształcenia granicznego opisana została wzorem:

$$\varepsilon_{g} = \frac{5,1639}{\left[k_{\sigma} + 0.0525 \cdot \varepsilon^{0.127} \cdot exp\left(\frac{3962}{T}\right)\right]^{0.9705}}$$
(2.32)

Metoda wyznaczenia odkształcenia granicznego na gorąco, w oparciu o próby rozciągania, ściskania i skręcania, pozwala na drodze eksperymentalnej wyznaczyć dla dowolnej temperatury i prędkości odkształcenia stałe funkcji (2.32), a następnie na określenie odkształcenia granicznego dla badanych dowolnych parametrów odkształcenia. Własne doświadczenia [42] wskazują, że na plastometrze skrętnym w prosty sposób można zadać poosiową siłę rozciągającą, a tym samym wyznaczyć zależność $\varepsilon_g = \varepsilon_g(k_\sigma)$ w zakresie dodatnich wartości wskaźnika stanu naprężenia. Na rysunku 2.13 pokazano przykładowo wyznaczoną zależność $\varepsilon_g = \varepsilon_g(k_\sigma)$ dla stali 50HMF.





Wybór typu funkcji naprężenia uplastyczniającego zależy od przewidywanego zastosowania i zakresu zmienności parametrów charakteryzujących warunki odkształcania. W przypadku zastosowania funkcji naprężenia uplastyczniającego w programach do symulacji procesów przeróbki plastycznej należy uwzględnić jej dostosowanie do wymaganych w programach procedur obliczeniowych w celu uniknięcia nadmiernego wydłużenia czasu obliczeń lub problemów związanych ze zbieżnością rozwiązania na etapie optymalizacji funkcjonału mocy. Dla zmiennych warunków odkształcenia, określonych przez temperaturę, wielkość odkształcenia i prędkość odkształcenia, w których w przebiegu naprężenia uplastyczniającego występują zakresy zwiększania i spadku naprężenia, można zastosować funkcję (2.21) lub (2.22).

3. PLASTOMETRYCZNA PRÓBA SKRĘCANIA

3.1. Opis plastometru skrętnego

W Katedrze Mechaniki i Technologii Przeróbki Plastycznej pierwszy plastometr skretny został uruchomiony w 1976 roku [142]. Wyposażony był w silnik pradu zmiennego o mocy 5.2 kW i bezstopniowa przekładnie hydrauliczna, co pozwalało na skrecanie w sposób ciagły z predkościa od 335 do 1500 obr/min. Próbki nagrzewano w piecu sylitowym o mocy 4 kW do temperatury wynoszacej maksymalnie 1250°C. Sposób mocowania próbki w uchwycie nienapedzanym stwarzał możliwość swobodnego przemieszczenia osiowego jednego jej końca w czasie skręcania lub uniemożliwiał jakiekolwiek przesunięcie. Moment i siłe mierzono tensometrami oporowymi, a przemieszczenie osiowe za pomocą czujnika indukcyjnego. Zapis realizowano za pomocą rejestratora firmy Hottinger na papierze termoczułym (maksymalna predkość przesuwu taśmy do 250 mm/s). Zebrane doświadczenia w trakcie eksploatacji plastometru prowadziły do ciagłej jego modernizacji. W wersji z roku 1979 plastometr wyposażony został w silnik prądu stałego o mocy 7,5 kW i przekładnie dwustopniowa, co umożliwiało skręcanie z prędkością od 5 do 1500 obr/min. Kat skrecenia mierzono z dokładnościa 3,6° i możliwe było zadanie wymaganej wartości skrecanja. Sposób realizacji odkształcenia nieciagłego polegał na recznym sterowaniu liczbą skręceń próbki oraz ręcznym uruchomieniu plastometru. Po wykonaniu zadanego skręcania ustalano czas przerw za pomoca stopera i nastawiano koleiną wartość skręcenia próbki. Taki sposób realizacji odkształcenia nieciągłego na plastometrze skretnym nie zapewniał dużej dokładności i był niemożliwy do zastosowania przy krótkich czasach przerw pomiędzy skreceniami. W roku 1982 wykonano przystawkę pozwalającą na programowane sterowanie plastometrem skretnym [36,42]. Zbudowany układ posiadał blok elektronicznych pamięci, do których poprzez zadajnik cyfrowy wpisywano wartości liczby skręceń i czasów przerw pomiedzy kolejnymi skreceniami, które po przejściu przez układ wyświetlone były na wyświetlaczach cyfrowych. W posiadanym wykonaniu możliwe było realizowanie do 8 kolejnych cykli o zróżnicowanych wartościach odkształceń i czasów przerw. Realnie możliwe były do osiągnięcia czasy przerw minimalnie od 0,2 do 0,5 w zależności od predkości obrotowej. Wersja plastometru z roku 1994 była wyposażona w układ indukcyjnego nagrzewania próbek oraz system sterowania i rejestracji ADU firmy ELE Internacional (Wielka Brytania) [35,52].

Obecna wersja plastometru wyposażona jest w urządzenie do nagrzewania indukcyjnego, urządzenie do chłodzenia próbek oraz komputerowy system sterowania, rejestracji i przetwarzania wyników badań. Plastometr wyposażony jest w silnik prądu stałego o mocy 4,5 kW, który zapewnia stabilną prędkość obrotową w zakresie od 10 do 2000 obr/min. Umożliwia realizację odkształcania sekwencyjnego, symulację temperatury podczas nagrzewania i chłodzenia, a tym samym daje możliwość modelowania rzeczywistych procesów przeróbki plastycznej. Schemat ideowy plastometru skrętnego ilustruje rys.3.1.

Próbka poddawana skręcaniu (9) nagrzewana jest indukcyjnie. Urządzenie grzejne firmy Linn High Therm (Niemcy) składa się z miedzianego wzbudnika (8), generatora wysokiej częstotliwości (G) z wydzielonym modułem wyjściowym (MW) oraz chłodnicy (CH). Temperatura kontrolowana jest automatycznie za pomocą regulatora temperatury (RT) sprzężonego z pirometrem (P). System sterowania pozwala na zaprogramowanie trapezowego przebiegu funkcji zmian temperatury w czasie, co stwarza możliwość regulacji prędkości nagrzewania i chłodzenia oraz utrzymywania stałej temperatury próbki. Równomierny rozkład temperatury wzdłuż długości próbki osiąga się poprzez odpowiednią geometrię i rozstawienie zwojów wzbudnika. Umieszczenie pomiędzy próbką a wzbudnikiem rury

kwarcowej (7) umożliwia przeprowadzanie badań w atmosferze argonu, chłodzenie próbki z określoną prędkością za pomocą helu lub "zamrożenie" struktury poprzez natrysk wodny w dowolnym momencie odkształcania.



- MW MW output module of generator RT - temperature controller

Skrecanie próbki nastepuje poprzez połaczony z uchwytem ruchomym (6) układ napedowy, złożony z silnika (2), przekładni (3) oraz zespołu sprzegła i hamulca typu elektromagnetycznego (4). Sterowanie sprzegłem i hamulcem realizowane jest za pośrednictwem styczników elektromagnetycznych.

Pomiar wartości momentu skręcającego i siły osiowej odbywa się za pomocą czujników umieszczonych w głowicy pomiarowej (11) połączonej z nieruchomym uchwytem próbki (10). Liczbę skręceń określa się za pomocą impulsatora (5). Do rejestracji zmian temperatury wykorzystywany jest pirometr cześciowego promieniowania podczerwonego (P) firmy Maurer Optoelektronik (Niemcy). Pirometr posiada świetlne urządzenie celownicze, umożliwiające odpowiednie ustawienie głowicy pomiarowej oraz ustalenie wielkości powierzchni pomiarowej. Zamontowanie i wymontowanie próbki ułatwia przesuwny suport (12). Podczas skrecanja jest on automatycznie unieruchamiany, dzieki czemu długość nie ulega zmianie.

3.2. System sterowania i rejestracji wyników badań plastometrycznych

Zaprojektowany system sterowania i rejestracji wyników badań [57,74,122], którego schemat blokowy przedstawiono na rys.3.2, złożony jest z dwóch standardowych komputerów PC oraz kart pomiarowych i sterujących firmy Advantech. Rozdzielenie funkcji związanych ze sterowaniem i rejestracją wyników na dwa komputery pozwala na uzyskanie wiekszej czestotliwości próbkowania oraz niezawodności sterowania i rejestracji sygnałów pomiarowych. Jest to szczególnie ważne w przypadku prób skręcania sekwencyjnego z dużymi predkościami odkształcenia, małymi wartościami odkształceń i krótkimi czasami przerw pomiędzy kolejnymi odkształceniami. Komputer odpowiedzialny za sterowanie plastometrem skrętnym wyposażony jest w kartę pomiarową PCL-812PG, której wyjścia analogowe i cyfrowe połączono z regulatorem prędkości obrotowej silnika oraz z mikroprocesorowym regulatorem temperatury pieca indukcyjnego. Rejestracja wyników badań plastometrycznych realizowana jest za pomocą drugiego komputera wyposażonego w karte pomiarowa PCL-818HG. Przetworniki do pomiaru momentu skrętnego oraz siły osjowej realizowane sa za pomocą mostków tensometrycznych, a pomiar kata skręcenia odbywa się poprzez zliczanie impulsów z przetwornika optoelektronicznego. Zastosowanie odpowiednio dużej czestotliwości próbkowania ($\Delta t \ge 0.001s$) ma duże znaczenie w poczatkowej fazie skręcania, charakteryzującej się gwałtownym wzrostem momentu skręcającego i wpływa korzystnie na dokładność wyznaczania naprężenia uplastyczniającego.

Dla ustalonych parametrów próby skrecania:

- temperatura nagrzewania wstępnego, °C, T_{I}
- czas wygrzewania w temp. T₁, s, ti
- temperatura próby skrecania, °C, T_2
- czas wygrzewania w temp. T₂, s, 12
- Ň - prędkość obrotowa, obr/min,
- L,R parametry geometryczne próbki, mm,

w odstepach czasu Δt , dane pomiarowe rejestrowane są w postaci cyfrowej przez układ pomiarowy plastometru do plików zapisanych w tablicy - macierzy $X(N_x, 5)$, gdzie:

- $N_{\mathbf{x}}$ - liczba danych pomiarowych,
- X(:,1) czas, s,
- X(:,2) kąt skręcenia wyrażony liczbą skręceń, obr,
- X(:,3) moment skręcający, Nm,
- X(:,4) siła osiowa, N,
- X(:,5) temperatura, °C.

- 8
- 9 sample
- 10 stationary holder

30



Rys.3.2. Schemat blokowy układu sterowania i rejestracji wyników badań plastometrycznych Fig.3.2. Block diagram of the control and data acquisition system of plastometric test

Tekstowa postać plików umożliwia importowanie wielkości pomiarowych przez popularne programy komercyjne, takie jak arkusz kalkulacyjny "Excel", "Matlab" [7,9,118,121,125,131] lub niekomercyjne - Octave [15]; przy pomocy których dokonuje się dalszej obróbki obejmującej:

- przedstawienie danych pomiarowych w postaci graficznej oraz wizualną ocenę przebiegu próby,
- wstępną obróbkę danych pomiarowych, filtrację cyfrową oraz wygładzanie,
- wykonanie obliczeń odkształcenia ε i naprężenia uplastyczniającego σ_n ,
- przedstawienie w postaci graficznej zależności $\sigma_p = f(\varepsilon)$.

3.3. Przekształcanie zarejestrowanych sygnałów pomiarowych

Graficzne przedstawienie danych pomiarowych jest najprostszym sposobem oceny poprawności przeprowadzonej próby i ma bardzo duże znaczenie dla wizualnej kontroli na wszystkich etapach obróbki wielkości pomiarowych w badaniach plastometrycznych. Wizualna kontrola umożliwia natychmiastowe wychwycenie wszelkich nieprawidłowości. Do tych celów przydatne są zarówno opcje wchodzące w skład kreatora wykresów Excel'a [7], jak również narzędzia języków Matlab, Octave [7,15,121,125,131] do graficznej prezentacji danych. Składnia poleceń języków Matlab, Octave dla graficznej prezentacji danych jest następująca:

x,y,x₁,y₁,x₂,y₂ - wektory, typ_linii - łańcuch znaków określający kolor oraz typ linii.

gdzie:

W niektórych przypadkach na etapie wstępnej obróbki danych plastometrycznych zachodzi konieczność zredukowania liczby danych pomiarowych (usunięcie N_{XI} początkowych elementów lub N_{X2} końcowych elementów macierzy X) lub jej "przerzedzenie", gdy czas próbkowania Δt był zbyt krótki, a częstotliwość Nyquista f_{max} określona zależnością [88,118]:

$$f_{max} = \frac{I}{2 \cdot \Delta t},\tag{3.2}$$

znacznie przewyższa częstotliwości w charakterystyce częstotliwościowej sygnału użytecznego. Wykorzystując do obróbki danych plastometrycznych pakiet Matlab lub arkusz kalkulacyjny Excel, "obcinanie" danych nie nastręcza trudności. Korzystając z języka programu Matlab, "obcięcie" macierzy X z dołu i z góry można zrealizować poleceniem:

$$X_{v} = X(N_{v} : N_{v} - N_{v_{2}}), \tag{3.3}$$

gdzie:

 N_{XI}, N_{X2} - liczby elementów (wierszy) obciętych z początku i z końca macierzy X, X₁ - macierz uzyskana w wyniku "obcięcia" macierzy X.

Prosty algorytm "przerzedzania" danych pomiarowych można zrealizować wybierając spośród elementów macierzy X elementy o indeksach w odległości r następująco:

$$X_{i} = X(1 + (i-1) \cdot r), \qquad (3.4)$$

gdzie:

 $i = [1, 2, ..., N_x]$ - wektor.

Lepsze wyniki można uzyskać wykorzystując algorytm zawarty we wspomnianym już module programu Matlab do obróbki sygnałów (Signal Processing Toolbox):

$$X_1 = decimate(X,r), \qquad (3.5)$$

który dokonuje przetworzenia wektora X, traktowanego jako ciąg próbek sygnału, na wektor r razy krótszy, o elementach odpowiadających r razy mniejszej częstotliwości próbkowania. Przed przetworzeniem wektor X jest filtrowany dolnoprzepustowo tak, aby ograniczyć zakłócenia powodowane wyższymi harmonicznymi. Funkcja decimate (X,r) realizuje filtr Czebyszewa I typu, 8 rzędu [88,118].

W niektórych, wyjątkowych sytuacjach może zachodzić potrzeba zwiększenia gęstości próbkowania oraz zagęszczenia danych plastometrycznych. Do tych celów można wykorzystać funkcję programu Matlab:

$$X_{i} = interp(X_{i}r), \qquad (3.6)$$

gdzie:

r

X, X₁ - odpowiednio wektory wejściowy i wyjściowy,

liczba naturalna określająca stopień zagęszczenia danych.

32

3.4. Filtracja cyfrowa sygnałów pomiarowych

Ważnym elementem wstępnej obróbki danych plastometrycznych jest filtracja cyfrowa mająca na celu usunięcie z sygnałów niepożądanych składowych o wyższej częstotliwości aniżeli składowe sygnału użytecznego. Część okresowych zakłóceń w sygnałach z pomiarów plastometrycznych może być związana z wadliwym, niesymetrycznym mocowaniem próbki i nie należy ich kojarzyć z własnościami plastometrycznymi badanego materiału.

Dla usunięcia niepożądanych składowych wysokoczęstotliwościowych można zastosować różnego rodzaju filtry cyfrowe dolnoprzepustowe [88,118].

Dla filtracji sygnałów plastometrycznych zastosowano gotowe algorytmy rekurencyjne dla filtrów cyfrowych w dziedzinie czasu *(filter, filtfilt)*, wchodzące w skład Signal Processing Toolbox [88]. Algorytm cyfrowego filtru rekurencyjnego można zapisać w postaci równania różnicowego:

$$y[i] = b_1 x[i] + b_2 x[i-1] + \dots + b_{n_b+1} x[i-n_b] - a_2 y[i-1] - \dots - a_{n_a+1} y[i-n_a] , \qquad (3.7)$$

gdzie:

x = x[i] - wektor wejściowy, sygnał filtrowany, y = y[i] - wektor wyjściowy, sygnał po filtracji, $a = [1, a_2, \dots, a_{n_a+1}],$ $b = [b_1, b_2, \dots, b_{n_b+1}],$ a, b - parametry filtra.

Szczególnie użyteczny jest algorytm "filtfilt", będący specjalną odmianą algorytmu opisanego równaniem różnicowym (3.7), polegającym na dwukrotnej filtracji, najpierw w kierunku rosnących indeksów *i*, a następnie w kierunku odwrotnym. Dzięki temu można niemal całkowicie wyeliminować przesunięcie w fazie z odfiltrowanego sygnału, a także zminimalizować stany przejściowe w punkcie startowym algorytmu (3.7).

Dobierając parametry filtra cyfrowego dolnoprzepustowego [b,a] wykorzystano jedną z funkcji, będącą cyfrową odmianą klasycznego filtra analogowego Butherwortha [88,118]:

$$[b,a] = butter(n, W_n), \qquad (3.8)$$

gdzie:

n - rząd filtra [118],

 W_n - częstotliwość graniczna filtra dolnoprzepustowego wyrażona za pomocą liczby z przedziału [0,1], przy czym wartość 1 odpowiada częstotliwości f_{max} Nyquista [118] związanej z czasem próbkowania Δt zależnością (3.2).

Prostszą odmianą wersji filtra rekurencyjnego opisanego równaniem różnicowym (3.7) jest popularny algorytm "wygładzania" średnią ruchomą, który jest jedną z właściwości kreatora wykresów w arkuszu kalkulacyjnym Excel.

3.5. Wygładzanie przetworzonych sygnałów pomiarowych

Wygładzanie wielomianami

Aproksymacja danych pomiarowych za pomocą wielomianów metodą najmniejszej sumy kwadratów jest bardzo skutecznym i efektywnym sposobem wygładzania danych plastometrycznych. Określając współczynniki wielomianów aproksymujących, można wykorzystać gotowe procedury wchodzące w skład arkusza kalkulacyjnego Excel, jak również pakietów Matlab, Octave. W pakietach Matlab, Octave współczynniki wielomianu aproksymującego można określić za pomocą funkcji:

$$p = polyfit(x, y, n) , \qquad (3.9)$$

gdzie:

 $p = [p_1, p_2, ..., p_m p_m, 1]$ - współczynniki wielomianu stopnia n,

$$p(x_i) = p_1 x_i^n + p_2 x_i^{n-1} + \dots + p_n x_i + p_{n+1}$$
(3.10)

Wartości wielomianu $\hat{y}_i = p(x_i)$ odpowiadają danym pomiarowym y_i w sensie najmniejszej sumy kwadratów, tzn.:

$$\sum_{i=1}^{n_x} (y_i - \hat{y}_i)^2 = min$$
(3.11)

Obliczając wartości wielomianu (3.9) można użyć funkcji Matlab, Octave polyval:

$$\mathbf{y} = polyval(p, \mathbf{x}), \tag{3.12}$$

która określa wartości wielomianu (3.9) dla danego wektora współczynników p oraz wektora x.

Wygładzanie funkcjami sklejanymi – splines

Dla uzyskania zadowalającego rezultatu wygładzania danych plastometrycznych wielomianami konieczne jest zastosowanie odpowiednio wysokiego rzędu wielomianu. Wynika to stąd, że w otoczeniu punktu *a* można w zadowalający sposób aproksymować funkcję *f* za pomocą skończonych szeregów Taylora [9]:

$$y(x) = \sum_{i=0}^{n} \frac{f^{(i)}(a)}{i!} (x-a)^{i}, \qquad (3.13)$$

gdzie:

 $f^{(i)}(a)$ - pochodna rzędu *i* w punkcie *a*,

jedynie w przypadku, gdy funkcja jest wystarczająco "gładka" oraz gdy x leży wystarczająco blisko punktu a. W przypadku gdy funkcja jest aproksymowana w szerszym przedziale, stopień wielomianu aproksymującego musi być bardzo wysoki. Alternatywnym rozwiązaniem jest podział przedziału [a,b], na którym ma być aproksymowana funkcja f, na odpowiednio małe odcinki $[\xi_j,\xi_{j+1}]$, $a = \xi_1 < \xi_2 < ... < \xi_{l+1} = b$, takie że na każdym z nich można wystarczająco dobrze aproksymować funkcję f wielomianami p_j stosunkowo niskiego stopnia k-1 w taki sposób, że funkcja:

$$s(x) := p_j(x) = \sum_{i=l}^{k} (x - \xi_j)^{k-l} c_{ji}, \qquad (3.14)$$

dla

$$x \in [\xi_j, \xi_{j+1}], j = 1, 2, ..., l$$
, (3.15)

jest ciągła oraz ma ciągłe pochodne w punktach sklejania $\xi_2, \xi_3, ..., \xi_l$. Funkcje (3.13) sklejane z wielomianów $p_j(x)$ stopnia k-l w punktach $\xi_2, \xi_3, ..., \xi_{l-l}$ nazywane są spline'ami wielomianowymi rzędu k. W praktyce, do aproksymacji funkcji stosuje się zwykle wielomiany stopnia 3 (k=4), dla określenia których wystarczają cztery współczynniki $c_{jl}, c_{j2}, c_{j3}, c_{j4}$ na każdym z lokalnych przedziałów $[\xi_j, \xi_{j+l}]$.

Aby przeprowadzić aproksymację przez zastosowanie funkcji sklejanych, należy wybrać l punktów leżących na krzywej M = M(N). Pobierając punkty można skorzystać z funkcji programu Matlab ginput :

$$[N_{l}, M_{l}] = ginput(l), \qquad (3.16)$$

która sprawia, że za pomocą kliknięć myszą można zarejestrować l współrzędnych $(N_j, M_j), j = 1, 2, ..., l$ we wskazanych punktach bezpośrednio z okna graficznego, w którym uprzednio zamieszczono wykres M = M(N). W wyniku opisanej procedury uzyskuje się dwa wektory $[N_1, M_1]$ ze współrzędnymi punktów określających granice przedziałów (3.15). Parametry funkcji sklejanej (3.14) złożonej z wielomianów 3 stopnia (*spline* rzędu k = 4) można określić za pomocą funkcji csaps modułu Spline Toolbox, której składnia jest następująca:

$$sp = csaps(N_l, M_l) \tag{3.17}$$

Wartość funkcji *sp* jest zmienną obiektową, której jedną z właściwości *sp.coefs* są współczynniki wielomianu (3.14) w postaci macierzy o wymiarach *l x 4*. Wyznaczoną w ten sposób funkcję można przedstawić graficznie korzystając ze specjalnej procedury w Spline Toolbox:

oraz określić wartość funkcji sklejanej (3.17) w dowolnym punkcie $x \in [a, b]$:

$$y = fnval(sp,x) \tag{3.19}$$

W praktyce, opracowując dane plastometryczne z użyciem funkcji sklejanych (3.14) przydatny jest specjalny interfejs graficzny wchodzący w skład Spline Toolbox, który ułatwia pracę z danymi. Z poziomu języka Matlab należy użyć polecenia:

splinetool
$$(N_I, M_I)$$
, (3.20)

gdzie:

 (N_1, M_1) - współrzędne punktów (3.16).

Przedstawione metody obróbki cyfrowej pomiarów z badań plastometrycznych obejmują jedynie niektóre z metod obróbki sygnałów cyfrowych w dziedzinie czasu. Teoria dotycząca obróbki cyfrowej sygnałów pomiarowych jest bardzo obszerna i obejmuje teorię sygnałów zarówno w dziedzinie czasu, jak i w dziedzinie częstotliwości [88,118].

4. DOBÓR WARUNKÓW NAGRZEWANIA PRÓBEK PLASTOMETRYCZNYCH

Próbki do badań plastometrycznych mogą być nagrzewane indukcyjnie lub w piecu komorowym. Właściwy, równomierny rozkład temperatury w części pomiarowej próbki wpływa na jakość wyników badań plastometrycznych. O rozkładzie temperatury lokalnej decydują właściwości fizyczne materiału próbek i sposób ich nagrzewania. Doświadczalne określenie rozkładu temperatury w procesie nagrzewania i wygrzewania próbek jest skomplikowane i ma wiele ograniczeń w zakresie liczby i rozszerzenia punktów pomiarowych oraz wprowadzenia zakłóceń pól temperaturowych w tych punktach. Aktualne możliwości symulacji numerycznych stwarzają szansę wyznaczenia rozkładu temperatury z dużym przybliżeniem modelu do rzeczywistego obiektu.

Doświadczenie, jakie zgromadzono w czasie wieloletnich badań różnych materiałów [102-105], pozwoliło na wytypowanie do analizy rozkładu temperatur materiałów o naturalnej skłonności do nierównomiernego rozkładu temperatury. Zgodnie z przesłankami teoretycznymi, najistotniejszą cechą fizyczną decydującą o zróżnicowaniu temperatury w trakcie nagrzewania i wygrzewania próbek jest przewodność cieplna. Materiałami stosowanymi do przeróbki plastycznej, a istotnie różniącymi się przewodnością cieplną, są: tytan, stal austenityczna i miedź. W tablicy 4.1 zestawiono własności fizyczne materiałów niezbędne do przeprowadzenia symulacji komputerowej procesu nagrzewania.

Tablica 4.1

Parametr	alowe prober plastometry	Materiał	
materiałowy	Tytan	Stal austenityczna	Miedź
Przenikalność magnetyczna μ[-]	1	B (H, T) *	1
Rezystywność ρ [Ω m]	$-0,1710^{-6}e^{-T/300}+0,18210^{-5}$	0,8 10 ⁻⁶ (1+0,0005·T)	0,153 10 ⁻⁷ (1+0,0042·T)
Przewodność cieplna λ[W/(m°C)]	8 (1+0,002·T)	15 (1+0,00087·T)	39,42 e ^{-T / 650} +356
Akumulacyjność cieplna $\rho \cdot c [J/(m^3 \cdot °C)]$	0,27 10 ⁷ (1+0,5 10 ⁻³ ·T)	3,5 10 ⁶ (1+0,0001428•T)	0,338 10 ⁷ (1+0,23 10 ⁻³ ·T)
Współczynnik wymiany ciepła przez konwekcję α [W/m·°C)]	10	10	10
Emisyjność ε [-]	0,25 (1+0,00224·T)	0,2 (1+0,0002·T)	0,665 (1-0,0004·T)
• B(1	$(H,T) = \mu_0 H + J_{s0} \frac{H_a + 1 - H_{s0}}{H_a + 1 - H_{s0}}$	$\frac{\sqrt{\left(H_a+l\right)^2-4H_a\left(l-a\right)}}{2\left(l-a\right)}$	$\overline{\underline{b}}_{C(T)}$
gdzie: H	$U_{a} = \mu_{0} H \frac{\mu_{r0} - 1}{J_{s0}}$	$C(T) = 1 - e \frac{T - T_c}{C}$	
$L_0 = 1 T$	$\mu_{-0} = 300$ $a = 0.3$	$T_c = 750^o C$	$C = 200^{\circ}C$

34



Rys.4.1. Geometria układu grzejnego: 1 - próbka, 2 - wzbudnik [102] Fig.4.1. Geometry of heating system: 1 - sample, 2 - inductor [102]

Analiza pola elektromagnetycznego, a następnie niestacjonarnego pola temperaturowego w próbce sprowadza się do rozwiązania sprzężonych równań Maxwella:

$$i\omega\gamma A + rot [H] = J, \qquad (4.4)$$

(4.5)

przy czym

$$H = (1/\mu) \cdot rot A$$
,

gdzie:

 $i = \sqrt{-1}$ ω - pulsacja prądu zasilającego, γ-konduktywność, A - potencjał wektorowy, H - natężenie pola magnetycznego,

J - gestość prądu, µ - przenikalność magnetyczna,

oraz Fouriera - Kirchhoffa

$$div \left[(-\lambda) \operatorname{grad} T \right] + \rho c \frac{\partial T}{\partial t} = w_{v}, \qquad (4.6)$$

gdzie:

 w_v – gęstość objętościowa mocy wydzielonej w próbce

$$w_{\nu}(r,z) = \omega^2 \cdot \gamma \cdot A \cdot A \tag{4.7}$$

Układ równań (4.4), (4.5) rozwiązano metodą potencjału wektorowego A(r,z), znajdując jego rozkład na przekroju próbki, a następnie z uwzględnieniem (4.7) obliczono rozkład gestości mocy objętościowej. Wykonanie obliczeń następuje zgodnie z procedurą zawartą w programie Flux 2D [207].

4.1. Model i parametry nagrzewania w piecu komorowym

W procesie nagrzewania próbek w komorze pieca rezystancyjnego do temperatury próby skręcania mamy do czynienia z pośrednim, konwekcyjno-radiacyjnym nagrzewaniem wsadu z regulowaną temperaturą końcową. Za obowiązujący przyjmujemy warunek graniczny trzeciego rodzaju, czyli temperatura komory $T_k = const$ i stała średnia wartość współczynnika wymiany ciepła do wsadu $\alpha_k = const.$ Różnica temperatur powierzchni i wnętrza wsadu wywołuje przepływ ciepła. Wyznaczenie zmiany temperatury w trakcje nagrzewania sprowadza się wiec do rozwiazania równania Fouriera

$$iv \lambda \ grad T = \rho c \frac{\partial T}{\partial t} , \qquad (4.1)$$

gdzie:

 λ – przewodność cieplna,

T- temperatura,

 ρ – gęstość,

c - ciepło właściwe,

z następującym warunkiem brzegowym na powierzchni wsadu

$$\lambda \frac{\partial T}{\partial x} = \alpha_{\kappa} (T - T_{\kappa}), \qquad (4.2)$$

i początkowym

$$T(x, y, t = 0) = T_0(x, y)$$
(4.3)

W ogólnym przypadku własności fizyczne wsadu zależą od temperatury. Ponieważ ρ , λ , α , c są funkcjami temperatury, więc równanie (4.1) jest równaniem nieliniowym, którego rozwiązanie analityczne praktycznie nie istnieje. Dlatego też zamiast rozwiązania ścisłego poszukuje się rozwiązania przybliżonego.

Obliczenia zostały dokonane w oparciu o moduł cieplny pakietu Flux 2D [207]. Założono, że piec został wstępnie nagrzany do wymaganej temperatury końcowej T_k , a następnie włożono do niego próbkę o temperaturze otoczenia $T_0 = 20^{\circ}$ C. Obliczenia niestacjonarnego pola temperatury w próbce prowadzono z krokjem czasowym $\Delta t = 5s$.

4.2. Model obliczeniowy i parametry nagrzewania indukcyjnego

Przyjęty w obliczeniach układ grzejny jest przedstawiony na rys.4.1. Zasadniczymi elementami tego układu są: próbka (1) i wzbudnik (2) wykonany z rurki miedzianej - zasilany z generatora pradem o czestotliwości 200 kHz i nateżeniu odpowiednio dobranym dla poszczególnych materiałów.



4.3. Wyniki obliczeń numerycznych

Uzyskany w wyniku symulacji rozkład temperatury w części pomiarowej próbki przy zastosowaniu wzbudnika standardowego, który stanowi 10-zwojowa cewka o stałej średnicy i równomiernym rozłożeniu zwojów, nie zapewnia oczekiwanej równomierności nagrzania próbki. Zróżnicowanie temperatury na długości próbki sięga 150°C. Dlatego konieczne było poszukiwanie takiej zmiany geometrii układu grzejnego, która umożliwiałaby bardziej równomierne nagrzanie. Modyfikując geometrię wzbudnika, brano pod uwagę fakt zmiany indukcyjności wzbudnika, tzn. zmiana wymiarów nie mogła w sposób znaczący powodować zmiany impedancji wzbudnika, gdyż mogłoby to doprowadzić do zakłóceń pracy generatora zasilającego. Tak więc zmiany geometrii następowały przy praktycznie stałej impedancji wzbudnika. Na rys. 4.2 pokazano wzbudnik o zmienionej konstrukcji, dla którego uzyskany rozkład temperatury w przekroju poprzecznym próbki przedstawiono na rys.4.3. Porównanie przebiegu temperatury wzdłuż osi próbki dla wzbudnika standardowego i wzbudnika optymalizowanego zaprezentowano na rys. 4.3.



- Rys.4.2. Układ grzejny ze wzbudnikiem o zmienionej w wyniku symulacji komputerowej konstrukcji: 1 – próbka, 2 – wzbudnik [102]
- Fig.4.2. Heating system with inductor of design modified by computer simulation: 1-sample, 2-inductor [102]



- Rys.4.3. Przebiegi temperatury na powierzchni w części pomiarowej próbki wzdłuż osi z uzyskane dla wzbudnika standardowego i optymalizowanego [102]
- Fig.4.3. Temperature distribution at surface of measured part of sample for the standard and optimized inductor [102]

pomiarowej próbki. Przy zadanej temperaturze grzania rejestrowano za pomocą termopar rozkład temperatury wzdłuż osi próbki. Otrzymane wyniki zestawiono w tablicy 4.2.

Tablica 4.2





Przy zastosowaniu pirometru problemem jest właściwe nastawienie wartości współczynnika emisji powierzchni badanej próbki. Własne doświadczenia wskazują, że nie można stosować współczynników z danych literaturowych dla danego gatunku stali, które określone są dla warunków standardowych, tzn. w kierunku normalnej do płaskiej powierzchni, która nie sąsiaduje z promieniującym otoczeniem. W przypadku powierzchni nieregularnych współczynnik emisji zależy dodatkowo od kąta promieniowania. Zdolności emisyjne próbki stosowanej w badaniach plastometrycznych zależą zarówno od stanu jej powierzchni, jak również od właściwego ustawienia pirometru względem osi próbki oraz od oddziaływania ciepłego otoczenia (wzbudnika) podczas nagrzewania i chłodzenia. Niewłaściwe określenie charakterystyk termicznych może spowodować błędy w pomiarze temperatury sięgające do 100°C, co pokazano przykładowo na rys.4.4.



Rys.4.4. Krzywe chłodzenia próbki ze stali 1H18N9T Fig.4.4. Cooling curves of sample of 1H18N9T steel 40

Wyniki symulacji komputerowej rozkładu temperatury w częściach pomiarowych próbek przedstawiono graficznie na rysunkach 4.5 i 4.6. Na rysunku 4.5 pokazano przebieg temperatury w funkcji czasu dla ciągłego nagrzewnia w piecu komorowym oraz nagrzewania indukcyjnego z zastosowaniem różnych mocy zasilania. Na rysunku 4.6 zaprezentowano wyniki symulacji komputerowej uzyskane dla nagrzewania indukcyjnego z wygrzewaniem. Dla wszystkich sposobów nagrzewania zróżnicowanie temperatury pomiędzy powierzchnią i osią próbki było na tyle małe, że mieściło się w zakresie grubości linii wykresu. Znacznie większe jest zróżnicowanie temperatury na długości pomiarowej próbek, co zostało przedstawione na rysunkach 4.7 do 4.9.



Fig.4.5. Time-temperature profiles at sample F surface during heating to the deformation temperature: a) $T_k=1020^{\circ}C$, b) $T_k=1000^{\circ}C$, c) $T_k=870^{\circ}C$ [54]



niem: a) $T_k = 1020^{\circ}C$, b) $T_k = 1000^{\circ}C$, c) $T_k = 870^{\circ}C$ [54] Fig. 4.6. Time-temperature profiles during induction heating with soaking at temperature: a) $T_k = 1020^{\circ}C$, b) $T_k = 1000^{\circ}C$, c) $T_k = 870^{\circ}C$ [54]



Rys.4.7. Rozkład temperatury (a) i różnicy temperatur (b) na powierzchni próbki po osiągnięciu zadanej temperatury odkształcania dla jednostopniowego nagrzewania indukcyjnego [54] Fig.4.7. Distribution of temperature (a) and difference of temperatures (b) at sample surface after

ig.4.7. Distribution of temperature (a) and appendice of temperatures (b) at each per temperature reaching the deformation temperature - for single stage induction heating [54]









Fig. 4.9. Distribution of temperature (a) and difference of temperatures (b) at surface of titanium sample after subsequent cycles of induction heating and soaking (course T=f(t) as in fig. 4.6.a) [54]

Efektywność nagrzewania indukcyjnego, wyrażona czasem niezbędnym do osiągnięcia wymaganej temperatury próbki, jest znacznie większa od nagrzewania w piecu komorowym.

Stopień równomierności temperatury próbek plastometrycznych, określony zróżnicowaniem temperatury na długości i promieniu części pomiarowej próbek, zależy od sposobu nagrzewania i własności fizycznych materiału próbek. Największy wpływ na zróżnicowanie temperatury wywiera niezależnie od sposobu grzania przewodność cieplna. Największe zróżnicowanie występuje na długości próbek i wynosi dla temperatury przeróbki plastycznej na gorąco: tytanu - $\Delta T \cong 50^{\circ}$ C, stali austenitycznej - $\Delta T \cong 30^{\circ}$ C, miedzi - $\Delta T \cong 10^{\circ}$ C. Na promieniu zróżnicowanie jest znacznie mniejsze i nie przekracza 2°C. Korzystny efekt w zakresie równomierności temperatury występuje w przypadku stosowania nagrzewania z cyklicznym wygrzewaniem, dla utrzymania założonej temperatury w dłuższym okresie czasu.

Ze względu na większe możliwości nagrzewania indukcyjnego w zakresie regulacji przebiegu temperatury w funkcji czasu ten sposób nagrzewania jest coraz częściej stosowany w plastometrach skrętnych. Uzyskiwany efekt równomierności rozkładu temperatury można poprawić przez dobór cech konstrukcyjnych wzbudnika i dobór parametrów zasilania z generatora o wysokiej częstotliwości. Zastosowanie wzbudnika o baryłkowatym kształcie pozwala istotnie zmniejszyć zróżnicowanie temperatury na długości części pomiarowej próbki. Zróżnicowanie temperatury, dla prawidłowo dobranych cech geometrycznych induktora, nie różni się istotnie dla nagrzewania indukcyjnego i w piecu komorowym.

4.4. Wpływ parametrów nagrzewania na wyniki badań plastometrycznych

W rzeczywistych warunkach nagrzewania temperatura nagrzewania przewyższa temperaturę odkształcania, a czasy nagrzewania są wielokrotnie dłuższe od stosowanych w próbach plastometrycznych. Odnosi się to zwłaszcza do materiałów stopowych oraz próbek wyciętych z wlewka, gdzie długi czas wygrzewania ma zapewnić właściwą strukturę materiału.

Na rys.4.10 pokazano porównanie wyników prób, w których skręcanie następowało po obniżeniu temperatury o 75°C od temperatury nagrzewania z wynikami, dla których temperatury skręcania i wygrzewania były równe [189]. Dla małych odkształceń (ε <0.5) naprężenie uplastyczniające jest większe przy wstępnym nagrzewaniu powyżej temperatury skręcania, dla większych odkształceń zależność jest odwrotna.

Ocenę wpływu parametrów wyżarzania ujednoradniającego na plastyczność materiału o strukturze pierwotnej przeprowadzono dla stali 1H18N9T [43]. Prostopadłościenne próbki o wymiarach 20x20x60 mm, wycięte z tarcz poprzecznych wlewków, wygrzewano w piecu komorowym w temperaturze 1100 i 1200°C przez okres 2.5 i 10 godzin. Po ochłodzeniu w powietrzu wykonano próbki do badań metalograficznych oraz do prób skrecania. Zarówno w próbkach pobranych z wlewka odlanego konwencjonalnie, jak i w sposób ciągły obserwowano zmniejszenie ilości fazy ferrytycznej dla zastosowanych temperatur wygrzewania 1200°C i dłuższych czasów wygrzewania. Przeprowadzone zabiegi wygrzewania prowadziły do zmniejszenia ilości weglików w wyniku rozpuszczania weglików drobnych, nie wykazano natomiast wpływu wygrzewania na ilość, wielkość i rozkład wtraceń niemetalicznych. Próbki skręcano w temperaturze 1100 i 1200°C ze stałą prędkością 1s⁻¹. Dodatkowo wygrzewano próbki z materiału o strukturze pierwotnej w piecu plastometru skretnego przez okres 20, 30 i 45 min. Na próbkach pobranych z wlewka odlanego w sposób ciągły i wygrzewanych określono zawartości fazy ferrytycznej metodą magnetyczną. Zależność odkształcalności od temperatury i czasu wygrzewania oraz od zawartości fazy ferrytycznej przedstawiono na rys.4.11.



Rys.4.10. Zależność naprężenia uplastyczniającego od odkształcenia dla stali Fe-Mn-Al. Liczby na krzywych oznaczają temperaturę skręcania +75°C, oznaczono wyniki skręcania po wstępnym nagrzaniu do temperatury o 75°C wyższej [189]

Fig.4.10. The stress – strain curves for steel Fe-Mn-Al. Numbers related to the curves designate the torsion temperature; as +75°C are marked the results of torsion after pre-heating to a temperature higher by 75°C [189]



Rys.4.11. Zależność odkształcenia granicznego ε_e od temperatury i czasu wygrzewania:
 a. próbki pobrane z wlewka odlanego konwencjonalnie,
 b. próbki pobrane z wlewka odlanego w sposób ciągły.
 Linia przerywana ilustruje zmiany zawartości fazy α [43]

Fig.4.11. Dependence of limit deformation ε_{g} on temperature and soaking time: a. samples taken from conventionally in cast ingot, b. samples taken from continuous cast ingot. Dotted line illustrates changes in the α - phase content [43]

Uzyskany poziom odkształcalności przy skręcaniu próbek pobranych z obu typów wlewków i wygrzewanych w temperaturze 1100°C nie zależy od czasu wygrzewania i jest porównywalny do odkształcalności uzyskanej na próbkach bez wygrzewania. Pozytywny wpływ wygrzewania na wartość odkształcenia granicznego uwidacznia się przy skręcaniu próbek wygrzewanych w temperaturze 1200°C i czasach wygrzewania 5 i 10 godzin, a zatem dla warunków wygrzewania, przy których występuje zmniejszenie ilości ferrytu.

Zwiększenie czasu wygrzewania do 45 min nie powoduje zmiany odkształcalności. Czas ten jest zbyt krótki do wywołania takich zmian w strukturze, które powodowałyby zmianę plastyczności.

Oceny wpływu wyjściowej struktury na wyniki próby skręcania dokonano dla dwóch austenitycznych stali Cr-Mn i Cr-Ni [99-101]. Stal Cr-Mn przesycano z temperatury 1150°C, 1200°C i 1250°C z czasem wytrzymania 60 min, a stal Cr-Ni poddano przesycaniu z temperatury 1150°C i 1200°C z czasem wygrzewania 60 min. Próbę skręcania przeprowadzono w zakresie temperatury 800÷1100°C i prędkości odkształcenia 0,02÷2,1s⁻¹. Określono przebieg funkcji naprężenia uplastyczniającego oraz ustalono charakterystyczne wartości σ_{pp} i ε_p oraz naprężenie stanu ustalonego płynięcia σ_{ps} i odpowiadające mu odkształcenie ε_s . Wielkość ziarna analizowano na zgładach równoległych do osi próbki po przesycaniu. Do wyznaczenia wielkości ziarna wykorzystano program komputerowy do automatycznej analizy obrazu "MET-ILO", mierząc każdorazowo 500 ziaren. Jako parametr opisujący wyjściową wielkość ziarna stosowano średnią powierzchnię płaskiego przekroju ziarna S_0 [µm²].

Maksymalne naprężenie uplastyczniające i odpowiadające mu odkształcenie jest dla obydwu stali tym większe, im większa jest wyjściowa wielkość ziarna przed odkształceniem (rys.4.12 - 4.14).

a) $S_0=2300\mu m^2$. Pow. 100× b) $S_0=5900\mu m^2$. Pow. 100× c) $S_0=20300\mu m^2$. Pow. 100×



Rys.4.12. Wpływ wyjściowej wielkości ziarna austenitu na postać krzywych naprężenie - odkształcenie dla stali Cr-Mn po odkształceniu w temperaturze 1000°C z prędkością 0.23s⁻¹ [99]
 Fig.4.12. Influence of initial austenite grain size on the stress – strain curves shape (for Cr-Mn steels after deformation at temperature 1000°C with strain rate 0.23 s⁻¹) [99]







Rys.4.14. Wpływ wyjściowej wielkości ziarna S_0 i temperatury odkształcenia T na odkształcenie ε_p stali Cr-Mn skręcanej z prędkością 0.02 s⁻¹ [99]

Fig.4.14. Influence of initial grain size S_0 and deformation temperature T on the peak strain ε_p of Cr-Mn steel twisted with strain rate 0.02 s^{-1} [99]

Zależności ujmujące wpływ wyjściowej wielkości ziarna i parametru Zenera -Hollomona na maksymalne naprężenie uplastyczniające σ_{pp} i odkształcenie ε_p przedstawiono w tablicy 4.3. Dane te wskazują, że silny wpływ na odkształcenie ε_p ma zarówno parametr Zenera-Hollomona, jak i średnia powierzchnia płaskiego przekroju ziarna wyjściowego S_0 (zależności 4.8 i 4.9), o czym świadczą wartości testu istotności dla współczynników regresji wielokrotnej *p*. Wykazano ponadto istotny wpływ średniej powierzchni płaskiego przekroju ziarna wyjściowego S_0 oraz parametru *Z* na maksymalne naprężenie uplastyczniające σ_p (zależność 4.10). Tablica 4.3

Zależności pomiędzy maksymalnym naprężeniem uplastyczniającym σ_{pp} odkształceniem ε_p a wyjściową wielkością ziarna i parametrem Zenera-Hollomona Z [99]

Zależność	Gatunek stali	Równanie szczegółowe	Wspł. korelacji R ²	Wyniki testu istotności dla współczynników regresji wielokrotnej
$\epsilon_{p} = f(S_{0},Z)$	Cr-Mn (4.8) Cr-Ni (4.9)	$\epsilon_{pmx} = B_A \times S_0^{0.14} \times Z^{0.05}$ $B_A = 0.008 \times [(10^{-6} \text{mm}^{-2})^{0.14} \times \text{s}^{0.05}]$ $\epsilon_{pmax} = B \times S_0^{0.14} \times Z^{0.05}$ $B = 0.018 \times [(10^{-6} \text{mm}^{-2})^{0.14} \times \text{s}^{0.05}]$	0.93	$\frac{(p_{kr}=0.05)}{S_0 - 1.1 \times 10^{-6}}$ Z - 7.5×10 ⁻¹²
$\sigma_{pp} = f(S_0, Z)$	Cr-Mn, Cr-Ni (4.10)	$\sigma_{\rm pp} = 348 + 5 \times 10^{-4} \cdot S_0 + 1.7 \times 10^{-17} \cdot Z$	0.80	$S_0 - 0.01$ Z - 1.6×10 ⁻⁴

B_A, B – stałe zależne od gatunku stali

5. WPŁYW MIEJSCA I KIERUNKU POBRANIA PRÓBKI NA NAPREŻENIE UPLASTYCZNIAJĄCE I ODKSZTAŁCENIE GRANICZNE

Sposób pobrania próbki do skręcania decyduje o uzyskiwanym wyniku zarówno naprężenia uplastyczniającego, jak i przede wszystkim odkształcenia granicznego. Szczególnie wyraźnie dotyczy to miejsca pobrania próbki z wlewka, gdyż wiaże się ze sposobem krystalizacji i w efekcie zmianami w strukturze materiału.

Przykładem mogą być badania plastyczności wlewków z 1H18N9T, z których pobrano próbki z trzech kierunków wg schematu przedstawionego na rys.5.1 [43]. Uzyskane wyższe wartości odkształcenia granicznego na próbkach z kierunku poprzecznego (rys.5.2) wynikają ze zgodności osi próbek z osiami kryształów, co zapewnia bardziej jednorodną strukturę próbki i mniejszy efekt osłabienia materiału, wynikający z udziału granic między kryształami słupkowymi.



Rys.5.1. Schemat pobrania próbek do badań plastometrycznych z tarczy poprzecznej wlewka ze stali 1H18N9T [43]

Fig.5.1. Scheme of sampling for the plastometric tests from transverse section of the 1H18N9T steel ingot [43]

Dla przerobionych plastycznie kęsów ułożenie próbki względem osi może decydować o wyniku, tak jak zróżnicowany jest udział na przekroju dwóch występujących w badanym materiale faz (rys.5.3) [189]. Odkształcalność warstw zewnętrznych jest istotnie większa, co wiąże się z większą zawartością fazy a w warstwach wewnętrznych, potwierdzoną również zmianami twardości. Zróżnicowanie & zwiększa się ze wzrostem temperatury.



- Rys.5.2. Zależność naprężenia uplastyczniającego i odkształcenia granicznego od temperatury dla próbek pobranych z różnych kierunków w stosunku do osi wlewka [43]
- Fig.5.2. Dependence of flow stress and deformation limit on temperature for the samples taken in various directions with respect to ingot axis [43]



- Rys.5.3. Odkształcenie graniczne stali OOH17N14M2 w zależności od: a) miejsca pobrania próbki, b) temperatury badania [189]
- Fig.5.3. Deformation limit of the 00H17N14M2 steel depending on: a) place of sampling, b) testing temperature [189]

Szczególny sposób pobrania próbki wynika z badań wykonanych na wysokostopowej stali manganowo-aluminiowej 60G30J9, która ma strukturę austenityczną z około 15% zawartością pasmowo ułożonego i mniej plastycznego ferrytu [36]. Oczywiste jest, że w tym przypadku odkształcenie graniczne próbek poprzecznych jest istotnie mniejsze niż wzdłużnych (rys.5.4). Dla poprawnego określenia zakresu temperatur optymalnej plastycz-



- Rys. 5.4. Zależność maksymalnego naprężenia uplastyczniającego (linia przerywana) i odkształcenia granicznego (linia ciągła) od temperatury dla stali 60G30J9 [36]:
 - A próbki pobrane wzdłuż płaskownika,
- B próbki pobrane w poprzek płaskownika. Fig.5.4. Dependence of peak stress (intermittent line) and deformation limit (full line) on temperature
 - on the 60G30J9 steel [36]:
 - A samples taken lengthwise from a bar,
 - B-samples taken transverse from a bar.

ności wydaje się jednak słuszniejsze stosowanie próbek pobranych wzdłuż płaskownika, jako dające wyraźny obraz wpływu temperatury na odkształcenie graniczne.



6. WPŁYW CECH GEOMETRYCZNYCH PRÓBKI NA WYNIKI PRÓBY SKRĘCANIA NA GORĄCO

Plastometryczna próba skręcania na gorąco, pomimo jej długiego stosowania, jest w dalszym ciągu przedmiotem dyskusji nad wpływem kształtu i wymiarów próbki na uzyskiwane wyniki. Przegląd literatury pozwala stwierdzić ogromną różnorodność wymiarów stosowanych próbek: średnica od 6 do 10 mm, a smukłość wyrażona stosunkiem długości pomiarowej do jej średnicy L/D od 1/3 do 10. Zmienność smukłości wynika głównie z chęci zwiększenia uzyskiwanej prędkości odkształcenia. W Polsce najczęściej stosowana jest próbka o średnicy D = 6 mm i długości L = 50 mm (wzorowana na próbkach stosowanych w IRSID Francja). Przy maksymalnej stosowanej w plastometrach prędkości obrotowej 25 obr/s próbka o takich wymiarach pozwala uzyskać prędkość odkształcenia $\varepsilon = 5,45$ s⁻¹. Skrócenie długości pomiarowej do L = 6 mm zwiększa prędkość odkształcenia ε do 45 s⁻¹. Według badań Funkego i Preisera [20] kształt krzywych płynięcia oraz wyznaczona na podstawie rejestrowanych wartości momentu skręcającego wartość naprężenia uplastyczniającego zmienia się ze zróżnicowaniem długości pomiarowej (rys.6.1).



Rys.6.1. Wpływ długości próbki na przebieg krzywej płynięcia ($D = 10 \text{ mm}, T = 1000^{\circ}C, \epsilon = 10 \text{ s}^{-1}$) [20]

Fig.6.1. Influence of sample length on flow curves (D = 10 mm, $T = 1000^{\circ}C$, $\varepsilon = 10 \text{ s}^{-1}$) [20]

Dla próbek o smukłości L/D > 1,5 zróżnicowanie krzywych płynięcia jest niewielkie, a istotne różnice występują dla próbek bardzo krótkich. Przy smukłości około 0,3 nie zarejestrowano w ogóle maksimum naprężenia uplastyczniającego. Langewerger [115] wykazał, że liczba skręceń do zniszczenia próbki N_g wzrasta liniowo ze zwiększeniem długości próbki do L = 50 mm (rys.6.2), a dalszy nieliniowy wzrost powyżej tej długości tłumaczy się wpływem nierównomiernego rozkładu temperatury na długości.





Fig. 6.2. Dependence of the number of twists to fracture (a) and deformation limit (b) on the sample length (D= 10 mm, $\dot{\varepsilon} = 0.25 \text{ s}^{-1}$) [115]

Wykonana transpozycja danych Langerwergera na układ $\varepsilon_g = f(L)$ (rys.6.2b) pozwala stwierdzić, że zmniejszenie długości próbki, a tym samym stosunku L/D, powoduje istotny wzrost wartości odkształcenia granicznego, niezależnie od stosowanej temperatury próby. Wyniki badań Webera [204] wskazują, że dwukrotna zmiana smukłości próbki (L/D od 5 do 10) nie ma istotnego wpływu na wartość wyznaczonego odkształcenia granicznego. Według Vatera [203] wymiary próbki D i L oraz objętość części pomiarowej V nie mają istotnego wpływu na naprężenie uplastyczniające, natomiast odkształcenie graniczne zmienia się ze zmianą zarówno średnicy próbki, jak i jej długości pomiarowej (rys.6.3).





Odkształcenie graniczne maleje ze zwiększeniem stosunku L/D, przy czym zmiana smukłości próbki przez zmianę jej długości przy stałej średnicy wpływa bardziej istotnie na ε_g , niż przez zmianę średnicy przy stałej długości. Wpływ średnicy próbki na wartość ε_g uzasadnia Vater większą ilością ciepła wypromieniowanego podczas odkształcenia na gorąco dla próbek o większym przekroju.

Na wartość wyznaczonego naprężenia uplastyczniającego ma również wpływ sposób wykonania oraz tolerancja wymiarów próbki [63,92]. Statystyczne opracowania wyników prób skręcania wskazują, że zmiany długości próbki \pm 2 mm oraz

średnicy \pm 0,1 mm nie mają istotnego wpływu na wartość wyznaczonego ε_g , duży wpływ natomiast ma jakość powierzchni próbki. Próbki szlifowane wykazują nieco większą odkształcalność niż próbki toczone, a próbki o powierzchni szlifowanej, lecz z wadami powierzchniowymi wykazują znacznie mniejszą odkształcalność i duży rozrzut wyników.

Nie w pełni jednoznaczna ocena wpływu wymiarów próbki na uzyskiwane wyniki w próbie skręcania na gorąco skłoniła do przeprowadzenia własnych badań [63]. Wykonano 3 serie prób dla średnic D = 3, 6, 9 mm przy zróżnicowanym stosunku długości do średnicy L/D = 1, 2, 4, 6, 10 i stałym promieniu przejścia równym D/2. Próbki walcowe, pełne ze stali St3SX wykonano z powierzchnią szlifowaną, a na każdej próbce mierzono średnicę z dokładnością 0,01 mm i długość z dokładnością 0,1 mm. Skontrolowano również z dokładnością 0,1 mm promienie przejścia, odrzucając próbki różniące się od założonej wartości promienia więcej niż 0,2 mm.

Wszystkie próby skręcania wykonano przy stałej prędkości odkształcenia $\varepsilon = 1 \text{ s}^{-1}$ i w stałej temperaturze próbki równej 800°C. Na rys.6.4 przedstawiono zależności naprężenia uplastyczniającego σ_p od odkształcenia ε uzyskane jako średnie dla próbek o stałej średnicy D = 6 mm i zmiennej długości pomiarowej L od 6 do 60 mm.



- Rys.6.4. Wpływ smukłości próbki L/D na przebieg krzywej płynięcia (D = 6 mm, T = 800°C, $\varepsilon = 1 s^{-1}$) [63]
- Fig.6.4. Influence of the sample slenderness L/D ratio on the flow curve shape (D = 6 mm, $T = 800^{\circ}C$, $\varepsilon = 1 \text{ s}^{-1}$) [63]

Smukłość próbki L/D istotnie wpływa na charakter krzywych płynięcia, a w szczególności na wartość i położenie maksimum naprężenia uplastyczniającego. Ze wzrostem smukłości próbki maksimum σ_p jest wyraźniej zarysowane i następuje jego przemieszczanie w stronę mniejszych wartości odkształcenia. Stwierdzono natomiast, że ustalony poziom naprężenia uplastyczniającego, występujący poza maksimum, nie zależy "tak silnie" od smukłości próbki. Na rysunku tym widoczne jest również istotne zróżnicowanie odkształcenia granicznego dla różnych smukłości próbek. Z rys.6.5 wynika, że niezależnie od średnicy próbki odkształcenie graniczne ε_g zmniejsza się ze wzrostem smukłości. Dla całego zakresu smukłości stwierdzono nieznaczny wzrost naprężenia uplastyczniającego σ_{pp} ze wzrostem średnicy próbki. Dla próbek o średnicy D = 3 mm rozrzut wyników zarówno dla ε_g , jak i σ_{pp} jest największy.



b)

a)



Rys.6.5. Wpływ wymiarów próbki na maksymalne naprężenie uplastyczniające σ_{pp} (a) i odkształcenie graniczne ε_g (b) ($T = 800^{\circ}C$, $\varepsilon = 1 s^{-1}$) [63] Fig.6.5. Influence of sample dimensions on the of maximum flow stress σ_{pp} (a) and deformation limit ε_g (b) ($T = 800^{\circ}C$, $\varepsilon = 1 s^{-1}$) [63]

Można stwierdzić, że najbardziej stabilne wyniki uzyskano w przedziale średnic od 6 do 9 mm i w zakresie smukłości od 6 do 10. Kryteria te spełnia najczęściej stosowana próbka o D = 6 mm i L = 50 mm. Konieczność zwiększenia zadanej prędkości odkształcenia wymaga niekiedy zmniejszenia długości próbki, dlatego stosowana jest również próbka o długości L = 10 mm.

Temperatura próbki ulega stałej zmianie i zależy od wartości naprężenia uplastyczniającego σ_p , wartości odkształcenia ε , a także od takich własności fizycznych, jak przewodność i pojemność cieplna oraz podatność do umacniania, które decydują o zjawisku lokalizacji odkształcenia. Poziom naprężenia uplastyczniającego i odkształcenia decydują o pracy odkształcenia, która ulega zamianie na ciepło. Prędkość odkształcenia wpływa na wartość naprężenia uplastyczniającego oraz stopień zbliżenia procesu do warunków adiabatycznych. W dużym przybliżeniu można stwierdzić, że czym większe są σ_p , ε , ε , tym bardziej rzeczywista temperatura jest wyższa od temperatury początkowej. Zmierzone naprężenie uplastyczniające jest zatem niższe od rzeczywistego naprężenia dla założonej temperatury przeprowadzenia próby [38].

Efekt przyrostu temperatury może być tak znaczny, że niezbędne jest naniesienie na wykresy naprężenia uplastyczniającego korekty uwzględniającej zmiany temperatury w czasie odkształcenia (rys.7.1) [10,24,38,44,45,123].



gdzie:

- T_p temperatura początkowa próbki,
- $\Delta \sigma_p$ korekta naprężenia uplastyczniającego,
- $\varDelta \varepsilon_{g}\,$ korekta odkształcenia granicznego ze względu na przyrost temperatury,
- ε_g odkształcenie graniczne w temp. $T=T_{p_1}$
- ε_g' odkształcenie graniczne w temp. $T = T_p + \Delta T$.
- Rys.7.1. Schemat korekty naprężenia uplastyczniającego i odkształcenia ze względu na efekt przyrostu temperatury [38]
- Fig.7.1. Correction diagram of the stress strain curve with respect to effect of temperature increase [38]

H.P.Stüwe [197] określił zmiany temperatury próbki aluminiowej w zależności od liczby skręceń przy różnych prędkościach odkształcenia. Dla małych odkształceń przyrost temperatury nie zależy od prędkości, natomiast przy odkształceniach większych wpływ prędkości na zmianę temperatury skręcanej próbki jest znaczny (rys.7.2a). Dla prędkości większej od 5 s⁻¹ dalsze zwiększanie prędkości nie ma istotnego wpływu na przyrost temperatury próbki (rys.7.2b).

J.Robins [165] wykazał, że przyrost temperatury przy odkształcaniu niskowęglowej stali z prędkością odkształcenia 10,5 s⁻¹, gdy odkształcenie osiąga wartość równą 50, wynosi ok. 450°C.



Rys.7.2. Przyrost temperatury podczas skręcania próbki aluminiowej: a) w funkcji liczby skręceń, b) w funkcji prędkości odkształcenia [197]

Fig.7.2. Increase of temperature during torsion of aluminium sample: a) as a function of twist numbers, b) as a function of strain rate [197]

Istotnym czynnikiem wpływającym na rozkład odkształceń na długości skręcanej próbki jest nierównomierność lokalnej temperatury nagrzewania. Według Webera [204] zróżnicowanie temperatury pomiędzy środkiem a końcami próbki wynosi ok. 2,5 – 3 % temperatury od temperatury założonej.

Badania przyrostu temperatury próbki w zależności od prędkości odkształcenia przeprowadzono dla materiałów o zróżnicowanym poziomie naprężenia uplastyczniającego i współczynnika przewodzenia ciepła: tytanu WT1-0; stali austenitycznej 00H18N10; miedzi elektrolitycznej M1E. Przebieg zmian współczynnika przewodzenia ciepła i ciepła właściwego w zależności od temperatury przedstawiono na rys.7.3. Próbki o średnicy pomiarowej 6 mm i długości 21,75 mm skręcano na plastometrze skrętnym w zakresie temperatury 800 do 1100°C i prędkości odkształcenia 1 do 10 s⁻¹. Pomiaru temperatury dokonano za pomocą pirometru fotoelektrycznego firmy RAYTEK Thermalert SL 300DC poprzez otwór wykonany w obudowie pieca sylitowego. Podczas skręcania rejestrowano w sposób ciągły moment skręcający i temperaturę w funkcji kąta skręcania. Na rys.7.4 przedstawiono przykładowo zmiany naprężenia uplastyczniającego i przyrostu temperatury w funkcji odkształcenia dla stali 00H18N10.

Na rys.7.5 pokazano zmianę naprężenia uplastyczniającego, uwzględniając korektę temperatury w funkcji prędkości odkształcenia badanych materiałów. Uzyskane krzywe przyrostu temperatury mają podobny wykładniczy przebieg jak krzywe zmian naprężenia. Najmniejsze przyrosty temperatury, na ogół wynoszące 15 do 20°C, uzyskano przy skręcaniu miedzi. Należy sądzić, że wysoka przewodność cieplna miedzi powoduje, że znaczna część ciepła zostaje odprowadzona do otoczenia oraz uchwytów. Przy skręcaniu stali oraz tytanu w temperaturze 950°C z prędkością 10 s⁻¹ mierzone przyrosty temperatury w momencie pekania próbki wynosiły odpowiednio 125°C i 100°C.



Rys.7.3. Ciepło właściwe i współczynnik przewodzenia ciepła w funkcji temperatury badanych materiałów Fig.7.3. Specific heat and thermal conductivity as a function of temperature of tested materials [38]









Rys.7.5. Naprężenie uplastyczniające i przyrosty temperatury próbki w funkcji prędkości odkształcenia badanych materiałów (T=950°C, ε =4) [38]

Fig. 7.5. Flow stress and increases of sample temperature as a function of strain rate during torsion of tested materials (T=950°C, ε =4) [38]

Przyrost temperatury wraz ze zwiększeniem prędkości odkształcenia jest ok. 2,5 raza większy przy skręcaniu próbek z tytanu niż miedzi i stali. Odniesienie przyrostu temperatury do poziomu naprężenia uplastyczniającego (rys.7.6) wyraźnie wskazuje na znacznie większą skłonność tytanu do akumulacji ciepła. Wiąże się to zarówno z jego niską przewodnością cieplną, jak i silną tendencją do lokalizacji odkształcenia [59].



- Rys. 7.6. Zależność parametru $\Delta T/\sigma_p$ od odkształcenia w próbie skręcania badanych materiałów $(T=950^{\circ}C, \epsilon=4)$ [38]
- Fig. 7.6. Dependence of $\Delta T/\sigma_p$ parameter on strain during torsion of tested materials (T=950°C, ε =4) [38]

Na podstawie przeprowadzonych pomiarów zmian temperatury dokonano korekty naprężenia uplastyczniającego

$$\Delta \sigma_p = \sigma_p \left(\varepsilon, \varepsilon, T \right) - \sigma_p \left(\varepsilon, \varepsilon, T + \Delta T \right), \tag{7.1}$$

58

korzystając z nomogramów zawartych w pracy [86]. Wyliczono również teoretyczny przyrost temperatury ΔT , przy założeniu że cała praca odkształcenia jest zamieniona w ciepło wg wzoru [86,120]:

$$\Delta T = \frac{\sigma_p \cdot \varepsilon}{\rho \cdot c},$$

(7.2)

gdzie:

 ρ - gęstość materiału, c - ciepło właściwe.

Na rys.7.4 linią przerywaną pokazano zmiany naprężenia uplastyczniającego przy uwzględnieniu korekty oraz teoretyczny przebieg temperatury w funkcji odkształcenia. Obliczone zróżnicowanie naprężenia uplastyczniającego pomiędzy zmierzonym a skorygowanym ze względu na przyrost temperatury w trakcie skręcania może sięgać dla odkształceń równych granicznemu 12 % dla miedzi, 40 % dla stali oraz 95 % dla tytanu. Obliczona teoretycznie temperatura materiału w czasie odkształcenia jest na ogół nieznacznie wyższa lub porównywalna z temperaturą zmierzoną. Zatem wzór oparty na założeniu adiabatycznych warunków prowadzenia próby skręcania, przy nagrzewaniu próbek w piecu komorowym, może z wystarczającą dokładnością służyć do obliczania zmian temperatury w trakcie skręcania.

8. EFEKTY NIERÓWNOMIERNOŚCI ODKSZTAŁCENIA NA DŁUGOŚCI SKRĘCANEJ PRÓBKI

Odkształcenie w skręcanych plastycznie próbkach wyznacza się z liczby skręceń. Wyznaczona wartość fizykalnie reprezentuje odkształcenie punktu położonego na powierzchni pomiarowej części próbki, przy założeniu jednorodności odkształceń na jej długości. W rzeczywistości, jak stwierdzono w wielu pracach [38,39,46,47,134,204], odkształcenie to jest niejednorodne. Dotyczy to zarówno prób skręcania na zimno, jak i na gorąco. Przykładowo wybrane fazy lokalizacji odkształceń dla próby skręcania na zimno pokazano na rys.8.1 [38].





Multiplikacja wpływu tego zjawiska wynika z nakładania się efektów [38,44]:

- lokalizacji odkształcenia prowadzącego do przyrostu prędkości odkształceń,
- zwiększenia prędkości odkształceń w strefie lokalizacji odkształcenia prowadzącego do
 przyrostu mocy odkształcenia i zwiększenia efektu cieplnego,
- zwiększenia efektu cieplnego prowadzącego do istotnego przyrostu temperatury w tej strefie.

Ponieważ moment skręcający M, a tym samym wyznaczona na jego podstawie wartość naprężenia uplastyczniającego σ_p i odkształcenia granicznego ε_g są determinowane warunkami odkształcenia w strefie lokalizacji odkształcenia – parametry charakteryzujące tę strefę należy przyjąć dla wyznaczania cech technologicznej plastyczności materiałów.

Badania nierównomierności odkształceń w temperaturze otoczenia przeprowadzono na próbkach walcowych o średnicy 6 mm i długości części pomiarowej 50 mm wykonanych



z miedzi, żelaza armco i stali 1H18N9 [38,45]. Na każdej próbce, na jej długości naniesiono wzdłużną rysę o głębokości 0,2 mm. Próbki skręcano etapami do zniszczenia ze stałą prędkością odkształcenia równą 0,01 s⁻¹. Po każdym etapie odkształcenia dokonano pomiaru kąta nachylenia rysy (α_i) w 10 punktach rozłożonych równomiernie na długości pomiarowej części próbki. Pomiar przeprowadzono na mikroskopie warsztatowym typu MWD z dokładnością do 1'. Wartość lokalnego odkształcenia obliczono ze wzoru:

$$\varepsilon_i = \frac{1}{\sqrt{3}} tg \,\alpha_i \tag{8.1}$$

Ocenę niejednorodności odkształceń przeprowadzono w oparciu o współczynnik nierównomierności wyrażony stosunkiem

$$\delta = \frac{\varepsilon_{max}}{\varepsilon}, \qquad (8.2)$$

gdzie:

Ei

- ε_{max} odkształcenie lokalne odpowiadające maksymalnemu kątowi skręcania na długości próbki α_{max} ,
- odkształcenie średnie obliczone z liczby skręceń N oraz średnicy D i długości próbki L:

$$\varepsilon_{i} = \frac{\pi D \cdot N}{\sqrt{3L}} \tag{8.3}$$

Uzależnienie współczynnika nierównomierności odkształceń δ od narastającego w kolejnych etapach odkształcenia średniego ε_s pozwoliło na wykresach $\delta = f(\varepsilon_s)$ wyodrębnić dwa zakresy odkształceń (rys 8.2). W zakresie pierwszym ze wzrostem ε_s współczynnik δ zmniejsza się, a w zakresie drugim wzrasta, przy czym przyrost ten jest liniowy. Ekstrapolacja zależności $\delta = f(\varepsilon_s)$ w kierunku malejących wartości odkształcenia prowadzi do punktu o współrzędnych $\varepsilon_s = 0$, $\delta = 0$, co pozwala wyrazić ją wzorem:

$$\delta = 1 + a^{*} \varepsilon_{s} \tag{8.4}$$

Posługując się metodą najmniejszych odchyleń kwadratowych dla badanych materiałów wyznaczono współczynniki, które wynoszą a = 0,043 dla miedzi, a = 0,109 dla żelaza armco i a = 0,070 dla stali 1H18N9. Uwzględniając wzory (8.2) i (8.3) zależność (8.4) prowadzi do określenia lokalnego odkształcenia granicznego

$$\varepsilon_g = \frac{\pi DN}{\sqrt{3}L} \cdot \left(1 + a \cdot \frac{\pi DN}{\sqrt{3}L} \right) \tag{8.5}$$

Znajomość współczynnika *a* ma duże znaczenie praktyczne, gdyż pozwala określić rzeczywiste odkształcenie graniczne na podstawie liczby skręceń w chwili zniszczenia.

Ocenę nierównomierności odkształceń na długości próbek skręcanych na gorąco przeprowadzono dla stali 45, H25T, 2H13 oraz SW7M [38,47]. Próbki o średnicy 6 mm i długości 50 mm z naniesioną rysą skręcano etapami do zniszczenia, ze stałą prędkością odkształcenia równą 0,1 s⁻¹, w temperaturach odpowiadających początkowej, końcowej i pośredniej temperaturze przeróbki plastycznej na gorąco dla danego gatunku stali. Po każdym etapie odkształcenia dokonano pomiaru kąta nachylenia rysy (α_i) w 10 punktach

rozłożonych równomiernie na długości pomiarowej części próbki. Uzyskane wyniki badań pokazały podobny rozkład odkształceń na długości probki dla badanych materiałów z charakterystycznym maksimum w okolicach środka próbki (rys.8.3).







Rys.8.3. Rozkład odkształceń na długości skręcanej próbki ze stali H25T [44] Fig.8.3. Strain distribution along the twisted sample of H25T steel [44]

62

Na rys.8.3 pokazano typowy rozkład lokalnych odkształceń na długości próbek ze stali H25T. Stopień nierównomierności odkształceń wyrażony współczynnikiem δ dla badanych gatunków stali maleje ze wzrostem temperatury, co świadczy o większej jednorodności odkształceń w wyższej temperaturze (rys.8.4).

Omówione badania mają charakter przyczynkowy, a uzyskane wyniki mogą być punktem wyjścia do dalszych badań, które powinny ujawnić istotę zjawiska oraz umożliwić ilościowe ujęcie nierównomierności odkształceń, uwzględniając warunki próby oraz materiał i geometrię próbek.

Można przyjąć, że cechami materiałowymi, które wpływają na intensywność nierównomierności odkształcenia, są przewodność i pojemność cieplna, poziom naprężenia uplastyczniającego i zdolność do umocnienia, czułość na prędkość odkształcania oraz skłonność do przemian strukturalnych.





Na rys.8.5 pokazano schematycznie korektę przebiegu funkcji $\sigma_p = f(\varepsilon)$ dla T = consti $\varepsilon = const$ uwzględniającą lokalizację odkształcenia i przyrost temperatury.



Rys.8.5. Schemat korekty wykresu naprężenia uplastyczniającego i odkształcenia granicznego ze względu na lokalizację odkształcenia i przyrost temperatury podczas skręcania [38]
Fig.8.5. Scheme of the correction of flow stress (dashed line) and deformation limit (dotted line) in relation to strain localization and temperature increase during torsion [38]

(adversion of the party of the

9. WYZNACZANIE CHARAKTERYSTYK PLASTYCZNOŚCI MATERIAŁÓW W PRÓBIE SKRĘCANIA NA GORĄCO

Niejednorodny rozkład naprężenia od rdzenia do zewnętrznej powierzchni utrudnia opracowanie prostej zależności pomiędzy momentem skręcającym M a naprężeniem stycznym τ , dlatego dotychczas nie opracowano uniwersalnej metody wyznaczania naprężenia uplastyczniającego. Według Gronostajskiego [24] naprężenie uplastyczniające z próby skręcania można wyznaczyć dwoma sposobami. Pierwszy polega na wyznaczeniu naprężenia uplastyczniającego bezpośrednio z momentu skręcającego, w drugim przyjmuje się określoną postać zależności pomiędzy naprężeniem uplastyczniającym a parametrami odkształcenia, która po wyznaczeniu występujących w niej współczynników umożliwia obliczenie naprężenia.

W powszechnie stosowanej klasycznej metodzie naprężenie uplastyczniające na powierzchni próbki oblicza się przez modyfikację wzoru Deugeta [36], co prowadzi do następującej postaci:

$$\tau = \frac{3M}{2\pi R^3} (3+p+m), \qquad (9.1)$$

gdzie:

$$p = \frac{N}{M} \cdot \frac{\partial M}{\partial N} \quad , \qquad m = \frac{N}{M} \frac{\partial M}{\partial N}$$

N - liczba skręceń (obrotów) próbki,

N - prędkość skręcania,

R - promień zewnętrzny próbki.

Przekonanie o możliwości ograniczenia trudności obliczania naprężenia przez zastosowanie próbek rurowych lub dwóch próbek o zróżnicowanej średnicy R_1 i R_2 odpowiadających ekwiwalentnej próbce rurowej zostało negatywnie zweryfikowane w praktyce [24,57,91]. Próbki rurowe są zarówno trudne do wykonania, jak i występuje tendencja do ich utraty stateczności podczas skręcania, a stosowanie dwóch próbek o niewielkim zróżnicowaniu średnicy może prowadzić do błędnego obliczania naprężenia uplastyczniającego. Na rys.9.1 pokazano zróżnicowanie przebiegu naprężenia uplastyczniającego w funkcji odkształcenia w zależności od zastosowanej metodyki obliczania naprężenia uplastyczniającego dla odkształcanych próbek cylindrycznych [20]. Dokonanie uproszczeń polegających na pominięciu składników p i m przy wyznaczaniu naprężenia uplastyczniającego może prowadzić do błędu sięgającego 10 %.



Rys.9.1. Porównanie różnych sposobów obliczania naprężenia uplastyczniającego przy skręcaniu próbek [20]

Fig.9.1. Comparison of various methods for calculation of flow stress during the samples torsion [20]

1.
$$\sigma_p = \frac{\sqrt{3} \cdot 3M}{2\pi R^3}$$
,
2. $\sigma_p = \frac{\sqrt{3} \cdot 3(M_2 - M_1)}{2\pi (R_2^3 - R_1^3)}$,
3. $\sigma_p = \frac{\sqrt{3}(3 + m + p)M}{2\pi R^3}$,
4. $\sigma_p = \frac{\sqrt{3}(3 + m)M}{2\pi R^3}$.

Z. Gronostajski [24,29,30] zaproponował nową metodę wyznaczania naprężenia uplastyczniającego w próbie skręcania, która uwzględnia umocnienie i osłabienie materiału w trakcie jego odkształcania. Metoda ta wymaga wstępnego przyjęcia funkcji na naprężenie uplastyczniające, uwzględniającej możliwość występowania osłabienia materiału. Po podstawieniu do równania opisującego moment skręcający:

$$M = 2\pi \int_{0}^{\pi} \tau(r) \cdot r^{2} \cdot dr, \qquad (9.2)$$

postaci funkcji naprężenia stycznego w próbce, uwzględniającej wpływ umocnienia i osłabienia

$$\tau = C_1 \cdot \gamma^{n_1} - C_2 \cdot \gamma^{m_2}, \tag{9.3}$$

otrzymamy po scałkowaniu wzór na moment skręcający w postaci:

$$M = \frac{C_1 \cdot 2\pi R^3}{n_1 + 3} \gamma^{n_1} - \frac{C_2 \cdot 2\pi R^3}{m_2 + 3} \gamma^{m_2}, \qquad (9.4)$$

gdzie:

r - bieżący promień próbki.

Odkształcenie postaciowe γ dla próbki pełnej walcowej o promieniu R i długości L liczone jest z zależności:

65

67

(9.9)

$$\gamma = \frac{2\pi \cdot R \cdot N}{L} \tag{9.5}$$

Stałe występujące w powyższym równaniu (C_1 , C_2 ,) wyznacza się metodą regresji nieliniowej na podstawie wyników prób skręcania, czyli na podstawie przebiegu momentu skręcającego M od odkształcenia postaciowego γ . Wstawienie następnie stałych do równania (9.3) przy uwzględnieniu hipotezy Hubera-Missera dla próby skręcania

66

$$\sigma_p = \sqrt{3} \cdot \tau \quad \text{oraz} \quad \varepsilon = \frac{1}{\sqrt{3}} \gamma ,$$
 (9.6)

otrzymujemy przebieg naprężenia uplastyczniającego σ_p w funkcji odkształcenia ε .

Próbę skręcania można realizować jako skręcanie swobodne (w przypadku możliwości osiowego przemieszczenia jednego końca próbki) lub z udziałem siły osiowej (w przypadku zamocowania próbki uniemożliwiającego zmiany jej długości) [188-190]. Zarówno uwzględnienie zmian wymiarów przy skręcaniu swobodnym czy naprężeń osiowych przy skrecaniu nieswobodnym dodatkowo komplikuje wyznaczenie napreżenia uplastyczniającego. Na rys.9.2 pokazano zmiany naprężenia osiowego przy sztywnym zamocowaniu próbki (skrecanie nieswobodne) i przemieszczenia osiowego przy skrecaniu swobodnym, a także odpowiadające tym sposobom krzywe płynięcia. Podobny charakter zmian jest typowy również przy skrecaniu na goraco innych materiałów [188]. W temperaturze skręcania względnie niskiej próbka początkowo wydłuża się, a następnie zaczyna skracać, co odpowiada zwiekszeniu napreżeń osiowych do maksimum, a nastepnie występuje zmniejszenie ich wartości i przejście w naprężenia rozciagające.

Dla temperatur wysokich praktycznie od początku następuje skracanie próbki, co odpowiada rozciąganiu o wzrastającej wartości naprężenia. Zróżnicowanie krzywych płynięcia jest niewielkie, wartości σ_p są bliskie, natomiast położenie maksimum naprężenia σ_{pp} można wiązać z maksimum wydłużenia. Należy zwrócić uwagę na praktycznie pomijalny wpływ naprężenia osiowego σ_0 we wzorze na wartość naprężenia uplastyczniającego [98]:

$$\sigma_p = \sqrt{\sigma_o + 3\tau^2} \tag{9.7}$$

Sposób przeprowadzenia próby istotnie wpływa na wartość odkształcenia granicznego. W temperaturach wysokich odkształcenie jest mniejsze dla skręcania z siłą osiową, co oczywiście wynika z niekorzystnego wpływu naprężenia rozciągającego.

Zarówno odkształcenie ε , jak i prędkość odkształcenia ε osiągają największe wartości na powierzchni próbki, a maleją w kierunku osi, teoretycznie aż do zera. Oddziaływanie nierównomierności odkształcenia należy uwzględnić poprzez obliczenie odkształcenia dla zastępczego (ekwiwalentnego) promienia R, reprezentującego średnie odkształcenie na przekroju poprzecznym. Według [173] przy założeniu, że promień r jest zmienną, to odkształcenie średnie wynosi:

$$\varepsilon(\overline{R}) = \frac{1}{\pi R^2} \int_{a}^{R} \frac{2\pi \cdot R \cdot N}{\sqrt{3} \cdot L} \cdot 2\pi \cdot r \cdot dr, \qquad (9.8)$$

 $\varepsilon(\overline{R}) = \frac{2}{3}\varepsilon$

Z powyższego wynika, że promień ekwiwalentny $\overline{R} = 2/3 R$.





Fig.9.2. Interrelations between the axial stress (a) and length variations (b) and the flow curves corresponding to two methods of torsion for 00H17M14N2 steels, $\varepsilon = 0.8 \text{ s}^{-1}$ (notation in text) [188]

Hajduk i Konvicny [81,170,173] podali fizykalnie uzasadniony sposób obliczania rzeczywistej wartości odkształcenia. Wykorzystując ideę odkształcania geometrycznych figur na powierzchni próbki (rys.9.3), odkształcenie zdefiniowano jako:

i ostatecznie

$$r = \sqrt{\frac{2}{3} (ln \frac{r_{I}}{r_{o}})^{2} + (ln \frac{r_{2}}{r_{o}})^{2}}$$
(9.10)

Przy założeniu $r = \overline{r}$ oraz $r_o = 1$ można określić położenie elipsy na podstawie równań:

68

$$y = \sqrt{\frac{b^2 \cdot \cos\varphi}{a_{11} \cdot \cos^2 \alpha + a_{22} \cdot \cos^2 \alpha + 2a_{12} \sin \alpha \cdot \cos \alpha}}$$
(9.11)

$$r_2 = \sqrt{\frac{b^2 \cdot \cos\varphi}{a_{11} \cdot \cos^2 \alpha + a_{22} \cdot \cos^2 \alpha - 2a_{12} \sin \alpha \cdot \cos \alpha}},$$
(9.12)

$$\rho = \frac{I}{\cos\phi},\tag{9.13}$$

$$\rho = \operatorname{arctg} \frac{2\pi R \cdot N}{L}, \qquad (9.14)$$

$$\alpha = \frac{l}{2} \operatorname{arctg} \frac{-2a_{12}}{a_{12} - a_{11}},\tag{9.15}$$

$$a_{12} = -\sin\varphi \cdot \cos\varphi, \qquad (9.16)$$

$$a_{22} = \cos^2 \varphi, \qquad (9.17)$$

$$a_{11} = b^2 + \sin^2 \varphi \tag{9.18}$$



Rys.9.3. Schemat odkształcania przy skręcaniu [173] Fig.9.3. Deformation scheme at torsion [173] Przedstawiony układ równań nie jest przydatny w praktycznych obliczeniach, gdyż niemożliwe jest analityczne wyznaczenie odkształcenia. Dlatego poszukiwano innego rozwiązania, które umożliwiłoby połączenie równań (9.11) do (9.18) oraz zawierało wartość liczby skręceń N w nie uwikłanej formie, prostszej i bardziej wygodnej do stosowania. Korzystając z metod analizy regresji, uzyskano empiryczny wzór do obliczania odkształcenia przy skręcaniu próbek o średnicy 6 mm i długości części pomiarowej 50 mm w postaci:

$$\varepsilon = [2,55\ln(N+15,88) - 7,05]^{0.843}$$
(9.19)

Chwilową prędkość odkształcenia można określić poprzez całkowanie równania (9.19). W rezultacie otrzymamy:

$$\varepsilon = \frac{0.036 \cdot N}{N + 15.88} [2.55 \ln(N + 15.88) - 7.05]^{-0.157}$$
(9.20)

Analiza wzorów opisujących odkształcenie w próbie skręcania [201] wskazuje na istotne zróżnicowanie ich postaci, wynikające z przyjętej hipotezy wytężeniowej, powiązania wielkości odkształcenia zastępczego i postaciowego oraz przyjętej wartości promienia ekwiwalentnego. Rozwiązanie zawarte we wzorze (9.19) wskazuje, że zależność pomiędzy odkształceniem ε a liczbą skręceń N nie jest linowa, jak wynika z klasycznych założeń teorii skręcania. W tym przypadku odkształcenie wyliczone jest przy założeniu, że prędkość odkształcenia jest stała w czasie próby skręcania, a wykorzystanie hipotezy Hubera - Missesa prowadzi do zależności:

$$\varepsilon = \frac{1}{\sqrt{3}}\gamma = \frac{1}{\sqrt{3}}\frac{2\pi \cdot R \cdot N}{L}, \qquad (9.21)$$

$$\dot{\varepsilon} = \frac{1}{\sqrt{3}}\gamma = \frac{1}{\sqrt{3}}\frac{2\pi \cdot R \cdot \dot{N}}{L}$$
(9.22)

Nieliniowa zależność pomiędzy odkształceniem zastępczym a liczbą skręceń wynika z często stosowanej zależności podanej przez Nadaia i Davisa [19,91,133] w postaci:

 $\varepsilon = \frac{2}{\sqrt{3}} ln \left(\frac{\gamma}{2} + \sqrt{\frac{\gamma^2}{4} + 1} \right) = \frac{2}{\sqrt{3}} \operatorname{arcsinh} \frac{\gamma}{2}, \qquad (9.23)$

a także ze wzorów Hajduka [82], Brigmana [95] i Morozumi [196].

Na rys.9.4 i 9.5 pokazano przebieg odkształcenia ε , prędkości odkształcania ε od liczby skręceń N, przy zastosowaniu różnych wzorów, dla typowych wymiarów skręcanej próbki R = 3 mm i L = 50 mm.







- Rys.9.5. Prędkość odkształcenia w funkcji liczby skręceń dla stałej prędkości obrotowej $\dot{N} = 100 \text{ obr/min obliczona ze wzorów:}$
- Fig.9.5. Strain rate as a function of number of twists for constant twist rate $\dot{N} = 100$ rpm calculated from formulas:

1.
$$\varepsilon = \frac{2}{\sqrt{3}} \frac{\pi R \cdot N}{60 \cdot L}$$
, 2. $\varepsilon = \frac{2}{\sqrt{3}} \frac{\operatorname{arc sinh}(\frac{\pi R \cdot N}{L}) \cdot N}{60 \cdot N}$,
3. $\varepsilon = \frac{0,036N}{(N+15,88)} \cdot [2,55\ln(N+15,88)-7,05]^{-0.175}$.

W przeprowadzonej przez A.E Tekkaya [199] analizie opisu przebiegu odkształcenia i sposobu obliczania odkształcenia ekwiwalentnego w próbie skręcania stwierdzono, że wzór zaproponowany przez Nadaia jest błędny, ponieważ pomija tzw. zbędne odkształcenie postaciowe. Udowodniona została poprawność obliczania odkształcenia ekwiwalentnego z zależności:

$$\varepsilon = \int_{0}^{t} \varepsilon \cdot dt = \int_{0}^{t} \frac{1}{\sqrt{3}} \cdot \dot{\gamma} \cdot dt = \frac{1}{\sqrt{3}} \gamma$$
(9.24)

Tak obliczone odkształcenie uwzględnia historię odkształcenia i jest w pełni zgodne z hipotezą energii odkształcenia postaciowego.

Istotne zróżnicowanie wartości odkształcenia przy stosowaniu różnych wzorów wiążących odkształcenie zastępcze z postaciowym może pogłębić przyjęcie różnych promieni ekwiwalentnych (rys.9.6). Oprócz propozycji R = 2/3 R wynikającej z przekształcenia wzoru (10.8) [114,173] proponuje się w literaturze promienie ekwiwalentne równe 0,6 R [186], 0,724 R [173] oraz 0,75 R [160,161].



Rys.9.6. Zależność naprężenia uplastyczniającego od odkształcenia obliczona dla różnych promieni ekwiwalentnych (NC11LV, 950°C, 1000br/min)

Fig.9.6. Stress - strain curves calculated for various equivalent radii (NC11LV steel, $950^{\circ}C$, 100 rpm)

Analizy wpływu sposobu wyznaczania naprężenia uplastyczniającego na jego wartość dokonano na podstawie wyników prób skręcania na gorąco stali NC11LV [30,64,65]. Badania plastometryczne realizowano w zakresie temperatur skręcania 850 do 1050°C z prędkością odkształcania 0,02, 0 2, 1 s⁻¹.

Na rysunku 9.7 pokazano przykładowo zarejestrowane przebiegi momentu skręcającego w zależności od liczby skręceń dla prędkości skręcania $\dot{N} = 100$ obr/min. Niezależnie od zadanej temperatury i prędkości skręcania otrzymane krzywe charakteryzują się wyraźnie zarysowanym maksimum i łagodnym zmniejszaniem momentu od maksimum do zniszczenia.



- Rys.9.7. Zarejestrowane zależności momentu skręcającego od liczby skręceń dla różnej temperatury skręcania. Prędkość skręcania N =100 obr/min [65]
- Fig.9.7. Registered relations between torque on the number of twists for various test temperatures and twist rate $\dot{N} = 100 \text{ rpm } [65]$

Obliczenia krzywych płynięcia dokonano w oparciu o klasyczne wzory teorii plastyczności (metoda klasyczna pełna oraz uproszczona), metodą Gronostajskiego oraz metodą zaproponowaną przez Schindlera. W metodzie klasycznej pełnej do obliczenia naprężenia uplastyczniającego wykorzystano zależność:

$$\sigma_{p} = \sqrt{\left(\frac{\sqrt{3M}}{2\pi R^{3}}\right)(3+p+m)^{2} + \left(\frac{F}{\pi R^{2}}\right)^{2}},$$
(9.25)

gdzie:

T [°(

m

 $p = \frac{N}{M} \frac{\partial M}{\partial N}, \qquad m = \frac{\dot{N}}{M} \frac{\partial M}{\partial \dot{N}}$

Parametr p wyznaczono numerycznie poprzez różniczkowanie zależności M = f(N) dla T=const i $\varepsilon=const$, a parametr m z zależności M=f(N) dla T=const i przyjętych wartości odkształcenia ε równych 0,2, 0,4, 0,6, 0,8, 1,0 [64]. Wyliczone wartości parametru m w zależności od temperatury zamieszczonej w tablicy 9.1.

Tablica 9.1

Wartości parametru m w funkcji temperatury									
[]	850	900	950	1000	1050				
	0,061	0,126	0,178	0.211	0.243				

Odkształcenie obliczono z zależności:

$$c = \frac{2}{\sqrt{3}} \frac{\pi R N}{L} \tag{9.26}$$

W metodzie klasycznej uproszczenie polega na pominięciu parametru p i m oraz siły osiowej, co prowadzi do zależności:

73

 $\sigma_p = \sqrt{3} \frac{3M}{2\pi R^3}$

Do obliczeń metodą Z. Gronostajskiego wykorzystano zależności: (9.2) do (9.6), a w metodzie Schindlera naprężenie uplastyczniające liczono z zależności (9.25), zaś odkształcenie z zależności Nadaia, przy przyjęciu promienia ekwiwalentnego R jako

$$=\frac{2}{3}R:$$

R

 $\varepsilon = \frac{2}{\sqrt{3}} \operatorname{arcsinh}\left(\frac{\pi RN}{L}\right)$ (9.28)

(9.27)

Na rys.9.8 pokazano przykładowy przebieg zależności naprężenia uplastyczniającego wyznaczonego różnymi metodami. Ocenę zróżnicowania otrzymanych wartości naprężenia uplastyczniającego oparto na określeniu wielkości charakterystycznych, takich jak maksymalne naprężenie uplastyczniające σ_{pp} i odpowiadające mu odkształcenie ε_p , odkształcenie graniczne ε_g (tabl. 9.2). Przykładowy przebieg wymienionych wielkości wyznaczonych różnymi metodami w zależności od temperatury pokazano na rys.9.9.





Fig.9.8. Stress – strain curves calculated according to various methods ($T=900^{\circ}C$, $\dot{N}=100$ rpm) [65]



- Rys.9.9. Wyznaczone różnymi metodami wartości $\sigma_{pp}, \varepsilon_p$ oraz ε_g w zależności od temperatury odkształcania. Prędkość skręcania $\dot{N} = 100$ obr/min [65]
- Fig.9.9. Values $\sigma_{pp}, \varepsilon_p$ and ε_g defined by various methods as function of deformation temperature. Twist rate $\dot{N} = 100 \text{ rpm [65]}$

Zróżnicowanie obliczonych wartości maksymalnego naprężenia upłastyczniającego jest niewielkie, rzędu kilku procent i wynika z uwzględnienia w obliczeniach wartości czułości naprężenia na prędkość odkształcenia *m*. Istotne zróżnicowanie wartości odkształcenia ε_p oraz ε_g wynika z przyjęcia do obliczeń odkształcenia zastępczego zależności Nadaia (wzór 9.28) lub klasycznego sposobu obliczania odkształcenia (wzór 9.26), oraz

wartości promienia ekwiwalentnego. Dlatego największe wartości odkształcenia ε_p oraz ε_g uzyskano w obliczeniach metodą klasyczną pełną oraz w obliczeniach z wykorzystaniem metody Gronostajskiego.

Tablica 9.2

Wyznaczone różnymi metodami wartości σ_{pp} , ε_p i ε_g dla zastosowanych parametrów odkształcania stali NC11LV [65]

Temperatura	Prędkość Metoda klasyczna skręcania pełna		czna	Metoda klasyczna uproszczona			Metoda Schindlera			Metoda Gronostajskiego			
skręcania T, °C	Ň, obr/min	σ _{pp,} MPa	ε _p	ε _g	σ _{pp,} MPa	ε _p	ε _g	σ _{pp,} MPa	ε _p	ε _g	σ _{pp,} MPa	ε _p	ε _g
850	10	242,70	0,46	1,18	237,44	0,51	1,18	242,70	0,31	0,74	238,60	0,39	1,18
850	100	287,58	0,35	0,78	281,25	0,39	0,78	287,58	0,23	0,50	288,63	0,35	0,78
900	10	183,63	0,43	1,33	176,00	0,46	1,34	183,63	0,28	0,82	176,54	0,35	1,39
900	100	249,30	0,37	1,32	238,94	0,40	1,33	249,30	0,24	0,81	239,46	0,31	1,38
950	10	119,70	0,39	1,52	112,86	0,43	1,53	119,70	0,26	0,91	112,89	0,30	1,63
950	100	191,30	0,36	1,64	180,35	0,40	1,65	191,30	0,24	0,98	180,88	0,28	1,74
950	500	243,80	0,33	1,32	229,86	0,36	1,32	243,80	0,22	0,81	231,52	0,29	1,32
1000	10	83,93	0,34	1,30	78,31	0,38	1,31	83,93	0,23	0,80	75,27	0,31	1,36
1000	100	132,90	0,40	1,65	136,80	0,41	1,60	146,59	0,22	0,99	136,60	0,25	1,64
900	500	303.95	0.33	0,81	291,32	0,36	0,82	303,95	0,22	0,52	295,67	0,28	0,87
1000	500	189.84	0,26	1,51	177,22	0,29	1,53	189,84	0,18	0,91	177,48	0,25	1,58
1050	10	57.10	0,34	1,27	52,78	0,38	1,27	57,10	0,23	0,78	52,73	0,27	1,35
1050	100	104,17	0,18	1,30	96,33	0,19	1,31	104,17	0,12	0,80	96,05	0,10	1,33
1050	500	149,42	0,30	1,62	138,12	0,33	1,63	149,42	0,20	0,97	138,87	0,24	1,63

Wyznaczone różnymi metodami krzywe płynięcia dla różnych temperatur i prędkości odkształcenia wykorzystano do wyznaczenia funkcji naprężenia uplastyczniającego o postaci:

$$\sigma_{p} = A \varepsilon^{B} \exp(C \varepsilon) \varepsilon^{D} \exp(ET)$$
(9.29)

Wyznaczone stałe (*A*, *B*...) w równaniu (9.29) metodą regresji liniowej zebrano w tablicy 9.3. Istotne zróżnicowanie wartości stałych funkcji naprężenia, zwłaszcza ujmujących wpływ umocnienia, prowadzi do uzyskania zróżnicowanego przebiegu krzywych płynięcia, co pokazano przykładowo na rys.9.10.

Tablica 9.3

Wyznaczone stałe w równaniu (9.29) na podstawie wyników naprężenia uplastyczniającego obliczonego w różnych ośrodkach badawczych [65]

	Metoda klasyczna pełna	Metoda klasyczna uproszczona	Metoda Schindlera	Metoda Gronostajskiego
A	52042	59997	58722	59936
B	0.256	0,258	0,262	0,248
<u> </u>	-0.717	-0,665	-1,139	-0,826
D	0.188	0,188	0,186	0,174
E	-0.0051	-0,0053	-0,0053	-0,0053
Współ. korelacji	0,94	0,94	0,95	0,94



- Rys.9.10. Porównanie krzywych płynięcia otrzymanych z równania (9.29) dla $T = 1000^{\circ}C$ i $\varepsilon = 1 \text{ s}^{-1} [65]$
- Fig.9.10. Comparison of flow curves obtained from equation (9.29) for $T = 1000^{\circ}C$ and $\varepsilon = 1 s^{-1}$ [65]

Przeprowadzone porównanie wyników uzyskanych w różnych ośrodkach badawczych wykazało zróżnicowanie przebiegów krzywych plastycznego płynięcia, wartości odkształcenia odpowiadającego maksymalnej wartości naprężenia ε_p i odkształcenia granicznego ε_g . Wynika to zarówno z przyjęcia różnych wzorów do wyrażenia zależności pomiędzy odkształceniem a liczbą skręceń, jak i przyjęcia różnej wartości promienia ekwiwalentnego.

Istotnym mankamentem stosowanych metod badawczych jest również brak metod analitycznych, które pozwoliłyby na eliminacje zakłócających oddziaływań związanych z efektem cieplnym i niejednorodnością odkształcenia. Aktualny stan, w zakresie stosowanych w plastometrycznej próbie skręcania metod wyznaczania charakterystyk technologicznej plastyczności materiałów, wskazuje na konieczność podjęcia działań nad dopracowaniem i ujednoliceniem stosowanych w różnych ośrodkach metodyk i procedur badawczych.



10. ZAŁOŻENIA I TEZA PRACY

Zarówno dane literaturowe, jak i własne doświadczenie potwierdzają duże praktyczne zastosowanie plastometrycznej próby skręcania. Próba ta jest szczególnie przydatna do wyznaczania charakterystyk technologicznej plastyczności materiałów, odwzorowujących rzeczywiste właściwości materiału w procesie kształtowania plastycznego, porównawczej oceny plastyczności materiału w zależności od składu chemicznego, składu fazowego, technologii wytwarzania [36,43,163,187,189,190]. Wyniki próby skręcania mogą służyć do oceny parametrów siłowo-energetycznych procesu przeróbki plastycznej, określenia optymalnych przedziałów temperatury przeróbki plastycznej, co ma szczególne znaczenie przy wdrażaniu nowo wprowadzanych lub mało poznanych materiałów [49,50,73, 75,144,145,182]. Potwierdzona została również możliwość zastosowania plastometrycznej próby skręcania do oceny wpływu warunków odkształcania na strukturę materiału w trakcie i po odkształceniu plastycznym, co umożliwia modelowanie zmian mikrostruktury [6,24,112,136,137].

Z dotychczasowych doświadczeń w zakresie metodyki prowadzenia plastometrycznej próby skręcania wynika, że jakość i poprawność wyników badań plastometrycznych zależą od takich czynników, jak:

- nowoczesność rozwiązania konstrukcyjnego i sterującego plastometrem skrętnym,
- sposób pobrania próbki, przygotowanie struktury próbek, tak aby odpowiadały strukturze materiału w realnym procesie technologicznym,
- równomierność nagrzewania próbek oraz właściwy dobór parametrów nagrzewania,
- dobór kształtu i wymiarów próbki,
- poprawność rejestracji, obróbki sygnałów i ich interpretacji,
- metodyki wyznaczania naprężenia uplastyczniającego w oparciu o wzory teoretyczne,
- uwzględnienie w obliczeniach efektu zmian temperatury próbek w trakcie odkształcania,
- uwzględnienie nierównomierności odkształcenia na długości i przekroju próbki.

Zróżnicowanie poziomu nowoczesności plastometrów skrętnych, dowolność w sposobie przeprowadzenia próby, trudność uwzględnienia efektu cieplnego i niejednorodności odkształcenia prowadzą do istotnego zróżnicowania wyników uzyskanych w różnych ośrodkach badawczych. Utrudnia to również porównanie uzyskanych wyników z próby skręcania z wynikami prób ściskania realizowanych na dylatometrach odkształceniowych i symulatorach cieplno-mechanicznych Gleeble [60-62]. Można mieć wątpliwości, czy określone cechy technologicznej plastyczności z próby skręcania na gorąco wyrażają rzeczywiste cechy badanego materiału, czy też stanowią wypadkową cech plastyczności skręcanej próbki i systemu badawczego. Uwzględniając powyższe stwierdzenia, sformułowano następującą tezę:

Plastometryczna próba skręcania pozwala wyznaczyć charakterystyki technologicznej plastyczności materiałów, odwzorowujące rzeczywiste właściwości materiałów w warunkach kształtowania plastycznego. Wyznaczenie takich charakterystyk jest możliwe po wprowadzeniu nowych, ujednoliconych procedur badawczych, które pozwolą na eliminację zakłócającego wpływu na wyniki badań takich czynników, jak: cechy geometryczne próbki, niestabilność zjawisk cieplnych, prędkości skręcania i niejednorodności odkształcenia.

76

Dla weryfikacji postawionej tezy przeprowadzono badania plastometryczne stali austenitycznej prowadzące do określenia technologicznej plastyczności według metodyki i procedury opracowanej na podstawie doświadczeń zebranych w czasie wieloletnich badań.

Zakres pracy obejmuje:

- opracowanie procedury wyznaczania charakterystyk plastyczności w próbie skręcania na gorąco,
- przygotowanie struktury wyjściowej stali do badań plastometrycznych,
- przeprowadzenie prób skręcania dla wybranego zakresu temperatury i prędkości skręcania,
- obróbkę zarejestrowanych wielkości polegającą na cyfrowej filtracji, przekształceniu oraz wygładzeniu sygnału pomiarowego,
- wyznaczenie zależności momentu skręcającego od liczby skręceń z uwzględnieniem korekty z uwagi na zmianę prędkości skręcania, temperatury i nierównomierność odkształcenia,

• opracowanie charakterystyk technologicznej plastyczności badanej stali w postaci zależności $\sigma_p = f(\varepsilon, \varepsilon, T)$ i $\varepsilon_g = f(\varepsilon, T)$.

11. PROCEDURA WYZNACZANIA CHARAKTERYSTYK PLASTYCZNOŚCI W PRÓBIE SKRĘCANIA NA GORĄCO

Plastometryczna próba skręcania, ze względu na możliwość uzyskiwania charakterystyk plastyczności płynięcia dla dużych prędkości odkształcania oraz w zakresie dużych odkształceń do utraty spójności, będzie w najbliższych latach podstawową próbą do oceny plastyczności materiałów. Rozwój próby skręcania jest uwarunkowany rozwojem techniki i metodyki badawczej. Nowoczesne plastometry skrętne są wyposażone w nowoczesne układy do nagrzewania, sterowania, rejestracji wyników oraz programy do analizy i przetwarzania danych. Pozwala to w wysokim stopniu odtwarzać rzeczywiste procesy technologiczne i umożliwia zbadanie zmian zachodzących w strukturze materiału podczas odkształcenia. Rozwój metodyki badawczej sprzyja opracowaniu ujednoliconej procedury wyznaczania charakterystyk plastyczności w różnych ośrodkach naukowo-badawczych.

W monografii zebrano dane literaturowe i własne doświadczenia w zakresie doboru warunków nagrzewania próbek plastometrycznych, wpływu sposobu pobrania próbki i jej cech geometrycznych na wyniki próby skręcania, uwzględniono w obliczeniach krzywych płynięcia efektu przyrostu temperatury w trakcie skręcania oraz nierównomierności odkształceń na przekroju i długości skręconej próbki. Na wielu przykładach pokazano istotne zróżnicowanie wyznaczonych charakterystyk plastyczności w zależności od przyjętej metody obliczeń naprężenia uplastyczniającego, co znacznie utrudnia porównanie wyników otrzymanych w różnych ośrodkach badawczych.

Można stwierdzić, że obecnie nie ma jednoznacznie przyjętej metody, pozwalającej z otrzymanych w próbie skręcania na gorąco przebiegu momentu skręcającego w funkcji liczby skręceń (kąta skręcenia) wyznaczyć zależność naprężenia uplastyczniającego od odkształcenia. Bardzo duża niejednorodność odkształcenia, zróżnicowanie prędkości odkształcenia na przekroju poprzecznym próbki uniemożliwia znalezienie prostych zależności, pozwalających na poprawne określenie krzywej płynięcia w próbie skręcania na gorąco. Modelowanie próby skręcania metodą elementów skończonych [30] również wymaga zastosowania wielu uproszczeń i w najbliższym czasie może nie znaleźć powszechnego zastosowania.

Zebrane doświadczenia umożliwiły opracowanie procedury, zmierzającej do ujednolicenia warunków prowadzenia plastometrycznej próby skręcania, oraz metodyki opracowania wyników badań, pozwalającej na wyznaczenie cech materiałowych poprzez wyeliminowanie zakłócającego oddziaływania niestabilności zjawisk cieplnych, prędkości skręcania i niejednorodności odkształcenia.

Procedura ta, której schemat przedstawiono na rys.11.1, winna obejmować następujące etapy:



- Rys.11.1. Schemat procedury wyznaczania charakterystyk plastyczności w próbie skręcania na gorąco
- Fig.11.1. Flow diagram for determination of the plasticity characteristics at hot torsion test

1. Przygotowanie próbek do badań plastometrycznych

Przy pobieraniu próbek z badanego elementu należy mieć na uwadze, że sposób pobrania próbki może istotnie wpływać na wyznaczone charakterystyki plastyczności. Szczególnie dotyczy to próbek pobranych z wlewka, ale również z kęsa, blachy czy płaskownika. Kierunek pobrania próbki winien być jednoznacznie określony i uwzględniać orientację składowych normalnych naprężeń względem kierunkowych cech mikrostruktury.

Struktura materiału próbek plastometrycznych winna odpowiadać strukturze przerabianego plastycznie materiału w rzeczywistych warunkach. Odnosi się to przede wszystkim do materiałów stopowych, gdzie długi czas wygrzewania zapewnia uzyskanie właściwej struktury materiału odpowiadającej strukturze materiału nagrzewanego w warunkach przemysłowych. Jak pokazano na przykładzie stali chromowo-niklowej gatunku OH18N9, zastosowanie zróżnicowanej temperatury przesycania prowadzi do różnej wielkości ziarna wyjściowego, a tym samym do zróżnicowania krzywych płynięcia.

Kształt próbek, dokładność ich wykonania mają istotny wpływ na uzyskane wyniki badań. Najbardziej stabilne warunki uzyskuje się dla średnicy próbki od 6 do 10 mm i smukłości od 6 do 10. Kryteria te spełnia próbka o średnicy D = 6 mm i długości L = 50 mm i winna być powszechnie wykorzystywana do prób skręcania (rys.11.2a). W przypadku konieczności stosowania większych prędkości odkształcenia można używać próbki o D = 6 mm i L = 10 mm (rys.11.2b). Kształt i wymiary próbki poza częścią pomiarową wynikają z zastosowanego induktora i zapewniają równomierny rozkład temperatur na długości.



Rys.11.2. Kształt i wymiary próbki stosowanej do badań plastometrycznych: a) 50 mm, b) 10 mm Fig.11.2. Shape and dimensions of sample used for plastometric tests: a) 50 mm, b) 10 mm

82

and the first of the second second of

2. Nagrzewanie próbek plastometrycznych

Dobór parametrów nagrzewania winien uwzględniać przebieg i efekty nagrzewania w przemysłowych procesach obróbki plastycznej z następnym chłodzeniem do temperatur odkształcania. Może to być niemożliwe do realizacji w piecach komorowych, gdzie długie czasy wygrzewania, konieczne do wyrównania temperatur, powodują nadmierną zgorzelinę na powierzchni próbki plastometrycznej. Czas nagrzewania i chłodzenia zapewniajacy równomierną temperaturę na przekroju i długości próbki zależy od sposobu nagrzewania i własności fizycznych badanego materiału. W zakresie regulacji przebiegu temperatury i szybkości grzania sposób nagrzewania indukcyjnego jest efektywniejszy i winien zastępować nagrzewania w piecu komorowym. Równomierność nagrzewania można osiągnać poprzez odpowiednia konstrukcje wzbudnika. Pomiar temperatury pirometrem wymaga przed przystąpieniem do prób skręcania precyzyjnego określenia współczynnika emisji badanego materiału. Przy doborze temperatur nagrzewania i chłodzenia można wykorzystać metody symulacji komputerowej procesu nagrzewania (zawarto w pkt.4.3).

3. Opracowanie wyników badań plastometrycznych

Jakość wyników badań plastometrycznych zależy od precyzji układu mechanicznego, napedowego i sterującego plastometru oraz od dokładności systemu pomiarowego, poprawności rejestracji obróbki sygnałów pomiarowych i ich interpretacji. Zarejestrowane przebiegi mierzonych wielkości są obarczone zakłóceniami wynikającymi z odstępstwa od założonych, idealnych warunków realizacji próby oraz z funkcjonowania torów pomiarowych. Poprawność opracowania wyników badań plastometrycznych zależy od umiejętności ustalenia przyczyn występujących zakłóceń oraz ich eliminacji w fazie przekształcenia sygnałów pomiarowych i wyznaczenia parametrów krzywych skręcania M = f(N), a także zależności N = f(N), T = f(N) i F = f(N). Efektywnymi narzędziami do tych działań są pakiety programowe "Matlab", "Excel" i "Octave". Warunkiem poprawnego przeprowadzenia obróbki sygnałów pomiarowych i wyznaczenia zależności M = f(N) jest dobra znajomość zjawisk mechanicznych i cieplnych towarzyszących procesowi skręcania. Spełnienie tego wymogu przy zastosowaniu wymienionych pakietów programów umożliwia:

- przedstawienie graficzne wyników pomiarów bezpośrednich i dowolnej fazy obróbki • sygnałów pomiarowych,
- przeprowadzenie cyfrowej filtracji sygnału pomiarowego, •
- przekształcenie sygnałów pomiarowych, ۰
- wygładzenie wyników przetworzonych sygnałów pomiarowych, •
- wyznaczenie skorygowanych przebiegów zależności M = f(N), ٠
- wyznaczenie parametrów różniczkowych p i m, które są niezbędne do wyznaczenia • zależności $\sigma_p = f(\varepsilon)$.

Wartości wyznaczonego naprężenia uplastyczniającego z próby skręcania zależą zarówno od uwzględnienia korekty prędkości i temperatury w obliczeniach M = f(N), jak i użytej metody przeliczeń krzywej skręcania M = f(N) na zależność $\sigma_p = f(\varepsilon)$, a także uwzględnienia korekty odkształcenia ze względu na nierównomierność rozkładu odkształceń na długości próbki. Stosowanie zależności Nadia z jednoczesnym przyjęciem promienia ekwiwalentnego [170] nie znajduje uzasadnienia teoretycznego i zniekształca charakter krzywych płynięcia. Uwzględnienie nierównomierności odkształceń jest możliwe, ale wymaga precyzyjnego określenia kąta nachylenia rysy w różnych miejscach skreconej próbki. Jest to utrudnione w wysokich temperaturach z uwagi na dużą liczbę skręceń i tworzącą się zgorzeline na powierzchni próbki. Można przyjąć, że korekta odkształcenia z uwagi na nierównomierność odkształceń na długości próbki jest niezbedna dla materiałów skłonnych do lokalizacji odkształceń oraz w temperaturach, gdzie nierównomierność jest największa.

4. Określenie obszaru próbki do badań struktury

Naturalną cechą próby skręcania jest nierównomierność odkształceń na przekroju skręcanej próbki, co powoduje konieczność sprowadzenia współzależności pomiędzy odkształceniem a zmianami struktury do obszaru reprezentatywnego próbki, określonego tzw. promieniem ekwiwalentnym R. Analizy struktury próbek skręcanych winno się zatem dokonać w obszarze $R \equiv 0.75R$, co odpowiada odkształceniu średniemu na przekroju $\varepsilon_i = 2/3\varepsilon_i$



12. WYZNACZANIE CHARAKTERYSTYK PLASTYCZNOŚCI DLA STALI AUSTENITYCZNEJ 0H18N9

Opracowaną procedurę wyznaczania charakterystyk plastyczności w próbie skręcania na gorąco przedstawiono na przykładzie stali austenitycznej 0H18N9.

12.1. Materiał do badań

Materiał do badań stanowiły pręty walcowane na gorąco ze stali o strukturze austenitycznej 0H18N9 o średnicy 15 mm, których skład chemiczny przedstawiono w tablicy 12.1.

Tablica 12.1

Skład chemiczny badanej stali austenitycznej, % masowy

Gatunek	Zawartość pierwiastka, % masowy								
stali	C Cr Mn Ni Si		Si	Р	S	В			
0H18N9	0.028	18.40	0.187	8.90	-	0.036	0.012	-	

W celu rozpuszczenia węglików i ujednorodnienia składu chemicznego osnowy oraz zróżnicowania wielkości ziarna austenitu stale po walcowaniu przesycano z temperatury 1150, 1200, 1250°C z czasem wygrzewania 30, 60 i 120 min. Obróbkę cieplną wykonano w piecu elektrycznym silitowym firmy CARBOLITE z dokładnością utrzymania temperatury $\pm 5^{\circ}$ C.

Przykładowe mikrostruktury po przesycaniu z temperatury 1200°C z czasem wygrzewania 30, 60, 120 min przedstawiono na rysunkach 12.1÷12.3. Badana stal po przesycaniu odznacza się strukturą austenityczną o zróżnicowanej wielkości ziarna z niewielką liczbą bliźniaków wyżarzania.



- Rys.12.1. Struktura stali 0H18N9 po przesycaniu z temperatury 1200°C z czasem wygrzewania 30 min. Pow.150×
- Fig. 12.1. Structure of 0H18N9 steel after solutioning at temperature 1200°C with soaking time $30 \text{ min. Magn. } 150 \times$



Rys.12.2. Struktura stali 0H18N9 po przesycaniu z temperatury 1200°C z czasem wygrzewania 60 min. Pow. 150×

Fig.12.2. Structure of 0H18N9 steel after solutioning at temperature 1200°C with soaking time 60 min. Magn.150×



Rys.12.3. Struktura stali 0H18N9 po przesycaniu z temperatury 1200°C z czasem wygrzewania 120 min. Pow. 150×

Fig. 12.3. Structure of 0H18N9 steel after solutioning at temperature 1200°C with soaking time 120 min. Magn. 150×

Wyniki badań wpływu parametrów przesycania na niejednorodność i wielkość ziarna badanej stali przedstawiono na rys. 12.4, 12.5. Wzrost temperatury wygrzewania od 1150°C do 1250°C i wydłużenie czasu wygrzewania od 30 do 120 minut prowadzi do silnego rozrostu ziarna, co pokazuje znaczący wzrost średniej powierzchni płaskiego przekroju ziarna S_0 (rys.12.4). Niejednorodność wielkości ziarna charakteryzowana za pomocą współczynnika zmienności płaskiego przekroju ziarna $v(S_0)$ zmienia się cyklicznie ze wzrostem temperatury i wydłużeniem czasu wygrzewania (rys. 12.5). Próbki wykazują najmniejszą niejednorodność po przesycaniu z temperatury 1150°C przy czasie wygrzewania 60 minut [$v(S_0)$ =120%]. Wzrost temperatury wygrzewania do 1250°C prowadzi do istotnego zwiększenia niejednorodności wielkości ziarna. Do badań plastometrycznych wytypowano próbki po przesycaniu z temperatury 1200°C z czasem wygrzewania 60 min. Po przesycaniu w tych warunkach stal 0H18N9 odznacza się małą niejednorodnością wielkości ziarna ([$v(S_0)$ =134%]) oraz małą ilością nie rozpuszczonych wydzieleń węglików w ilości ok. 0,1% (rys.12.2). Wielkość ziarna austenitu charakteryzowana za pomocą średniej powierzchni płaskiego przekroju ziarna po przesycaniu w tww. warunkach wynosi S_0 = 12600µm².



- Rys.12.4. Wpływ temperatury i czasu wygrzewania na średnią powierzchnię płaskiego przekroju ziarna S_0 dla stali 0H18N9
- Fig. 12.4. Influence of temperature and soaking time on a mean area of flat grain section S_0 for 0H18N9 steel





- Rys.12.5. Wpływ temperatury i czasu wygrzewania na niejednorodność wielkości ziarna dla stali 0H18N9 po przesycaniu
- Fig. 12.5. Influence of temperature and soaking time on heterogeneity of grain size for 0H18N9 steel after solutioning

12.2. Próby skręcania па gorąco

Do skręcania zastosowano standardowe próbki o kształcie i wymiarach podanych na rys. 11.2a. Dla określenia nierównomierności odkształceń na powierzchni pomiarowej próbek naniesiono wzdłużną rysę o głębokości 0,2 mm. Przed odkształceniem próbki wygrzewano w temperaturze 1200°C przez 5 min, a następnie ochładzano do temperatury skręcania, wytrzymywano przez 1 minutę i prowadzono skręcanie do zniszczenia przy zadanej prędkości obrotowej (rys.12.6). Badania plastometryczne prowadzono w zakresie temperatury 900÷1200°C, z prędkością obrotową zmieniającą się od 10 do 1600 obr/min. W celu analizy zmian struktury oraz efektu niejednorodności odkształcenia wykorzystano, będący w wyposażeniu plastometru, układ umożliwiający szybkie chłodzenie próbki w wodzie, tzw. "zamrożenie struktury".



Rys. 12.6. Schemat przeprowadzonego eksperymentu Fig. 12.6. Schedule of performed experiment

Po odkształceniu pomiaru kąta nachylenia tworzącej dokonano za pomocą mikroskopu warsztatowego MWDC z przystawką do pomiarów kątów.

12.3. Opracowanie wyników badań plastometrycznych

12.3.1. Obróbka danych pomiarowych

Podstawę do wyznaczania krzywych płynięcia z próby skręcania na gorąco stanowią dane pomiarowe wprowadzone do arkusza programu Excel w postaci kolumn zawierających wartości momentu skręcającego M [Nm], siły osiowej F [N], temperatury T [⁰C], liczby skręceń próbki N [obr], czasu t [s].W odstępach czasu Δt dane pomiarowe rejestrowane są w postaci cyfrowej przez układ pomiarowy plastometru do plików tekstowych zapisanych w tablicy – macierzy $X(N_x, 5)$, gdzie N_x jest liczbą danych pomiarowych. Przykładowe przebiegi zarejestrowanych wielkości w funkcji czasu dla parametrów skręcania $T = 1000^{\circ}$ C, $\dot{N} = 100$ obr/min pokazano na rysunku 12.7.

87



Rys.12.7. Zarejestrowane wartości momentu skręcającego, liczby skręceń, temperatury, siły osiowej podczas skręcania próbek ze stali 0H18N9 w temperaturze 1000°C i z prędkością 100 obr/min
 Fig.12.7. Registered values of torque, number of twists, temperature, axial force during torsion test of samples from 0H18N9 steel at temperature 1000°C with a twist rate 100 rpm

Obróbki danych pomiarowych poprzez filtrację, obcięcie, przerzedzenie i wygładzenie dokonano w programie Matlab. Przykładowo, dla rejestrowanego momentu skręcającego i siły osiowej w temperaturze skręcania 1000°C i prędkości skręcania 100 obr/min sposób obróbki danych pomiarowych był następujący:

moment skręcający (rys.12.8)

sila osiowa (rys.12.9)

 graficzna prezentacja wyników M=M(N) plot(N,M); grid;

F=F(N) plot(N,F); grid; obcięcie (krzywa koloru czarnego)

plot(N,M); grid; $X=X(1:N_x - 128, 1:5);$ plot(N,F);grid;

• przerzedzanie

Z uwagi na dużą liczbę zarejestrowanych danych przy skręcaniu z prędkością $\dot{N} = 10$ obr/min zastosowano przerzedzanie uzyskanych wyników poprzez polecenie

r=10; X=decimate(X,r);

filtracja (krzywa koloru zielonego)

M1 = low f1(M, 1, 0, 1, 0, 98);

X1=lowf1(X,N,dt,Hz); F1=lowf1(F,1,0.1,0.98);

lowfl(X,N,dt,Hz) – filtr cyfrowy dolnoprzepustowy typu Butherwortha z filtracją w obydwóch kierunkach, gdzie :

- X filtrowany sygnał(wektor),
- N rząd filtra,
- dt czas próbkowania [s],

Hz - częstotliwość graniczna filtra dolnoprzepustowego.

• wygładzanie danych za pomocą wielomianów (krzywa koloru niebieskiego)

Stopień wielomianu dobrano eksperymentalnie kontrolując na poszczególnych etapach jakość aproksymacji punktów pomiarowych w sposób wizualny.

p=polyfit(N,F,7);
F1=polyval(p,N);
plot(N,F1);
grid;

• wygładzanie danych funkcjami sklejanymi

Do opracowania krzywych sklejanych wybrano 15 punktów leżących na krzywej M=M(N) oraz F=F(N):

[N1,M1] = ginput(15); [N1,F1] = ginput(15);

Korzystając z modułu Spline Toolbox zastosowano funkcję:

sp = csaps(N1, M1);

sp = csaps(N1,F1);

za pomocą której dla wyznaczonych uprzednio współrzędnych [N1,M1] oraz [N1,F1] określono parametry funkcji sklejanej złożonej z wielomianów 3 stopnia (spline rzędu k = 4). Wyznaczone funkcje przedstawiono graficznie na rys.12.8 i 12.9 (krzywa koloru czerwonego), korzystając z procedury zawartej w module Spline Toolbox pakietu Matlab:

fnplt(sp); grid; fnplt(sp); grid; Przy opracowywaniu danych z użyciem funkcji sklejanej korzystano ze specjalnego interfejsu graficznego zawartego w pakiecie Spline Toolbox. Z poziomu języka Matlab posłużono się poleceniem :

Spline-tool(N1,M1);

spline-tool(N1,F1);

Przykładowy obraz interfejsu graficznego spline-tool stosowanego do wyznaczania funkcji sklejanej pokazano na rys.12.10.



- Rys.12.8. Zależność momentu skręcającego od liczby skręceń po wstępnej obróbce wyników polegającej na: obcięciu (krzywa koloru czarnego), filtracji (kolor zielony), wygładzeniu wielomianem (kolor niebieski), wygładzeniu funkcją sklejaną (kolor czerwony). $T=1000^{\circ}C$, $\dot{N}=100$ obr/min
- Fig.12.8. Dependence of torque on number of twists after preliminary processing of results comprising: trimming (black curve), filtration (green), polynomial smoothing (blue), smoothing by spline function (red). $T=1000^{\circ}C$, $\dot{N}=100$ rpm



Rys.12.9. Zależność siły osiowej od liczby skręceń po wstępnej obróbce wyników polegającej na: obcięciu (krzywa koloru czarnego), filtracji (kolor zielony), wygładzeniu wielomianem (kolor niebieski), wygładzeniu funkcją sklejaną (kolor czerwony). T=1000⁶C, N = 100 obr/min

Fig.12.9. Dependence of axial force on number of twists after preliminary processing of results comprising: trimming (black curve), filtration (green), polynomial smoothing (blue), smoothing by spline function (red). $T=1000^{\circ}C$, $\dot{N} = 100$ rpm



Spline Tool File Edit View Help -List of approximations v II spline1 I shown in graph -Approximation method --

New

Replicate

Delete

Rename



- Rys. 12.10. Przykładowy obraz specjalnego interfejsu graficznego Matlab'a uzyskanego za pomocą polecenia spline-tool do obróbki danych pomiarowych przy użyciu funkcji sklejanych (górna krzywa M=M(N), dolna krzywa p=p(N))
- Fig.12.10. Exemplary picture of special Matlab graphic interface obtained by a spline-tool command for processing of measure data using the spline function (upper curve M=M(N), lower curve p=p(N)

12.3.2. Korekta momentu skręcającego

W próbie skręcania na gorąco występuje narastanie prędkości obrotowej od zera do zadanej wartości oraz efekt przyrostu temperatury podczas skręcania, co prowadzi do konieczności skorygowania rejestrowanych zależności momentu skręcającego od liczby skreceń.

Na rys.12.11 pokazano zależność prędkości skręcania od czasu. Wymagany czas do osiągnięcia zadanej predkości wynosi 0.4 - 0.5 s.



Rys. 12.11. Zależność prędkości obrotowej od czasu skręcania. T=1000°C Fig.12.11. Time dependence of the twist rate. $T=1000^{\circ}C$

Korektę momentu skręcającego ze względu na zróżnicowanie prędkości obrotowej dokonano w oparciu o następujący wzór:

$$M' = \left(\frac{\hat{N}}{\hat{N}_{\star}}\right)^m \cdot M , \qquad (12.1)$$

gdzie:

- IOI X

N₋ - predkość obrotowa zarejestrowana, obr/min,

N - predkość obrotowa zadana, obr/min.

Czułość materiału na prędkość skręcania m określono poprzez aproksymację wartości $M=M(N, \dot{N}, T)$ zależnością:

$$M = A \cdot N^{R} \cdot exp(C \cdot N) \cdot \dot{N}^{D + \frac{K}{T}} \cdot exp(\frac{F}{T})$$
(12.2)

Występujące w powyższym równaniu stałe obliczono metodą najmniejszych kwadratów i wynoszą odpowiednio:

A = 0.011223; B = 0.111474; C = -0.0264; D = 0.31321; E = -148.051; F = 5002.817

Wyznaczone wartości współczynnika m dla zastosowany	ch temperatur s	kręcania	i wynoszą:
---	-----------------	----------	------------

T [⁰ C] 900	1000	1100	1200
m 0,14	9 0,165	0,179	0,190

Na rys.12.12 pokazano przebieg prędkości skręcania oraz wartości momentu skręcającego przed i po korekcie w zależności od liczby skręceń.

Dla dużych prędkości skręcania $\dot{N} = 1000$ obr/min osiągnięcie zadanej prędkości następuje po kilkunastu skręceniach próbki (poza maksimum momentu skręcającego) i prowadzi do istotnego zróżnicowania wartości momentu skręcającego przed i po korekcie.

92

94

Dla prędkości skręcania N = 10 obr/min i N = 100 obr/min zróżnicowanie momentu przed i po korekcie jest niewielkie.



Rys.12.12. Zależność momentu skręcającego przed i po korekcie oraz prędkości obrotowej w funkcji liczby skręceń:

a. $T=1000^{\circ}C$, $\dot{N}=10$ rpm, b. $T=1000^{\circ}C$, $\dot{N}=100$ rpm, c. $T=1000^{\circ}C$, $\dot{N}=1000$ rpm Fig.12.12. Dependence of torque (prior to and after correction), and twist rate on number of twists:

Na rys.12.13 pokazano zależność temperatury i momentu skręcającego od liczby skręceń otrzymaną przy skręcaniu w zadanej temperaturze 1000° C i przy zróżnicowanych prędkościach skręcania. Dla małej prędkości skręcania $\dot{N} = 10$ obr/min obserwuje się

oscylację temperatury wokół zadanej wartości, co wynika z działania układu regulacji temperatury. Oscylacje temperatury znajdują odzwierciedlenie w oscylacyjnym przebiegu momentu skręcającego. Dla pośredniej prędkości skręcania $\dot{N} = 100$ obr/min zachodzi narastanie temperatury na skutek zamiany pracy odkształcenia w ciepło aż do maksimum, a następnie jej obniżanie do wartości zadanej. Wynika to z reakcji układu regulacji, który dla zadziałania wymaga określonego przyrostu temperatury i czasu. Obniżenie temperatury powoduje zwiększanie wartości momentu skręcającego. Dla dużej prędkości skręcania $\dot{N} = 1000$ obr/min, w której czas skręcania do zniszczenia próbki wynosi około 1s, układ regulacji nie zdąży zareagować na zmiany temperatury. W tym zakresie prędkości obserwuje się ciągłe narastanie temperatury w trakcie skręcania.

Korektę momentu skręcającego ze względu na zróżnicowanie temperatury podczas skręcania

$$M^{\prime\prime} = M^{\prime} + \Delta M^{\prime\prime}, \qquad (12.3)$$

obliczono korzystając z zależności (12.2). Wtedy:

$$\Delta M'' = M(N, \dot{N}, T) - M(N, \dot{N}, T + \Delta T), \qquad (12.4)$$

oraz

$$\Delta M^{\prime\prime} = A \cdot N^{B} \cdot exp(C \cdot N) \cdot \dot{N}^{D + \frac{E}{T}} \cdot exp(\frac{F}{T}) - A \cdot N^{B} \cdot exp(C \cdot N) \cdot \dot{N}^{D + \frac{E}{T + \Delta T}} \cdot exp(\frac{F}{T + \Delta T})$$
(12.5)

Porównanie wartości momentu skręcającego przed i po korekcie ze względu na zróżnicowanie temperatury w zależności od liczby skręceń pokazano na rys.12.13. W próbie skręcania na gorąco mamy do czynienia z jednoczesnym wpływem prędkości skręcania i temperatury na wartość momentu skręcającego. Łączne oddziaływanie tych czynników określono z zależności:

$$\Delta M''' = M(N, \dot{N}, T) - M(N, \dot{N}_{\tau}, T_{\tau})$$
(12.6)

Wartości $M(N, \dot{N}, T)$ i $M(N, \dot{N}_z, T_z)$ obliczono korzystając z zależności (12.2):

$$\Delta M^{\prime\prime\prime} = A \cdot N^{B} \cdot exp(C \cdot N) \cdot \dot{N}^{D + \frac{E}{T}} \cdot exp(\frac{F}{T}) - A \cdot N^{B} \cdot exp(C \cdot N) \cdot \dot{N}_{r}^{D + \frac{E}{T + \Delta T}} \cdot exp(\frac{F}{T + \Delta T})$$
(12.7)

Skorygowany moment skręcający uwzględniający łączne oddziaływanie temperatury i prędkości wynosi:

$$\Delta M^{\prime\prime\prime} = M + \Delta M^{\prime\prime\prime} \tag{12.8}$$

Skorygowanie momentu skręcającego metodą superpozycji i poprzez łączne oddziaływanie prędkości i temperatury daje zbliżone wartości, co pokazano na rys.12.13.

$$p = \frac{\partial \ln M}{\partial \ln N} = \frac{N}{M} \cdot \frac{\partial M}{\partial N}, \qquad (12.9)$$

pochodnych cząstkowych odpowiednimi ilorazami różnicowymi w punktach dyskretnych i, i=2,3,...,N

$$p_{i} = \frac{ln(M_{i+1}) - ln(M_{i})}{ln(N_{i+1}) - ln(N_{i})}$$
(12.10)

Algorytm umożliwiający obliczenia występujących we wzorze (12.10) różnic zawarty jest w funkcji Matlab'a:

$$Y = diff(X), \tag{12.11}$$

który dla danego wektora:

$$X = [X(1) \ X(2) \ \dots \ X(n)], \tag{12.12}$$

oblicza różnice:

$$[X(2)-X(1) X(3)-X(2) \dots X(n)-X(n-1)]$$
(12.13)

Za pomocą funkcji (12.11) można aproksymować pochodną następująco:

 $diff(Y)/diff(X) \tag{12.14}$

Algorytm (12.14) różniczkowania numerycznego jest wrażliwy na wszelkiego rodzaju zakłócenia, co najczęściej uniemożliwia jego bezpośrednie zastosowanie. Przykładowo, dla przebiegu M = M(N) w temperaturze 1000°C i prędkości skręcania 100 obr/min:

p1=diff(log(M))./diff(log(N)); plot(N(1:636), p1(1:636)); grid;

uzyskany przebieg zależności p = p(N) pokazano na rys.12.14.

Korzystając z aproksymacji pochodnej ilorazem różnicowym, obliczono składnik różniczkowy p, poddając wektor momentu M filtracji i przegładzeniu funkcją sklejaną.

dsp = fnder(sp); p1=(N1./M1).*fnval(N,dsp); plot(N1,p1); grid;

Otrzymaną zależność wartości p w funkcji liczby skręceń pokazano na rys. 12.15.



Rys. 12.13. Skorygowane zależności momentu skręcającego ze względu na temperaturę i efekt łącznego oddziaływania temperatury i prędkości obrotowej w funkcji liczby skręceń:
a. T=1000°C, Ň = 10 rpm, b. T=1000°C, Ň = 100 rpm, c. T=1000°C, Ň = 1000 rpm
Fig. 12.13. Corrected dependence of torque at torsion accounting for temperature and joint effect of temperature and twist rate as function of number of twists

12.3.3. Wyznaczanie składników różniczkowych p i m

Składnik *p* można określić korzystając z algorytmu różniczkowania różnicowego polegającego na zastąpieniu w równaniu:



- Rys. 12.14. Składnik różniczkowy p w funkcji liczby skręceń obliczony z zarejestrowanego momentu skręcającego $T=1000^{\circ}C$, $\dot{N}=100$ obr/min
- Fig. 12.14. Strain sensitivity index p as function of number of twists, calculated from recorded torque $T=1000^{\circ}C$, $\dot{N} = 100 \text{ rpm}$



- Rys.12.15. Składnik różniczkowy p w funkcji liczby skręceń obliczony po wygładzeniu momentu skręcającego funkcją sklejaną $T=1000^{9}$ C, $\dot{N} = 100$ obr/min
- Fig.12.15. Strain sensitivity index p as function of number of twists, calculated after smoothing the torque by spline function $T=1000^{\circ}C$, $\dot{N}=100$ rpm

Dla określenia składnika różniczkowego *m* skorygowane wartości M''' = f(N, N, T)aproksymowano zależnością (12.2), w wyniku uzyskano dla zastosowanych temperatur następujące wartości *m*:

			· · ·	
T [°C]	900	1000	1100	1200
m	0,150	0,165	0,177	0,188
·				

Na rys.12.16 podano zależność wartości m od temperatury obliczoną z zależności (12.2) na podstawie nie skorygowanych i skorygowanych wartości $M(N, \dot{N}, T)$. W obu przypadkach uzyskano zbliżone wartości parametru m.



99

Rys. 12.16. Zależność składnika różniczkowego m w funkcji temperatury Fig. 12.16. Dependence of strain rate sensitivity index m on temperature

12.3.4. Wyznaczanie krzywych płynięcia

Naprężenie uplastyczniające, odkształcenie i prędkość odkształcenia obliczono klasycznymi wzorami teorii skręcania:

naprężenie uplastyczniające

$$\sigma_{p} = \sqrt{\left(\frac{\sqrt{3} \cdot M}{2 \cdot \pi \cdot R^{3}}\right) \cdot (3 + p + m)} + \left(\frac{F}{\pi \cdot R^{2}}\right)^{2}, \qquad (12.15)$$

- odkształcenie
- $\varepsilon = \frac{2}{\sqrt{3}} \cdot \frac{\pi \cdot R \cdot N}{L} , \qquad (12.16)$
- prędkość odkształcenia

$$\mathcal{E} = \frac{2}{\sqrt{3}} \cdot \frac{\pi \cdot R \cdot \dot{N}}{L}, \qquad (12.17)$$

Na rys.12.17 pokazano wyznaczony wskaźnik nierównomierności odkształceń δ z pomiaru kąta nachylenia rysy w zależności od temperatury i prędkości skręcania. Uzależnienie δ od temperatury i prędkości skręcania uzyskano poprzez aproksymację wartości $\delta = \delta(T, N)$ zależnością:

$$\delta = A \cdot \dot{N}^B \cdot exp(\frac{C}{T}) \tag{12.18}$$

Wyliczone stałe metodą najmniejszych kwadratów wynoszą odpowiednio:

A = 0,556973, B = 0,032046, C = 618,6959.

98

Korekta odkształcenia ze względu na nierównomierność odkształceń została dokonana według wzoru:

$$\varepsilon' = \varepsilon \cdot \delta \tag{12.19}$$

Na rys. 12.18 pokazano przykładowo porównanie krzywych płynięcia przed i po korekcie odkształcenia.



Rys. 12.17. Wskaźnik niejednorodności odk
ształceń δ w zależności od temperatury i prędkości skręcania

Fig. 12.17. Dependence of heterogeneity index δ on temperature and twist rate



Rys.12.18. Zależność naprężenia uplastyczniającego od odkształcenia przed i po korekcie ze względu na nierównomierność odkształcenia na długości próbki. $T=1000^{\circ}C$, $\dot{N} = 100 \text{ obr/min}$ Fig.12.18. Stress - strain curves before and after correction regarding the strain heterogenity along the sample. $T=1000^{\circ}C$, $\dot{N} = 100 \text{ rpm}$

101

12.3.5. Charakterystyki plastyczności

Ogólną ocenę plastyczności można dokonać w oparciu o zależności $\sigma_p = \sigma_p(\varepsilon, \varepsilon, T)$ oraz $\varepsilon_g = \varepsilon_g(\varepsilon, T)$. Podstawę do ich wyznaczania stanowią opracowane krzywe płynięcia dla różnej temperatury i prędkości odkształcania. Na rys.12.19 pokazano krzywe płynięcia stali 0H18N9 w zależności od temperatury odkształcenia dla prędkości odkształcenia $\varepsilon = 0.7 \text{ s}^{-1}$.





Fig.12.19. Stress - strain curves at various deformation temperatures and $\varepsilon = 0.7 s^{-1}$

Otrzymane krzywe płynięcia dla temperatur 1000 do 1200°C charakteryzują się wyraźnie zarysowanym maksimum naprężenia uplastyczniającego, fazą ustalonej wartości σ_p , co związane jest z występującą rekrystalizacją dynamiczną. Ze zwiększaniem temperatury maksimum σ_p przemieszcza się w stronę mniejszych wartości odkształcenia, zwiększenie prędkości odkształcenia powoduje przesunięcie maksimum w stronę większych odkształceń.

Charakterystyki plastyczności w postaci zależności maksymalnego naprężenia uplastyczniającego σ_{pp} , odkształcenia ε_p i odkształcenia granicznego ε_g od temperatury i prędkości odkształcenia pokazano na rys.12.20.

 $\sigma_{pp} = \frac{1}{\alpha} \cdot \arcsin[(\frac{Z}{A})^{\frac{1}{n}}]$



Rys. 12.20. Zależność maksymalnego naprężenia uplastyczniającego σ_{pp} , odkształcenia ε_p i odkształcenia granicznego ε_e od temperatury i prędkości odkształcenia

Fig.12.20. Dependence of the peak stress σ_{pp} peak strain ε_p and deformation limit ε_g on temperature and strain rate

Charakterystyczne wielkości maksymalnego naprężenia uplastyczniającego σ_{pp} i odpowiadającego mu odkształcenia ε_p uzależniono od parametrów odkształcenia poprzez parametr Zenera – Hollomona Z: oraz

$$F_p = U \cdot Z^W \tag{12.21}$$

(12.20)

Stałe w równaniach (12.20) oraz (12.21) i konieczną do obliczenia parametru Z energię aktywacji odkształcenia plastycznego Q obliczono dwoma sposobami:

ε

• metodą klasyczną za pomocą programu komputerowego Energy 2.0,

• z zastosowaniem nieliniowej metody najmniejszej sumy kwadratów [70,177,178]. Wyniki obliczeń zebrano w tablicy 12.2.

> Tablica 12.2 Wartości energii aktywacji i stałych w równaniu (12.20) i (12.21) wyliczone metoda klasyczna i metoda estymacji

Stała	Metod: klasyczna	Metoda estymacji
Q, kJ/mol	391,02 kJ/mol	374,74 kJ/mol
n	5,29	5,62
α, 1/MPa	0,00866 1/MPa	0,00664 1/MPa
A, 1/s	6,774 10 ¹⁴ 1/s	1,01 10 ¹⁵ 1/s
u	0,00436	0,004014
W	0,147	0,155

Do opisu funkcji naprężenia uplastyczniającego wybrano zależność Hensla-Spittla o postaci [83]:

$$\sigma_{p} = A \cdot \varepsilon^{\#} \cdot exp(C \cdot \varepsilon) \cdot \varepsilon^{D + \frac{E}{T}} \cdot exp(\frac{F}{T})$$
(12.22)

Wyliczone stałe w równaniu (12.22) wynoszą odpowiednio:

A = 2,551077; B = 0,103816; C = -0,08356; D = 0,412724; E = -257,048; F = 4045,555.

Zależność powyższa jest obowiązująca dla zakresu odkształceń $0 < \varepsilon < \varepsilon_S$. Wartość naprężenia ustalonego płynięcia σ_{ps} jest równa 0,9 σ_{pp} .

12.4. Określenie reprezentatywnego obszaru do oceny struktury

Próbki do badań metalograficznych po skręcaniu wycinano za pomocą przecinarki elektroiskrowej przy przełomie wg schematu przedstawionego na rys.12.21. Strukturę stali po skręcaniu analizowano na zgładach prostopadłych i równoległych do osi próbki plastometrycznej.



Rys.12.21. Sposób pobierania próbek do badań strukturalnych po próbach skręcania na gorąco Fig.12.21. Positioning of samples with division of microsection area into 4 zones for metalography using the light microscope.

Obrazy struktury rejestrowano za pomocą kamery sprzężonej z komputerem klasy PC i zapisywano w plikach graficznych. Przy rejestracji struktur zachowywano orientację zgładów metalograficznych przedstawioną na rys. 12.21. W celu oceny zmian struktury na przekroju próbki plastometrycznej w zależności od miejsca analizy strukturę wybranych próbek analizowano w 4 strefach : $0\div0,25R$; $0,25\div0.5R$; $0,5\div0,75R$; $0,75\div1,0R$.

W opracowywanych zależnościach uwzględniano wyniki badań ilościowych przeprowadzonych w obszarze $0.5 \div 0.75R$, licząc od środka próbki.



- Rys.12.22. Ustawienie próbek z podziałem powierzchni zgładu metalograficznego na 4 strefy przy rejestracji struktur na mikroskopie świetlnym
- Fig.12.22. Positioning of samples with division of microsection area into 4 zones for metalography using the light microscope

Wyniki badań struktury stali 0H18N9 na przekroju wzdłużnym próbki po przesycaniu oraz po plastometrycznej próbie skręcania przedstawiono w tablicy 12.2 oraz na przykładowych mikrostrukturach - rys. 12.23 i 12.24.



Po przesycaniu z temperatury 1200°C z czasem wygrzewania 60 min stal 0H18N9 wykazuje jednorodną strukturę austenitu na przekroju wzdłużnym próbki, o czym świadczą zbliżone wartości pola powierzchni płaskiego przekroju ziarna S_0 i wskaźnika zmienności $\nu(S_0)$ w mikroobszarach różnie oddalonych od osi próbki (tablica 12.3). Po odkształceniu stali 0H18N9 w temperaturze 900°C obserwowano niejednorodność struktury na przekroju próbek (tablica 12.3, rys.12.23), co pokazuje znaczący wzrost średniej powierzchni płaskiego przekroju ziarna S_0 i obniżenie wskaźnika zmienności od powierzchni do środka próbki $\nu(S_0)$. Stal po odkształceniu w temperaturze 1000 i 1100°C prowadzącym do rekrystalizacji dynamicznej w całej objętości próbki wykazywała nieznaczne zróżnicowanie struktury pomiędzy poszczególnymi strefami na przekroju wzdłużnym próbki plastometrycznej (tablica 12.3, rys.12.24).

Tablica 12.3

Zróżnicowanie średniej wielkości \overline{S}_o i niejednorodności $v(\overline{S}_o)$ wielkości ziarna na przekroju wzdłużnym próbki

Parametry odkształcenia	Odległość	Stal 0H18N9	
	od powierzchni próbki	\overline{S}_0 [μm^2]	v(S ₀) [%]
Stan wyjściowy przed	0.75+1.0R	5904	105
odkształceniem	0.5+0.75R	6053	120
przesycanie – 1200°C	0.25÷0.5R	5714	111
	0÷0.25R	6200	131
900°C 0.7s ⁻¹	0.75÷1.0R	2300	162
	0.5÷0.75R	2881	146
	0.25÷0.5R	3200	121
	0÷0.25R	3715	118
1000°C 0.7s ⁻¹	0.75÷1.0R	161	134
	0.5÷0.75R	152	149
	0.25÷0.5R	143	142
	0÷0.25R	109	140
1100°C 0.7s ⁻¹	0.75+1.0R	431	125
	0.5÷0.75R	424	124
	0.25÷0.5R	456	132
	0÷0.25R	413	118

Badana stal w stanie wyjściowym ma jednorodną strukturą na przekroju próbki. Po skręcaniu struktura charakteryzuje się niejednorodnością strefową wywołaną nierównomiernym odkształceniem, o czym świadczy zróżnicowanie średniej powierzchni płaskiego ziarna i wskaźnika zmienności powierzchni płaskiego ziarna na przekroju próbki plastometrycznej. Efekty te ujawniają się szczególnie dla próbek odkształconych w temperaturze 900°C, charakteryzujących się wydłużonymi ziarnami. Dla próbek o strukturze ziaren zrekrystalizowanych dynamicznie niejednorodność ta jest mniejsza. Wyniki te wskazują na konieczność analizy struktury próbek skręcanych w ściśle określonej i powtarzalnej dla każdej próbki strefie (zbliżonej do 2/3R). Odpowiada ona tzw. promieniowi zastępczemu \overline{R} w zależnościach służących do obliczania odkształcenia średniego.

13. WNIOSKI

- Poprawność wyznaczania charakterystyk plastyczności na podstawie plastometrycznej próby skręcania zależy od precyzji układu mechanicznego, nagrzewania i sterowania plastometru oraz przyjętej metodyki realizacji prób skręcania i interpretacji wyników. Zróżnicowanie poziomu nowoczesności plastometrów skrętnych i metodyki prowadzi do znacznych błędów i rozbieżności uzyskiwanych wyników w różnych ośrodkach badawczych.
- 2. Procedura wyznaczania naprężenia uplastyczniającego i odkształcenia granicznego winna obejmować sposób przygotowania próbek do badań plastometrycznych, dobór ich kształtu i wymiarów, określenie sposobu i parametrów nagrzewania, metodykę przekształcenia rejestrowanych wielkości na zależność naprężenia od odkształcenia oraz określenie obszaru do oceny struktury.
- 3. Sposób pobrania próbki do skręcania z badanego elementu decyduje o uzyskiwanym wyniku naprężenia uplastyczniającego, a przede wszystkim odkształcenia granicznego. Dotyczy to zwłaszcza próbek pobranych z wlewka i materiału wstępnie przerobionego plastycznie. Właściwą strukturę wyjściową próbek pobranych z wlewka oraz materiałów stopowych, odpowiadającą strukturze materiału w realnym procesie technologicznym, może jedynie zapewnić poprawnie dobrany czas wygrzewania przed odkształceniem.
- 4. Cechy geometryczne próbek stosowanych do skręcania decydują o wartości naprężenia uplastyczniającego oraz odkształcenia granicznego. Niezbędna jest zatem unifikacja próbek plastometrycznych. Zaleca się stosowanie próbki o średnicy części pomiarowej równej 6 mm i długości 50 mm. W przypadku konieczności określenia charakterystyk plastyczności dla dużych prędkości odkształcenia (powyżej 5 s⁻¹) można stosować próbkę o średnicy 6 mm i długości pomiarowej 10 mm.
- Na podstawie przeprowadzonej analizy pól temperatury przy nagrzewaniu próbek plastometrycznych zaprojektowano baryłkowy kształt wzbudnika, który gwarantuje uzyskanie równomiernego rozkładu temperatury w próbce.
- 6. Zarejestrowane w próbie skręcania przebiegi mierzonych wielkości momentu skręcającego, siły osiowej, temperatury, liczby skręceń są obarczone zakłóceniami wynikającymi z odstępstwa od właściwych, idealnych warunków realizacji próby oraz funkcjonowania torów pomiarowych. Poprawność wyników badań plastometrycznych zależy od umiejętności ustalenia występujących zakłóceń oraz ich eliminacji w fazie przekształcania sygnałów pomiarowych i wyznaczania zależności momentu skręcającego od liczby skręceń. Efektywnymi narzędziami do tych działań są pakiety programów "Matlab" i "Exel".
- 7. Warunkiem poprawnego przeprowadzenia obróbki sygnałów pomiarowych i wyznaczenia zależności momentu skręcającego od liczby skręceń jest dobra znajomość zjawisk mechanicznych i cieplnych towarzyszących procesowi skręcania. Korekta momentu skręcającego powinna uwzględniać łączne oddziaływanie prędkości skręcania i temperatury.

- 8. Obecnie nie ma powszechnie przyjętej metody pozwalającej jednoznacznie wyznaczyć zależność naprężenia uplastyczniającego od odkształcenia z przebiegu momentu skręcającego od liczby skręceń. Przeprowadzona analiza różnych metod wyznaczania krzywych płynięcia wskazuje na poprawność obliczeń w przypadku korzystania z klasycznych wzorów teorii skręcania z uwzględnieniem składowych różniczkowych ujmujących wpływ umocnienia i osłabienia oraz czułości na prędkość odkształcenia.
- 9. Naturalną cechą próby skręcania jest niejednorodność odkształceń zarówno na przekroju, jak i długości próbki. Nierównomierność odkształceń na przekroju prowadzi do zróżnicowania struktury i konieczności określenia miejsca reprezentatywnego dla jej oceny. Proponuje się ocenę struktury z obszaru odpowiadającego ok. 2/3 promienia zewnętrznego próbki. Z uwagi na nierównomierność odkształceń na długości próbki winna być dokonana korekta odkształcenia. Odnosi się to przede wszystkim do materiałów skłonnych do lokalizacji odkształceń podczas skręcania.

LITERATURA

- 1. Bala S., Czajka E.: Plastometry. Hutnik, 1969, nr 11, s. 565 569.
- 2. Beer H.: Der Einfluß von Chrom, Nickel und Molibden auf die Formenderungsfe stigkeit niefrig gekohlter stähle bei Raumtemperatur. Draht - Welt 1974, nr 2, s. 74 – 81.
- 3. Beynon J.H., Li X.K., Ponter A.R.S.: Inelurion of dynamic recrystallization in process models for hot working. Mat. Sci. Forum, 1993, p.113-115, 293-298.
- 4. Biegus Ch.: Anwendung von Werkstoofmodellen auf das Entfestigungsverhalten und die Ferritkorngrosse mikrolegierten Baustahle. Berichte aus dem Institut fur Eisenhuttenkunde IEHK RWTH Aachen. Band 5 (1996). Diss. RWTH Aachen (D 82).
- Bik J.: Odkształcenie graniczne przy wysokotemperaturowym odkształcaniu ciągłym na przykładzie stali 00H17AN14M3. Rozprawa doktorska, IMŻ, Gliwice 1979 (nie publikowane).
- 6. Błaż L.: Rekrystalizacja dynamiczna. Analiza procesu wysokotemperaturowego odkształcania metali i stopów w świetle badań mechanicznych i strukturalnych. Zeszyty Naukowe AGH, Metalurgia i Odlewnictwo, z.114, Kraków 1988.
- 7. Brzózka J., Dorobczyński L.: Programowanie w Matlab. Warszawa, sierpień 1998.
- 8. Bywater K.A., Gladman J.: Metals Technology, t.3, 1976, no 2, p.358.
- 9. Carl de Boor: Spline Toolbox for use with Matlab. User's Guide v.3, September, 2000.
- Choquet P i inni.: The hot torsion testing at IRSID. Aplication to the simulation and modelling of hot forming processes. Thermee 88, Tokyo, 6-10.06.1988, p. 1-8.
- 11. Choquet i inni.: Modeling of forces structure and final properties during the hot rolling process of the hot strip mill, IRSID, MS/LAM/PC/fb/S760, 1990 p.1-10.
- 12. Cingara A., St.Germain L., Mc Queen H.J.: Comparision of calculated and experimental flow curves for C and HSLA steels. Intern. Symp. Proc. Microstructure and Properties of HSLA Steels, The Minerals, Metals and Materials Society, Pittsburg 1987, p. 91 04.
- 13. Demidenko E.Z.: Linear and nonlinear regresions. Moskwa 1981.
- 14. Dzugutow M.Ja.: Plasticzieskaja dieformacja wysokolegirowanych staliej i spławow. Mietallurgija, Moskwa 1971.
- 15. Eaton J.W.: GNU Octave. A high-level interactive language for numerical computations. Edition 3 for Octave version 2.05, February, 1997.
- 16. Elfmark J.: Dynamic recrystalization of austenite during hot plastic deformation. Tschechoslovak Journal of Physic, 1982, B 32, p. 1298 – 1302.
- 17. Elfmark J.: Parametricka zavislost tvaritelnosti na dynamicke rekrystalizaci. Hutnicke Listy, 1985, nr. 4, s. 243 247.
- Faessel A., Circ.: La simulation du laminagne par l'essai de torsion. Inf.Techn., 1976, t. 33,w.4, s.875 T-62/77.
- 19. Frobin R.: Vergleich verschiedener Verfahren zur Aufhnahme von Flieskurven. Fertigungstechnik und Betrieb, September 1965, nr.9. s.550-554.
- 20. Funke P., Preiser H.: Aufnahme von Fliesskurven im Warmverdrehversuch Archiv Eisenhüttenwes. 1973, nr.5, s. 363 368.
- 21. Garofalo F.: An empirical relation defining the strees dependence of minimum creep rate in metals, Trans. AIME, 227, 1963, p.351-355.
- 22. Gałkin A.M.: Badania plastometryczne metali i stopów. Politechnika Częstochowska, Seria monografie, w.15, Częstochowa 1990.
- 23. Grabski B.: Nadplastyczność strukturalna metali. Wyd. Śląsk, Katowice 1973.
- 24. Gronostajski Z.: Modele konstytutywne opisujące zachowanie się wybranych stopów miedzi w zakresie dużych odkształceń plastycznych. Oficyna Wydawnicza Politechniki Wrocławskiej, Wrocław 2000.

- 25. Gronostajski Z.: Badania i modele zmian naprężenia uplastyczniającego brązów krzemowych i miedzi. Praca doktorska, Politechnika Wrocławska, Wrocław 1994 (nie publikowane).
- Gronostajski Z.: Flow stress function in metal forming conditions. Mat. Konf. Challenges to civil and mechanical engineering in 2000 and beyond. CCME' 97, Wrocław 1997, p. 451-453.
- Gronostajski Z.: Model opisujący charakterystyczne wartości naprężenia uplastyczniającego mosiądzu M63. Rudy i Metale Nieżelazne, 1997, nr 3, s. 115 – 120.
- 28. Gronostajski Z.: Analiza wyznaczania naprężenia uplastyczniającego w próbie skręcania. Rudy i Metale Nieżelazne, 1999, nr 5, s. 236 242.
- 29. Gronostajski Z.: Model matematyczny opisujący krzywe umocnienia brązów krzemowych. Obróbka Plastyczna Metali, 1995, nr 4, s. 5 15.
- Gronostajski Z., Hadasik E., Schindler I.: Analiza próby skręcania na gorąco metodą elementów skończonych. Mat. Konf. Zastosowanie komputerów w zakładach przetwórstwa metali, KomPlasTech 2002, Szczawnica 13 – 16.01.2002, s.103 – 110.
- Grosman F.: Aplication of a flow stress function in programs for computer simulation of plastic working processes. Journal of Materials Processing Technology, 64 (1997) p.169-180.
- Grosman F., Hadasik E., Ploch A.: Charakterystyki plastyczności materiałów jako element komputerowego projektowania procesów przeróbki plastycznej. Mat. Konf. Zastosowanie komputerów w zakładach przetwórstwa metali, KomPlasTech, 16-17 listopada, Kraków 1993, s. 91 - 102.
- Grosman F.: Problems of selection of a flow stress function for computer simulation of manufacturing. Mat. Konferencji Challenges to civil and mechanical engineering in 2000 and beyond CCME'97, Wrocław 1997, p.67 - 76
- 34. Grosman F.: Flow-stress functions for the computer simulation of metal forming. Journal of Materials Processing Technology, 106 (2000), p. 45-48.
- Grosman F., Hadasik E., Sajdak Cz.: Rozwój metodyki i zastosowań plastometrycznej próby skręcania. Inżynieria Materiałowa, 1994, nr 3-4, s. 77-79.
- Grosman F., Hadasik E., Sobański A.: Rozwój metodyki i zastosowań plastometrycznej próby skrecanja. Inżynieria Materiałowa, 1985, nr 1, s. 20 - 25.
- Grosman F.: Badania odkształcalności granicznej wybranych materiałów przeznaczonych do przeróbki plastycznej na zimno. Zeszyty Naukowe AGH, Metalurgia i Odlewnictwo, Kraków 1974, z.63, s. 245–251.
- Grosman F., Hadasik E.: Problemy zastosowania charakterystyk technologicznej plastyczności w komputerowych programach analizy i projektowania procesów przeróbki plastycznej. Archiwum Hutnictwa, Kraków 1994, z.3, s. 263-276.
- Grosman F.: Funkcja odkształcalności granicznej. Obróbka Plastyczna, 1976, z.4, s. 197-202.
- 40. Grosman F.: Wskaźnik stanu naprężeń w próbie rozciągania próbek okrągłych. Obróbka Plastyczna, 1976, z.3, s. 129-132.
- Grosman F., Hadasik E., Pawlicki J., Szala J.: Zastosowanie automatycznej analizy obrazu do wyznaczania wskaźników odkształcalności granicznej z próby rozciągania. Mat. Konf. Plastyczność Materiałów, Forming 2000. Ustroń 19-22 września 2000 r, s. 45-50.
- 42. Grosman F., Hadasik E.: Rozwój zastosowań plastometrycznej próby skręcania. Mat. Konf. Badania plastometryczne w przeróbce plastycznej, Częstochowa, listopad 1988, s. 10-19.

- 43. Grosman F., Hadasik E., Hetmańczyk M., Smyczek N.: Prognozowanie odkształcalności wlewków ze stali 1H18N9T w oparciu o wyniki badań plastometrycznych. Mat. Konf. Nowe poznatky v tvareni kovu, Frydland nad Ostravici, 12- 14.09.1995, s. 50-58.
- 44. Grosman F., Schindler I., Hadasik E., Boruta J.: Vyvoj metodologie plastometrickych zkousek. Mat. Konf. Formability '94, Ostrava, 24 27.10.1994, s. 193-203.
- 45. Grosman F., Hadasik E., Ploch A.: Charakterystyki plastyczności materiałów-element programu komputerowego projektowania technologicznych procesów przeróbki plastycznej. Mat. Konf. Zastosowanie komputerów w zakładach przetwórstwa metali, Kraków KomPlasTech, 16 - 17.11.1993, s. 91-101.
- Grosman F.: Niejednorodność odkształcenia na długości skręconej próbki, Obróbka Plastyczna, 1976, z.4, s. 197–202.
- Grosman F., Hadasik E.: Niejednorodność odkształceń na długości próbki skręcanej, Mat. Sem. Zastosowanie badań plastometrycznych, Częstochowa, październik 1981, s. 50-54.
- 48. Grosman F., Hadasik E.: Problems of application of the technological plasticity description of metals in programmes for analysis and design of mechanical working processes. Arch. of Metal. 1994, t.39, p. 263–267.
- 49. Grosman F., Szkliniarz W., Hadasik E.: Forming of the structure and mechanical properties of the coarse grained, two phases titanium alloy by plastic working and heat treatment. Metal Forming'89, Krynica 24 29 kwietnia 1989, p. 69–74.
- Grosman F., Hadasik E.: Tytan i jego stopy. Przetwórstwo i zastosowanie w technice. Mat. Symp. Rzeszów – Łańcut 1995, s. 40–44.
- 51. Grosman F., Hadasik E.: Zastosowanie charakterystyk technologicznej plastyczności w komputerowych programach analizy i projektowania procesów przeróbki plastycznej. Nowe technologie i materiały w metalurgii i inżynierii materiałowej, Seminarium naukowe, Katowice 14.05.1993.
- 52. Grosman F., Hadasik E., Sajdak Cz.: Nowe stanowisko do badań plastometrycznych. Mat. Konf. Plastyczność Materiałów, PLAST'94, Wisła, 29–30.09.1994, s. 67–70.
- Grosman F., Hadasik E., Ploch A., Machulec B.: Opis naprężenia uplastyczniającego podstawa komputerowej symulacji procesów przeróbki plastycznej na gorąco. Miezinarodni vedecke konference, Frydland nad Ostravici 12 – 14.09.1995, s. 17–24.
- Grosman F., Hadasik E., Kurek K.: Analiza numeryczna wpływu sposobu nagrzewania na rozkład temperatury w próbkach plastometrycznych. Mat. Konf. Plastyczność Materiałów, Forming'99, Zlate Hory, 15 – 17.09.1999, s. 182–189.
- Hadasik E., Ploch A., Schindler I., Machulec B.: Wykorzystanie technik komputerowych do realizacji badań plastometrycznych, Mat. Konf., Zastosowanie komputerów w zakładach przetwórstwa metali. KomPlasTech, Koninki 8 – 10.01.1996, s. 41-47.
- Hadasik E., Boruta J., Ploch A., Schindler I.: Plastometric tests as an element of a data base for materials. Mat. Konf. Formability'94, Ostrawa, Czech Republik 24 – 27.10.1994, s. 205-212.
- Hadasik E., Machulec B., Płachta A., Tkocz M.: System komputerowego sterowania i rejestracji wyników plastometru skrętnego, Mat. Sem. Nowe technologie i materiały w metalurgii i inżynierii materiałowej, Katowice 13-14 maj 1999, s. 257–260.
- Hadasik E., Tkocz M., Kawalla R., Mandziej S.T.: Próba interpretacji rezultatów badań naprężenia uplastyczniającego metodami skręcania i ściskania na gorąco. Rudy i Metale Nieżelazne, 1999, nr 11, s. 599-603.
- 59. Hadasik E.: Analiza procesów przeróbki plastycznej stopów tytanu na podstawie badań plastometrycznych. Praca doktorska, Politechnika Śląska, Katowice 1977 (nie publikowane).

- 60. Hadasik E., Tkocz M., Kawalla R., Mandziej S.T.: Srovnani vysledku krutovych zkousek tlakem za tepla. Zbornik Prac Modelowa Plastometria, Trnava 23 marca 2000, s.1-8.
- 61. Hadasik E., Tkocz M., Kawalla R., Mandziej S.T.: Ocena metod wyznaczania krzywych płynięcia w próbach plastometrycznych. Mat. Konf. FORMING'99. Zlate Hory, 15-17.09.1999, s. 190-195.
- 62. Hadasik E., Tkocz M., Kawalla R., Mandziej S.T.: Comparison of the results of hot torsion and hot compression tests. Mat. Konf Metal 2000. Ostrava 16-18.05.2000, (CD).
- 63. Hadasik E., Sobański A.: Wpływ wymiarów próbki na wyniki próby skręcania. Mat. Sem. Zastosowanie badań plastometrycznych w przeróbce plastycznej metali, Częstochowa, październik 1981, s. 54-60.
- 64. Hadasik E., Gronostajski Z., Płachta A., Schindler I.: Analiza sposobów wyznaczania naprężenia uplastyczniającego w próbie skręcania na gorąco. Mat. Konf. Forming 2001, Stara Lesna Vysoke Tatry, 30.08-2.09.2001, s. 77-84.
- 65. Hadasik E., Płachta A., Gronostajski Z.: Analiza sposobów wyznaczania naprężenia uplastyczniającego w próbie skręcania na gorąco. Rudy i Metale Nieżelazne nr 11, 2001, s. 504-507.
- 66. Hadasik E., Boruta J., Ploch A., Schindler I.: Badania plastometryczne jako element bazy danych materiałowych. Mat. Sem. Nowe technologie i materiały w metalurgii i inżynierii materiałowej, Katowice, 20.05.1991, s. 1-4.
- 67. Hadasik E., Boruta J., Ploch A., Schindler I.: Opis plastyczności jako element bazy danych. Mat. Konf. Rozwój metodyki i zastosowań badań plastometrycznych, Plast'94, Wisła 29-30.09.1994, s. 55-60.
- Hadasik E., Ploch A., Schindler I.: Plastometric test as an element of a data base for materials. Mat Konf. Metal'97, Ostrawa 13-15.04.1997, p. 16-32.
- 69. Hadasik E., Schindler I., Niewielski G., Boruta J.: Presnost vypoctu pretvarnych napeti z vysletku krutove zkousky za tepla. Mat. Konf. Metal'96, s. 203-210.
- 70. Hadasik E., Schindler I., Machulec B., Płachta A.: Wyznaczanie energii odkształcenia plastycznego. Mat. Symp. Nowe technologie i materiały w metalurgii i inżynierii materiałowej, Katowice, 16.05.1997, s. 75-79.
- 71. Hadasik E., Boruta J., Ploch A., Schindler I.: Badania plastometryczne jako element bazy danych materiałowych. Nowe technologie i materiały w metalurgii i inżynierii materiałowej. Mat. Sem., Katowice, 20 maja 1994, s. 1–4.
- 72. Hadasik E., Ploch A., Schindler I.: Application of computer at describing plastic properties of stainless CrMn steels. Mat. Konf. Metal'95, Ostrava, 16 18.05.1995, p. 100–101.
- Hadasik E., Ćwiklak D., Rozmus M.: Siły nacisku w procesie walcowania blach grubych ze stali 0H18N9. Mat. Konf. Procesy - narzędzia – wyroby, Walcownictwo'99, Ustroń, 20 – 22.10.1999, s. 75–80.
- 74. Hadasik E., Machulec B., Płachta A., Tkocz M.: Systemy komputerowego sterowania i rejestracji wyników plastometru skrętnego. Nowe technologie i materiały w metalurgii i inżynierii materiałowej. Mat. Sem., Katowice, 13 – 14.05.1999, s. 257–260.
- 75. Hadasik E., Tkocz M., Schindler I.: Wyznaczanie parametrów siłowych walcowania tytanu i jego stopów na podstawie wyników próby skręcania na gorąco. Zeszyty Naukowe Politechniki Opolskiej, Mechanika, 1999, nr 58, s. 27–34.
- Hadasik E., Ploch A., Schindler I., Niewielski G.: Komputerowe wspomaganie opisu plastyczności materiałów na przykładzie austenitycznych stali chromowo – manganowych. Mat. Konf. KomPlasTech, Wisła 16 – 18.01.1995, s. 163–168.

- 77. Hadasik E., Ploch A., Schindler I., Niewielski G.: Opis plastyczności na przykładzie austenitycznych stali chromowo manganowych. Mat. Sem. Nowe technologie i materiały w metalurgii i inżynierii materiałowej. Katowice, 19.05.1995, s. 51-55.
- 78. Hadasik E., Boruta J., Schindler I.: Plastometric tests as an element of data base for materials. Mat. Konf. Formability'94, Ostrava, 24 27.10.1994, p. 205–212.
- 79. Hadasik E., Ploch A., Schindler I.: Plastometric tests as an element of data for materials. Mat. Konf. Metal'97, Ostrava 13 – 15.05.1997, p. 16–32.
- Hadasik E., Schindler I., Niewielski G., Boruta J.: Presnost vypoctu pretvarnych napeti z vysledku krutove zkousky za tepla. Mat. Konf. Metal'96, Ostrava 14-16.05.1996, s. 203-210.
- Hajduk D., Simecek P., Elfmark J.: Programowy system Forfem pocitacova analyza objemove tvareni. Acta Metallurgica Slovaca, 1996, nr 2, s. 230-235.
- 82. Hajduk M., Konvicny J.: Tvaritelnost oceli za tepla. Vsetin 1987, s.98-106.
- 83. Hensel A., Spittel T.: Kraft-und Arbeitsbedarf bildsomer Formgeburgs-Verfahren, VEB Deutscher Verlag fur Grundstoffindustrie, Lipsk 1979.
- 84. Heil H.P., Lienhart A.: Formanderungsfestigikeit und Formanderungsvermogen von Stahlen. Draht-Welt, 1970, nr.4, s. 205.
- 85. Heil H.P.: Unform bedigungen und gestaltung der Wergzeuge beim Freiformen. Technische Hochschule Aachen 1970.
- 86. Hensger K.E., Klimanek P.: Beitrag zur metalkundlischen Interpretation von Warmfliesskurven. Neue Hutte, 1983, nr 1, s. 15-20.
- Hodgson P.O., Collinson D.C.: The calculation of hot strength in plate and stripe rolling of niobum microalloyed steels. Proc. Math. Model. of Hot Rolling of Steel, Hamilton, 1990, p. 239-250.
- 88. Izydorczyk J., Płonka G., Tyma G.: Teoria sygnałów. Wstęp, Wydawnictwo Helion, Gliwice 1999.
- Kajzer S., Kozik R., Stawinoga J.: Zastosowanie sztucznych sieci neuronowych do wyznaczania naprężenia uplastyczniającego wolframowego spieku cynkowego, Mat. Konf. Plastyczność Materiałów. Forming 2000, Ustroń, 19 – 22.09.2000, s. 27-32.
- Kaspar R., Muller P M., Philipp F D., Backmann G.: Hot stress-strain curves of steel determined by diferent kinds of deformation. Steel research 64, 1993, nr 12. p. 611-617.
- 91. Katarzyński S., Kocańda S., Zakrzewski M.: Badania własności mechanicznych metali WNT, Warszawa 1967.
- 92. Khoddam S., Lam Y.C., Thomson P.F.: The effekt of specimen geometry on the constitutive equation derived from the hot torsion test. Steel research 66, 1995, nr 2, p. 45-49.
- 93. Kliber J.: New aproaches in describing full stress strain curves. Mat. Konf. Formability'94, Ostrawa, 24 27.10.1994, p. 77-83.
- 94. Kliber J., Schindler I.: Deformation resistance during metal forming. The 4th European Conference on Advanced Materials and Processes. Euromat'95, Padwa, 25–28 September 1995, s. 89-94.
- Kliber J., Schindler I., Kubinski W., Kuźminski Z.: Bestimmung der Grenzumformgrades mit dem Torsionsversuch. Steel research 60, 1989, nr 11, s. 503-508.
- 96. Kliber J., Schindler I.: The kinetics of dynamic recrystalization of Nb-V-based microalloyed steels. Metalurgia i Odlewnictwo AGH, Kraków 1986, z. 3, s. 265-269.
- 97. Kliber J.: Tlokova skonska srovinnou deformaci, Acta Metallurgica Slovaca, Kosice 1999, nr 2, p. 128–138.

- Krawczyk A., Tokarz A.: Naprężenie i odkształcenie w próbie plastometrycznej skrętnej. Prace IMŻ, 1997, nr 1, s. 45.
- 99. Kuc D., Hadasik E., Niewielski G.: Wpływ parametrów odkształcenia i wyjściowej wielkości ziarna na właściwości mechaniczne wyznaczane w próbie skręcania na gorąco stali austenitycznych. Mat. Konf. Plastyczność Materiałów. Forming 2000, Ustroń, 19-22 wrzesień 2000, s. 191-196.
- 100. Kuc D., Niewielski G., Hadasik E., Schindler I.: Quantitative description of changes in the structure in austenitic steels during dynamic recrystallization. Mezinarodni metalurgicky veletrych a symposum, Ostrava, Ceska Republika, 11–13.04.1999, s. 62–69.
- 101. Kuc D., Niewielski G., Hadasik E.: Influence of the plastic deformation parameters and initial grain size on the mechanical properties defibet during hot torsion austenic steels. Mat. Konf. Metal'2001, Ostrava 15–17.05 2001.
- 102. Kurek K., Hadasik E.: Optymalizacja wzbudnika nagrzewnicy indukcyjnej plastometru skrętnego metodą symulacji komputerowej. Mat. Konf. Forming'97, Rožnov pod Radhostem, 2-4.09.1997. s. 43-47.
- 103. Kurek K., Grosman F., Hadasik E.: Analiza procesu nagrzewania indukcyjnego próbki w plastometrze skrętnym. Mat. Sem. Nowe Technologie i Materiały w Metalurgii i Inżynierii Materiałowej, Katowice, 16.05.1997, s. 14-18.
- 104. Kurek K., Hadasik E.: Symulacja komputerowa nagrzewania indukcyjnego próbki w plastometrze skrętnym. Mat. Konf. Zastosowanie Komputerów w Zakładach Przetwórstwa Metali, KomPlasTech'97, Ustroń-Jaszowiec, 13–15.01.1997, s. 25-32.
- 105. Kurek K., Hadasik E.: Kompleksowa symulacja indukcyjnego nagrzewania próbki o małej długości pomiarowej w plastometrze skrętnym. Mat. Konf. Zastosowanie komputerów w zakładach przetwórstwa metali, KomPlasTech'98, Bukowina Tatrzańska, 11-14.01.1998, s. 157-162.
- 106. Kusiak J., Sińczak J.J., Chenot L., Fourment L.: Zastosowanie programu FORGE 2 do komputerowej symulacji procesów kucia. Mat. Konf. Zastosowanie komputerów w zakładach przetwórstwa metali, KomPlasTech, Kraków, 16-17 11.1993, s. 159-166.
- 107. Kusiak J.: Zastosowanie sztucznych sieci neuronowych do interpretacji krzywych umocnienia metali. Mat. Konf. Plastyczność Materiałów. Plast'96, Ustroń, 25-28.09.1996, s. 153-167.
- 108. Kusiak J.: Zastosowanie technik optymalizacji w symulacji procesów plastycznej przeróbki metali. Rozprawy Monografie nr 31, Wyd. AGH, Kraków 1995.
- Kusiak J.: Zastosowanie sztucznej inteligencji w metalurgii i inżynierii materiałowej. Mat. Konf. Metalurgia'98, Krynica 23–26.09.1998, s. 259-268.
- 110. Kusiak J., Pietrzyk M., Lenard J.G.: Aplication of FE simulation of the compression test to the evaluation of constitutive equations for steels at elevated temperatures. Proceedings of 5th International Conference on Numerical Methods in Industrials Forming Processes Numiform'95, Itahaca 18–06.1995, p. 277–282.
- 111. Kusiak J., Kawalla R., Pietrzyk M., Pircher H.: Inverse analysis applied to the evaluation of material parameters in the history dependent flow stress equation in hot forming of metals. Journal of Materials Processing Technology, 60, 1996, p. 455-461.
- 112. Kuziak R.: Matematyczne modelowanie zmian mikrostrukturalnych podczas nagrzewania, przeróbki cieplno-plastycznej i chłodzenia stali perlitycznych. Prace IMŻ, 1997, nr 2, s. 3-54.
- Kvačkaj T., Pokorny I.: Simulacia procesu Valcowania za tepla pre niskouchlikovu ocel. Mat. Konf. Formability'94, Ostrava, 24–27.10.1994, s. 92-101.
- 114. Lach E., Pohlandt K.: Prufung des plastischen Verhaltens metallischer Werkstoffe im Torsionsversuch. Draht 33,1982, nr 11.s. 689-693.

- 115. Langerweger J., Tenkler H.: Der Warmtorsionsversuch, eine gunstige Moglichkeit zur Baurteilung der Warmverformbarkeit. Berg u-Huttenmanische, 1968, nr 3, s. 104-115.
- 116. Lehnert W., Cuong N.D.: Integrietes Modell zur Berechnung der Umform-und Gefüge parameter von Stählen beim Walzen auf Konti-Walzwerken. Mat. Konf. Zastosowanie komputerów w zakładach przetwórstwa metali, KomPlasTech, Wisła, 16-18.01.1995, s. 67-84.
- 117. Lehnert W., Cuong N.D.: Computer aided modelling of steel microstructure during rolling in continuous mills. Mat. Konf. Formability'94, Ostrawa, 24–27.10.1994, p. 256–263.
- 118. Little I., Shure L.: Signal processing Toolbox for use with Matlab. Users Guide, September 2000.
- 119. Ludwick P.: Elemente der technologischen Mechanik, Springer, Berlin 1909, 32.
- 120. Luig H.: Einfluss von Probengrosse und Umformgeschwindigkeit auf die Aufnahme von Fliesskurven. Steel Research, 61, 1990, nr 1, s. 21-25.
- 121. Łacheciński S.: Ćwiczenia z elektrotechniki w Excelu, Wydawnictwo MIKOM, Warszawa, wrzesień 2001.
- 122. Machulec B., Grosman F., Hadasik E.: Zastosowanie programów "Matlab" i "Excel" do przekształcania sygnałów pomiarowych i wyznaczania parametrów plastometrycznej próby skręcania. Mat. Konf. Informatyka w technologii metali, KomPlasTech, Szczawnica, 13-16.01. 2002, s. 95–102.
- 123. Malinowski Z., Kusiak J., Pietrzyk M.: Application of the inverse techniques to the experimental tests. The 4-th International Symposium on Application of Mathematical Methods and Computers in Geology, Mining and Metallurgy, 20-21 June 1995, Kraków, vol.2, p. 43-52.
- 124. Mandziej S.T.: Physical simulation of metal forming using advanced gleeble system. Mat. Konf. Plastyczność Materiałów, PLAST'98, Ustroń, 22-25.09.1998, p. 117-124.
- 125. Matlab. High-performance numeric computation and vizualization software, Referenc Guide, The Math Works, Inc., 1992.
- 126. Marciniak Z., Konieczny A.: Modelling the variation of the yield stress within the temperature range typical for cold and warm metal forming. Journal of Mechanical Working Technology, 15, 1987, p. 15-37.
- 127. Marciniak Z., Konieczny A.: Analisis of multi-stage deformation within the warm forming temperature range. Annals of the CIRP29, 1980, no. 1, p. 185-188.
- 128. Marciniak Z., Konieczny A.: Zmiany naprężenia upastyczniającego występujące podczas obróbki plastycznej na ciepło. Obróbka Plastyczna, 1987, z.3, s. 5-9.
- McQueen H.J., Evangelista E., Ryan N.D.: Hot and cold working of austenitic stainless steels, Proc. Inter.Conf. Innovation Stainless Steel, Florence, 11–14.10.1993, p. 289-302.
- 130. Morozumi F.: Evaluation par un essai de torsion a chaud de l'aptitude d'un acier au laminge en tubes sans soudure. (Study on the evaluation of hot workability of steels by hot torsion test) Trans. Iron Steel Inst., Japan 8/1968, p. 14-27.
- 131. Mrozek B., Mrozek Z.: Matlab 6. Poradnik użytkownika. Warszawa 2001.
- 132. Myland K., Welburn R.: Metals Technology, 1976, nr 8, p. 350.
- 133. Nadai A.: Theory of flow and fracture, McGraw Hill, New York 1950.
- 134. Neumann H., Spittel M.: Untersuchen zur Formanderungszustand beim Warmtorsionsversuch. Neue Hutte, 29, 1984, nr 7, s. 263.
- 135. Niewielski G.: Zmiany struktury i właściwości stali austenitycznej odkształcanej na gorąco. Zeszyty Naukowe Politechniki Śląskiej, Hutnictwo z.58, Gliwice 2000.

- 116
- 136. Niewielski G., Schindler I., Kuc D., Hadasik E.: Zmiany geometrii ziarn stali austenitycznej po przeróbce plastycznej na gorąco. Mat. Konf. Plastyczność Materiałów '96, Ustroń, 25–28.9. 1996, s. 143–148.
- Niewielski G., Kuc D., Hadasik E., Schindler I.: Mikroskopowy opis zmian struktury stali austenitycznych. Forming'97, Rożnov pod Radhostem 2 – 4.09.1997, s. 88-93.
- 138. Nowak J., Kędzierski Z., Pietrzyk M.: Wybrane zagadnienia z zakresu modelowania rozwoju mikrostruktury stali austenitycznych w czasie przeróbki plastycznej na gorąco. Mat. Konf. Plastyczność Metali, Forming 2000, Ustroń, 19–22.09.2000, s. 191-196.
- Ordon J., Kuziak R., Pietrzyk M.: History Dependent Constitutive Law for Austenitic Steel. Mat. Konf. Metal Forming 2000, Kraków, 3-7.08.2000, p. 747-753.
- 140. Ordon J., Pietrzyk M.: Modelling of flow stress for materials with various transent behaviour. Mat. Konf. Forming'99, Zlote Hory, 15–17.09.1999, p. 157-162.
- 141. Pertula J., Karjalainen P.: Grain size effects on flow stress in hot compression test. Steel research, 68, 1997, nr.3, p. 115-118.
- 142. Piątek A.: Ocena własności na gorąco stopu AlMgSi0,8 o różnej strukturze wyjściowej. Praca doktorska. Politechnika Śląska, Katowice 1979 (nie publikowane).
- 143. Piela A.: Zastosowanie numerycznej symulacji do analizy i projektowania technologii kucia w kowarkach. Zeszyty Naukowe Politechniki Śląskiej, Hutnictwo, z. 52.
- 144. Piela A., Hadasik E.: Foring force in swaging machine as a criterion of computer designing of technologies. Mat. Konf. Metal'95, Ostrava, 16–18.5.1995, p.44–53.
- 145. Piela A., Hadasik E.: Siła kucia jako kryterium komputerowego projektowania technologii. Mat. Konf. Zastosowanie komputerów w zakładach przetwórstwa metali, KomPlasTech'95, Wisła, 16–18.01.1995, s. 141–148.
- 146. Pietrzyk M.: Propozycja modelu opisującego umocnienie metali w procesach plastycznej przeróbki na gorąco i uwzględniającego historię odkształcenia. Mat. Konf. Plastyczność Materiałów, Plast'96, Ustroń, 25–27.09.1996, s. 1-10.
- 147. Pietrzyk M.: Zastosowanie modelu konstytutywnego wykorzystującego zmienną wewnętrzną do symulacji metodą elementów skończonych procesów plastycznej przeróbki na gorąco. Mat. Konf. Plastyczność Materiałów, Forming 2000, Ustroń, 19-22.09.2000, s. 1-6.
- 148. Pietrzyk M.: Comp_axi komputerowy program do symulacji plastometrycznej próby skręcania próbek osiowo-symetrycznych, Hutnik, 1993, nr 6, s. 190-197.
- 149. Pietrzyk M., Roucoules C., Hodgson P.D.: Dislocation Model for Work Hardening and Recrystalization Applied to the Finite-Element Symulation of Hot Forming. Proc. Nuform'95, Ithaca, 18–21.06.1995, p. 315-320.
- 150. Pietrzyk M., Lenard I.G.: Thermal mechanical modelling of the flat rolling process, Spring-Verlag, Berlin 1991.
- 151. Pietrzyk M.: Elroll-program symulujący metodą elementów skończonych proces walcowania wyrobów płaskich. Hutnik, 1994, nr 10-11, s. 314-320.
- 152. Pietrzyk M., Kusiak J., Hodgson P.D., Roucoules C.: Zastosowanie programu Elroll do modelowania procesu walcowania blach grubych. Mat. II Konf. Zastosowanie komputerów w zakładach przetwórstwa metali, KomPlasTech, Wisła, 16-18.01.1995, s. 1-12.
- 153. Pietrzyk M., Głowacki M., Kusiak J.: Termomechaniczna symulacja procesów plastycznej przeróbki metali. Hutnik, nr 4, 1991, s. 134-138.
- 154. Pietrzyk M., Kusiak J.: Nowa wersja programu Comp_axi pozwalająca na automatyczne wyznaczanie krzywych umocnienia metali i stopów odkształcanych na gorąco, Mat. Konf. Zastosowanie komputerów w zakładach przetwórstwa metali, KomPlasTech '96, Koninki, 8–10.01.1996, s. 49–54.

- 155. Pietrzyk M., Kędzierski Z., Lenard J.G.: Inverse analisys to the evaluation of rheological and microstructural parameters in hot forming of steels. Simulation of materials Processing: Theory, Methods and Applications, Huetink&Baaijens(eds) 1998 Balkema, Rotterdam. Numiform'98 Enschede, 22–25.06.1998.
- 156. Ploch A.: Wyznaczenie funkcji naprężenia uplastyczniającego do komputerowej symulacji procesów przeróbki plastycznej na gorąco. Praca doktorska, Katowice 1998 (nie publikowane).
- 157. Ploch A., Skura M., Niewielski G.: Zastosowanie sieci neuronowych do opisu własności materiałów odkształcanych na gorąco. Mat. Konf. Plastyczność Materiałów, Plast '98, Ustroń 22–25.09.1998, s. 31-37.
- 158. Ploch A., Grosman F.: Wykorzystanie technik sztucznej inteligencji do wyznaczania krzywych płynięcia. Mat Sem. Nowe technologie i materiały w metalurgii i inżynierii materiałowej, Katowice, 16.05.1997, s. 63-66.
- 159. Ploch A., Hadasik E.: Opis plastyczności z wykorzystaniem technik komputerowych. Mat. Konf. Plastyczność materiałów, Plast'96, Ustroń, 25–28.09.1996, s. 29–30.
- 160. Pohlandt K., Tekkaya A.E.: Torsion test on solid and tubular specimens for testing the plastic behaviour of metals. Arch. Eisenhuttenwes. 55, 1984, nr 4, p. 149-158.
- 161. Pohlandt K., Tekkaya A.E.: Kommentar zu Klieber et al.:Bestimmung des Grenzumforgrades mit dem Torsionversuch. Steel research, 61, 1990, nr 4, s. 170-171.
- 162. Płachta A.: Metodyka wyznaczania funkcji naprężenia uplastyczniającego. Mat. Konf. Plastyczność Materiałów, Plast'98, Ustroń, 22 - 25.09.1999, s. 257-260.
- 163. Pircher H., Kawalla R., Schmitz H.P., Grosman F., Hadasik E., Ćwiklak D.: Badania plastyczności stali niskowęglowych przeznaczonych do walcowania w zakresie ferrytu. Mat. Konf. Plastyczność materiałów, Plast'96, Ustroń, 25–28.09.1996, s. 161–167.
- 164. Rafalski Z., Łukowski J.: Krzywa umocnienia i krzywa odkształcalności granicznej jako charakterystyki materiałów przeznaczonych do obróbki plastycznej na zimno. Biuletyn Techniczny ZPWM, Kraków 1977, z. 7, s. 1–24.
- 165. Robbins J.L., Wagenaar H., Shepard O., Sherby O.D.: Torsion testing as a means of assessing ductility at hight temperatures. Journal of Materials, 1967, nr 2, p. 271–299.
- 166. Rossard C., Blain P.: Recherchies sur la deformation des aciers a choud. Publication IRSID, seria A w.174, wrzesień, 1957.
- 167. Ruibal E., Urcola J.J., Fuentes M.: Statistic recrystalization kinetics, recrystalized grain size, and grain growth kinetics after hot deformation of a low-alloy steel, Z. Metallkde, 1985, nr 8, p. 568–576.
- 168. Sandström R., Lagneborg R.: A model for hot working occuring by recrystalization. Acta Metalurgica, New York 1975, nr 4, p. 378–398.
- 169. Sandström R., Lagneborg R.: A model for static recrystalizationafter hot deformation. Acta Metalurgica, New York, t. 23, 1975, nr.4, p. 481-488.
- 170. Schindler I., Boruta J.: Utilization potentialites of the torsion plastometer, ed. Departament of Mechanics and Metal Forming Silesian Technical University, Katowice 1998.
- 171. Schindler I. Hadasik E: A new model desribing the hot stress-strain curves of HSLA steel at high deformation. Journal of Materials Processing Technology, 106 (2000), p. 131-135.
- 172. Schindler I., Kliber J., Boruta J.: Predikce deformacnich odporu pri vysokoredukcnim tvareni. Mat. Konf. Metal'94, Ostrava, 10 12.05.1994, s. 132-141.
- 173. Schindler I., Kliber J.: The theory of thorsion test with applications on the rolling processes. Zeszyty Naukowe AGH, Metalurgia i Odlewnictwo 1986, z. 2, p. 145-158.

- 174. Schindler I., Kliber J., Boruta J.: Urceni deformacnich odporu pri velkych deformacnich na zaklade vysledku krutowych zkousek za tepla. Hutnicke Listy, 1985, nr 7, s. 480-484.
- 175. Schindler I., Kliber J., Petlachova M., Boruta J.: Vliv parametru austenitizace na tvaritelnost mikrolegovanych oceli za tepla. Tvaritelnost kovu a slitin. Bystra-Taly 1988, s. 223-226.
- 176. Schindler I., Boruta J.: Simulation of working processes by torsion plastometer and automated computer processing of experimental results. Archives of Metallurgy, 1994, no. 3, p. 229-340.
- 177. Schindler I., Boruta J.: Obliczanie i zastosowanie energii aktywacji dla procesu przeróbki plastycznej na gorąco. /Calculation and application of activation energy value at hot working/. Archives of Metalurgy, 1994, nr 4, s. 471-491.
- 178. Schindler I., Kliber J., Hadasik E., Kubina T.: Metody vypostu aktyvacji enerie pri tvareni za tepla. Mat. Konf. Plastyczność materiałów, Forming'97, Roznov pod Radhostem, 2-4.09.1997, s. 54-60.
- 179. Schindler I., Slovak V., Hadasik E., Kliber J.: Deformacni chovani vysocelegovane nerezavejici CrMn – oceli pri tvareni za tepla. Mat. Konf. Metal'95, Ostrava, 16– 18.05.1995, s. 13–23.
- 180. Schindler I., Boruta J., Hadasik E.: Computer prediction of hot deformation behaviour of steels influenced by dynamic recrystalization. Mat. Konf. Plastyczność materiałów, Forming'96, Ustroń, 25–28.09.1996, p. 83–88.
- 181. Schindler I., Hadasik E.: Description of deformation behaviour as a base of metal forming process design. Mat. Konf. Challenges to civil and mechanical engineering in 2000 and beyond, CCME, Wrocław 2–5.06.1997, p. 397–406.
- 182. Schindler I., Hadasik E., Radina M., Boruta J., Niewielski G.: Matematicke modely popisujici deformacni odpory vysokolegovanych oceli pri valcovani za tepla. Mat. Konf. Ocelove Pasy, Steel Strip'96, Opava, 17–19.09.1996, s. 197–202.
- 183. Schmidt W., Dieterichs R.: Einfluß der Temperatur und der Verformungsgechwinigkeit auf das Formänderunsverhalten einger hochwarmfester Werkstoffe. DEW – Technische Berichts 9, 1969, nr 4, s. 462-475.
- 184. Schmidt W.: Untersuchung des Formänderngsverhalten hochwarmfester Werkstoffe mit warmtorsionsversuchen. Bänder Bleche Rohre Dusseldorf, 1970, nr 10, s. 528-536.
- 185. Sellars C.M.: The phisical metallurgy of hot working. Proc.Int. Hot Working and Forming Processes, The Metals Society, London 1980, p. 3-15.
- 186. Semiatin S.L., Lahoti G.D.: Deformation and unstable flow in hot torsion of Ti-6Al-7Sn-4Zr-2Mo-0,1Si. Met. Transactions 12A, October 1981, p. 1719-1728.
- 187. Siwek M., Hadasik E., Sołtysik G.: Zastosowanie plastometru skrętnego w Hucie Baildon. Mat. Konf. Plastyczność Materiałów, Plast'94, Wisła, 29-30.9.1994, s. 137-142.
- 188. Sobański A., Hadasik E., Piątek A.: Możliwość wykorzystania plastometrycznej próby skręcania. Mat. Konf. Obróbka Plastyczna'79, Kazimierz n. Wisłą październik 1979, s. 196-205.
- 189. Sobański A., Hadasik E.: Die Aussagefühigkeit von Versuchen mit dem Torsionplastometer. Stahl und Eisen, 1980, nr 16, s. 66–76.
- 190. Sobański A., Hadasik E., Piątek A.: Niektóre doświadczenia nad wykorzystaniem plastometru skrętnego w badaniach materiałów. Inżynieria Materiałowa, 1981, nr 6(7), s. 214-217.
- 191. Sobański A., Hadasik E., Hernas A.: Plastyczność i własności mechaniczne stali wysokostopowych. Mat. Sem. Zastosowanie badań plastometrycznych – próba plastyczności, Częstochowa, październik 1981, s. 60–66.

- 192. Sobański A., Hadasik E., Farnik J.: Badanie własności blach grubych z nowej stali ferrytycznej 00H25M1Nb. Zeszyty Naukowe Politechniki Śląskiej, Hutnictwo 1983, s. 59.
- 193. Spittel T., Spittel M.: Mathematic modelling of forming characteristics. Mat. Konf. Formability'94, Ostrava, 24–27.10.1994, p. 125-129.
- 194. Spittel T., Spittel M.: Mathematische Modelirrung vervahrensunabhangiger Kenngroßen der Umformtechnik. Neue Hütte, 1989, nr 1, s. 23–29.
- 195. Spittel T., Spittel M. Suchanek J.: Untersuchnung der termische Verhältnisse im Varmtorsiponversuch. Neue Hütte, 1996, nr 6, s. 233-238.
- 196. Spittel T., Spittel M., Suchanek J.: Vyskum teplotich pomeru pri zkource kutem za tepla. Hutnickie Listy 1987, nr 8, s. 544-551.
- 197. H.P Stüwe: Die Fliesskurven vielkristalliner Metalle und ihre Adwedung in der Plastizitaatsmechanik. Z. Metallkode, 1995, nr 9, s. 633-642.
- 198. Szyndler D., Pietrzyk M., Lenard J.G., Fyke S.H.: Inverse analisys applied to the evaluation of friction and rheological parameters in hot forming of steels. Metal Forming 2000, Kraków, s. 101–106.
- 199. Tekkaya A.E.: Equivalent strain and stress history in torsion tests. Steel research 65, 1994, 2, s. 65-70.
- 200. Tkocz M., Hadasik E.: Porównanie metod badań plastyczności na gorąco. Mat. Konf. Plastyczność Materiałów, Plast'98, Ustroń, 22-25.09.1998, s. 141-149.
- 201. Weroński W., Gontarz A.: Wpływ sposobu oceny próby skręcania na model matematyczny i symulację procesów kształtowania. Mat. Konf. Zastosowanie komputerów w zakładach przetwórstwa metali, KomPlasTech, Krynica, 16-19.01.2000, s. 87-92.
- 202. Wusatowski R.: Kształtowanie plastyczne w modelowaniu i praktyce. Hutnik t.40, 1973, nr 11, s. 520-528.
- 203. Vater H.: Einfluss der Probenabmessungen auf das Formanderungsvermogen Zug, Stauch-und Torsionversuch. Draht, 1972, nr 10, s. 629-637.
- 204. Veber K.H.: Der Warmtorsion versuch. Freiberg Forsuchungshefte B 143, Metal Formung 1969.
- 205. Voce E.: The relationship between stress and strain for homogeneous deformation. I.Inst. of Metals, 74, 1948, p. 537-562.
- 206. Voce E.: A practical strain hardening function, Mietallurgia, 51, 1955, p. 219-226.
- 207. Zgraja J.: Pakiet oprogramowania typu CAD do analizy zagadnień elektromagnetycznych i termicznych – FLUX2D. Mat. Konf. Wspomaganie Komputerowe Projektowania Pieców i Nagrzewnic Indukcyjnych, Wisła 1996, s. 5-14.
- 208. Zjuzin V.I., Browman M.J., Melnikow A.F.: Soprotiwlenije deformacji stalej pri goriaczej prokatke. Mietallurgija, Moskwa 1964.

METODYKA WYZNACZANIA CHARAKTERYSTYK PLASTYCZNOŚCI W PRÓBIE SKRĘCANIA NA GORĄCO

Streszczenie

Podstawą analizy i projektowania procesów przeróbki plastycznej na gorąco są charakterystyki plastyczności zawierające naprężenie uplastyczniające i odkształcenie graniczne wyznaczone na podstawie wyników plastometrycznych prób ściskania lub skręcania na gorąco. Poprawność wyznaczania charakterystyk plastyczności zależy od przyjętej metody badań, nowoczesności stanowiska badawczego oraz zastosowanej metodyki przy prowadzeniu prób, jak i przy opracowaniu wyników badań. Brak unormowania w tym zakresie powoduje rozbieżności uzyskiwanych wyników w różnych ośrodkach badawczych. Wśród czynników decydujących o rozbieżności można wymienić rolę efektu cieplnego gradientu temperatury na przekroju, nierównomierności odkształceń, sposób pobierania próbki oraz stosowanych sposobów przy przekształcaniu rejestrowanych wielkości na zależność naprężenia uplastyczniającego od odkształcenia.

W rozprawie zaprezentowano własne doświadczenia związane z budową stanowiska badawczego oraz rozwojem metodyki zmierzające do opracowania procedury wyznaczania charakterystyk plastyczności na podstawie wyników próby skręcania na gorąco. Przedstawiono prace związane z modernizacją plastometru skrętnego, a w szczególności dotyczące nagrzewania próbek plastometrycznych, doboru kształtu i wymiarów wzbudnika do nagrzewania indukcyjnego oraz zastosowania komputerowego systemu sterowania, rejestracji i przetwarzania wyników. Omówiono sposoby przekształcania sygnałów pomiarowych przy zastosowaniu programów Matlab i Exel.

W zakresie metodyki badań omówiono wpływ parametrów nagrzewania, sposobu pobrania i wyjściowej struktury próbek, ich kształtu i wymiarów na wyniki badań plastometrycznych. Wskazano na konieczność korekty krzywych skręcania z uwagi na efekt przyrostu temperatury podczas skręcania oraz nierównomierności odkształceń na długości skręcanej próbki.

Przedstawiono funkcje matematyczne ujmujące zależność naprężenia uplastyczniającego i odkształcenia granicznego od warunków odkształcania oraz sposoby i zależności służące do wyznaczania krzywych płynięcia w próbie skręcania na gorąco.

Na wielu przykładach wykazano zróżnicowanie wyznaczonych krzywych płynięcia w zależności od przyjętego sposobu przekształcania krzywych momentu skręcającego w funkcji liczby skręceń na zależność naprężenia uplastyczniającego od odkształcenia.

Podano procedurę wyznaczania zależności naprężenia uplastyczniającego od odkształcenia na podstawie wykonanych prób skręcania na gorąco. Procedura ta uwzględnia przygotowanie próbek do badań plastometrycznych, nagrzewanie próbek, opracowanie wyniku prób skręcania oraz sposób pobrania próbki do oceny struktury. Przy opracowaniu wyników badań uwzględniono obróbkę sygnałów pomiarowych polegającą na ich filtracji, przerzedzaniu oraz wygładzaniu, korektę momentu skręcającego ze względu na zróżnicowanie prędkości skręcania i temperatury oraz korektę odkształcenia ze względu na nierównomierny rozkład odkształceń na długości próbki. Wykazano zróżnicowanie struktury na przekroju próbki wynikające ze zróżnicowania odkształcenia oraz wskazano na konieczność określenia obszaru reprezentatywnego do oceny struktury materiału.

METHODOLOGY FOR DETERMINATION OF THE MATERIALS' TECHNOLOGICAL PLASTICITY CHARACTERISTICS BY HOT TORSION TEST

Abstract

Analysis and designing of hot forming processes is based on characteristics of technological plasticity, including flow stress and plasticity limit determined from results obtained by torsion and compression plastometric tests. Correctness of determination of the plasticity characteristics depends on applied methodology testing, as well as at elaboration of test results. Lack of universal rules in this field yields divergence of results obtained in different research centers. Among the factors influencing this divergence could be mentioned the thermal effect of temperature gradient over the samples cross-section, inhomogeneity of strain, method of sampling and the applied methods at transformation of registered data onto the stress-strain curves.

In this paper there are presented own experiments connected with design of test center as well as development of methodology of determining the technological plasticity characteristics based on results of hot torsion test. The works related with modernization of the torsion plastometer are presented, in particular concerning the heating of plastometric samples, selection of shape and dimensions of heating inductor and application of computer system for the plastometer control and data acquisition and processing. The methods of transformation of the data measured signals with utilization of Matlab and Excel software are discussed.

In the scope of research methodology there is discussed the influence of heating parameters, method of sampling, initial structure of samples and their shape and dimensions upon results of plastometric tests. There is indicated necessity of the torsion curves correction due to the effect of temperature increase during torsion and inhomogeneity of strain along the twisted sample.

The mathematical functions describing the flow stress and plasticity limit on the deformation conditions are presented, as well as methods and relationships used for determination of the flow curves at hot torsion. On a number of examples there is demonstrated a diversification of defined flow curves depending on adopted method of transformation of the torque – number of twists curve onto the stress - strain curve.

There is given a procedure for determination of relationship between the flow stress and strain based on the performed hot torsion tests. This procedure is assuming preparation of samples for plastometric tests, heating of samples, elaboration of torsion test results and method of their sampling for the structure evaluation. Elaborating the test results there was taken into account processing of registered data, comprising their filtration, thinning out and smoothing, correction of torque accounting the diversification of twist rate and temperature, as well as correction of strain due to inhomogeneous strain distribution along the sample. Diversity of structure over the sample cross-section resulted was revealed from that inhomogeneity of strain and indicated the necessity of determining the area being representative for estimation of material structure.

METHODIK ZUR BESTIMMUNG UMFORMTECHNISCHER KENNWERTE IM WARMTORSIONSVERSUCH

Zusammenfassung

Grundlage der Analyse und Projektierung von Warmumformprozessen sind umform technische Kennwerte wie Fließspannung und Grenzumformgrad, die im Warmstauch- und Warmtorsionsversuch ermittelt werden. Ihre Richtigkeit ist von der verwendeten Prüfmethode, dem technischen Zustand der Prüfanlage und der Versuchs- und Auswertemethodik abhängig. Die in diesen Bereichen übliche Vielfalt verursacht Differenzen der an verschiedenen Forschungsstellen erhaltenen Ergebnisse. Die Differenzen werden bestimmt z. B. durch die Umformwärme, die Inhomogenität der Formänderung, die Art der Probenahme, die Art und Weise der Bearbeitung der Meßgrößen zur Berechnung der Fließkurve.

In der Habilitationsschrift werden eigene mit dem Aufbau der Versuchsanlage und der Versuchsmethodik gewonnene Erfahrungen dargestellt, deren Ziel darin besteht, die Prozedur zur Bestimmung umformtechnischer Kennwerte aus dem Torsionsversuch zu erarbeiten. Dazu zählen Arbeiten zur Modernisierung des Torsionsplastometers, der Probenerwärmung, zur Bestimmung von Form und Abmessung des Induktors sowie der rechnergestützten Steuerung, Registrierung und Datenverarbeitung. Dazu zählen auch die Methoden zur Aufbereitung der Meßsignale zur Verarbeitung in der Matlab- und Excel-Software.

In der Forschungsaufgabe wurde der Einfluß der Erwärmungsbedingungen, der Probenahme und des Ausgangsgefuges, der Probenform und –abmessungen auf die Ergebnisse plastometrischer Untersuchungen bearbeitet. Auf die Notwendigkeit einer Korrektur der Schubspannungs-Schiebungs-Kurven wird hingewiesen. Ursachen dafür sind die Temperaturerhöhungen bei Torsion und die Inhomogenität der Formänderung über die Probenlänge.

Die mathematischen Beziehungen, die die Abhängigkeit der Fließspannung und des Grenzenumformgrades von den Umformbedingungen beschreiben, und die der Bestimmung von Fließkurven im Torsionsversuch dienenden Methoden und Abhängigkeiten werden dargestellt.

Aus vielen Beispielen werden die nach unterschiedlichen Umrechnungsmethoden von Schubspannung und Schiebung in Vergleichsspannung und –umformgrad bestimmten Fließkurven dargestellt.

In der vorliegenden Arbeit wurde eine These zur Bestimmung der Fließkurve aufgestellt. Diese wurde anhand der Ergebnisse aus Warmtorsionsversuchen. Dabei wurde die Probenvorbereitung, die Probenerwärmung, die Auswertung und die Probenahme für die Gefügeuntersuchung berücksichtigt. Bei der Bearbeitung der Versuchsergebnisse wurde eine Verdichtung der Meßdaten, eine Korrektur der Drehmoment-Verdrehgeschwindigkeitskurve vorgenommen und die Inhomogenität der Formänderung über die Probenlänge erfaßt. Gefügeinhomogenitäten über den Probenquerschnitt, die sich aus der Inhomogenität der Formänderung ergeben, wurden nachgewiesen, und auf die Notwendigkeit, einen repräsentativen Bereich zur Gefügebeurteilung auszuwählen, wird verwiesen.

