ZESZYTY NAUKOWE POLITECHNIKI ŚLĄSKIEJ

Ryszard NOWOSIELSKI

EKSPLIKACJA EFEKTU MINIMALNEJ PLASTYCZNOŚCI MOSIĄDZÓW JEDNOFAZOWYCH

P. 3361/00

MECHANIKA z. 135



GLIWICE 2000

POLITECHNIKA ŚLĄSKA ZESZYTY NAUKOWE Nr 1448

P. 3361

Ryszard NOWOSIELSKI

Gliwice

EKSPLIKACJA EFEKTU MINIMALNEJ PLASTYCZNOŚCI MOSIĄDZÓW JEDNOFAZOWYCH

OPINIODAWCY Prof. dr hab. inż. Ryszard H. Kozłowski Prof. dr hab. inż. Jerzy Nowacki

KOLEGIUM REDAKCYJNE

REDAKTOR NACZELNY – Prof. dr hab. Zygmunt Kleszczewski REDAKTOR DZIAŁU – Dr hab. inż. Andrzej Buchacz, Prof. Pol. Śl. SEKRETARZ REDAKCJI – Mgr Elżbieta Leśko

> **REDAKCJA** Mgr Anna Błażkiewicz

REDAKCJA TECHNICZNA Alicja Nowacka

> Wydano za zgodą Rektora Politechniki Śląskiej

PL ISSN 0434-0817

Wydawnictwo Politechniki Śląskiej ul. Akademicka 5, 44-100 Gliwice tel./fax (0-32) 237 13 81 www.wydawnictwo.polsl.gliwice.pl wydawnictwo@polsl.gliwice.pl

Nakład 110+83	Ark. wyd. 14	Ark. druk. 10	Papier offset. kl. III 70 x 100, 80 g			
Oddano do druku 2	24.02.2000 r.	Podpisano do druku 24.02.2000 r.	Druk ukończono w marcu 2000 r.			

Druk i oprawę wykonano w Drukarni Uniwersytetu Jagiellońskiego, Kraków, ul. Czapskich 4

SPIS TREŚCI

L.	Wprowadzenie	7
2.	Przegląd i analiza efektu temperatury minimalnej plastyczności	9
	2.1. Temperatura minimalnej plastyczności w jednofazowych mosiądzach, w miedzi i jej innych jednofazowych stopach	9
	2.2. Wpływ dodatków stopowych, domieszek i zanieczyszczeń na plastycz- ność mosiądzów w zakresie temperatury minimalnej plastyczności	. 15
	2.3. Wpływ szybkości odkształcania i wielkości ziarna na plastyczność mosią- dzów α w zakresie temperatury minimalnej plastyczności	. 20
	2.4. Wpływ kawitacji międzykrystalicznej na plastyczność	. 25
	2.4.1. Zarodkowanie mikroszczelin	. 27
	2.4.2. Stabilizacja mikroszczelin	. 29
	2.4.3. Wzrost mikroszczelin	. 30
	2.4.4. Zniszczenie	. 30
	2.4.5. Minimalny czas potrzebny do zerwania	. 31
	2.5. Wpływ odcynkowania na temperaturę minimalnej plastyczności	32
	2.6. Prawdopodobne przyczyny występowania temperatury minimalnej plasty- czności	33
3.	Badania własne	37
	3.1. Cel i zakres badań – teza pracy	. 37
	3.2. Materiał i próbki do badań	38
	3.3. Metodyka badań	40
	3.3.1. Próby rozciągania i skręcania w temperaturze podwyższonej	. 40
	3.3.2. Badania metalograficzne	. 42
	3.3.3. Próby udarności	. 42
	3.3.4. Pomiary densometryczne	. 43
	3.3.5. Pomiary COD	. 43
	3.3.6. Analiza rentgenowska	. 43
	3.3.7. Pomiary tarcia wewnętrznego	. 44
	3.3.8. Pomiary energii aktywacji odkształcenia plastycznego	44
	3.3.9. Statystyczne opracowanie wyników badań	44
	3.4. Wyniki badań	45
	3.4.1. Wyniki prób rozciągania mosiądzu CuZn1	45
	3.4.2. Wyniki prób rozciagania mosiadzu CuZn4	47

3.4.3. Wyniki prób rozciagania mosiadzu CuZn10	49
3.4.4. Wyniki prób rozciagania mosiadzu CuZn32	52
3.4.5. Wyniki prób rozciągania odlewanych stopów miedzi	55
3.4.6. Wyniki prób skręcania w podwyższonej temperaturze	55
3.4.7. Wyniki pomiarów udarności mosiądzów	57
3.4.8. Wyniki pomiarów COD	59
3.4.9. Wyniki badań metalograficznych na mikroskopie świetlnym	60
3.4.10. Wyniki badań metalograficznych w transmisyjnym mikroskopie elektro- nowym	104
3.4.11. Wyniki pomiarów energii aktywacji odkształcenia plastycznego mosią- dzów	116
3.4.12. Wyniki pomiarów tarcia wewnętrznego	119
3.4.13. Wyniki pomiarów densometrycznych	121
4. Omówienie wyników badań	. 123
4.1. Koncepcja modelu miejsc "twardych i miękkich"	. 138
4.2. Weryfikacja modeli A i B	. 140
4.2.1. Model fizyczny ośrodka sprężysto-plastycznego	140
4.2.2. Dyskretyzacja ośrodka	142
4.2.3. Algorytm rozwiązania numerycznego	144
4.2.4. Model zniszczenia materiału	145
4.2.5. Weryfikacja modelu B	146
5. Podsumowanie	. 147
Literatura	. 150
Załącznik. Analiza statystyczna wyników badań	. 155
Streszczenia	. 157

4

CONTENTS

l.	Introduction	
2.	Review and analysis of ductility minimum temperature effect9	
	2.1. Ductility minimum temperature for monophase brasses, copper and other monophase copper alloys	
	2.2. Influence of alloying elements, tramp elements and impurities for brasses ductility in the range of ductility minimum temperature	
	2.3. Influence of strain rate and grain size for plasticity of α brasses in the range of ductility minimum temperature	
	2.4. Influence of intercrystalline cavitation for brasses plasticity	
	2.4.1. Voids nucleation	
	2.4.2. Voids stabilisation	
	2.4.3. Growth of voids	
	2.4.4. Fracture	
	2.4.5. Minimal time for failure	
	2.5. Influence of dezincification process for ductility minimum temperature 32	
	2.6. Probable reason of ductility minimum temperature existing	
3.	Own research	
	3.1. Target and range of investigations – thesis of work	
	3.2. Material and samples for investigation	
	3.3. Investigations methodology	
	3.3.1. Tensile and torsion tests at elevated temperature	
	3.3.2. Metallographic investigations	
	3.3.3. Toughness test	
	3.3.4. Densometric measurements	
	3.3.5. Measurements of COD	
	3.3.6. X-ray examinations	
	3.3.7. Internal friction measurements	
	3.3.8. Determination of plastic deformation activation energy	
	3.3.9. Statistic treatment of investigations results	
	3.4. Results of investigations	
	3.4.1. Tensile test results for CuZn1 brass	
	3.4.2. Tensile test results for CuZn4 brass	
	3.4.3. Tensile test results for CuZn10 brass	

	3.4.4. Tensile test results for CuZn32 brass
	3.4.5. Tensile test results for cast cooper alloys
	3.4.6. Elevated temperature torsion test results
	3.4.7. Toughness results for brasses
	3.4.8. Results of COD measurements
	3.4.9. Light microscopy investigations results
	3.4.10. Transmission electron microscopy investigations results
	3.4.11. Results of plastic deformation energy activation measurements
	3.4.12. Results of internal friction measurements
	3.4.13. Results of density measurements
4.	Discussion of investigations results
	4.1. Concept of "hard and soft" places model 138
	4.2. Verification of A and B model
	4.2.1. Physical model of elastic-plastic medium
	4.2.2. Digitising of medium
	4.2.3. Algorithm of numeric solution
	4.2.4. Model of material fracture
	4.2.5. Verification of B model146
5.	Conclusions
Li	iterature
A	ppendix. Statistical analyse of tests results
Si	immary

1. WPROWADZENIE

Temperatura minimalnej plastyczności (TMP – ductility minimum temperature) jest terminem, który nie jest powszechnie używany, chociaż dobrze oddaje istotę efektu związanego z występowaniem minimum makroskopowo mierzonej plastyczności materiału w funkcji temperatury odkształcania. Alternatywnymi terminami są: wysokotemperaturowa plastyczność (hot ductility), wysokotemperaturowa kruchość lub kruchość na gorąco (hot brittleness), jakkolwiek terminy te mogą obejmować problematykę o dużo szerszym zakresie niż TMP. Ściślej rzecz ujmując, TMP charakteryzuje się występowaniem przejściowego minimum plastyczności w pośrednim zakresie podwyższonej temperatury obserwowanym w eksperymencie pomiaru plastyczności próbek metalowych w funkcji temperatury odkształcania. Najpopularniejszym sposobem jej badania jest próba rozciagania, stąd najczęściej TMP wyrażana jest jako temperatura, w której obserwowane jest minimum przewężenia lub wydłużenia [1-8]. Efekt ten jest również obserwowany przy innych sposobach odkształcania, na przykład w próbie skręcania [5,8-10], zginania lub udarności [11-13], ściskania lub prasowania [14], walcowania lub kucia [5,13,14].

Efekt występowania temperatury minimalnej plastyczności znany jest od dawna i dobrze udokumentowany w literaturze [15]. Stwierdzono go wielokrotnie dla miedzi i jej stopów [16-31], dla stali [10,13,32-45] i innych polikrystalicznych metali i stopów [11,12,46-49]. Systematyczne badania wykazały, że efekt ten jest wspólną cechą wielu metali i stopów, ale nie występuje zawsze, chociaż są to przykłady sporadyczne [17,41], nie licząc przypadków stwierdzenia odkształcania nadplastycznego w tych stopach. Pomimo wieloletnich badań tego efektu, nie udało się wyjaśnić jednoznacznie istoty takiego zachowania się materiałów, zwłaszcza w odniesieniu do bardzo różnorodnego składu chemicznego stopów, w których efekt ten ujawniono, szerokiego zakresu szybkości odkształcania 10⁻⁴-10² s⁻¹ i różnych w wielu eksperymentach, nieokreślonych wielkości ziarna. Stosunkowo często i chętnie TMP badano w miedzi i w jej stopach. Na ten temat istnieje duża liczba informacji literaturowych. Jednakże również duża różnorodność stopów miedzi, jakie zostały poddane badaniom, różnorodność, a często nieznajomość ich struktury wyjściowej do eksperymentu, oraz różnorodne warunki i metody zastosowanych badań (niejednokrotnie nie do końca określone) są przynajmniej jedną z przyczyn, które utrudniają uogólnienie i eksplikację efektu TMP.

Z analizowanych eksperymentów wynika właściwie oczywisty wniosek, że na jakościowe i ilościowe parametry ¹⁾ TMP mają wpływ: skład chemiczny i struktura wyjściowa badanego stopu oraz warunki odkształcania, tj. temperatura i szybkość odkształcania, stan naprężenia i odkształcenia w analizowanej próbce, jak również kształt i stan powierzchni próbki, przy czym, jak już wspomniano, w większości analizowanych przypadków minimum plastycz-ności w temperaturze podwyższonej zawsze występuje (i to w bardzo szerokim zakresie wymienionych czynników). W zależności od stanu tych czynników i warunków odkształcania w metalu występują trzy temperaturowe obszary odkształcenia plastycznego: niskotemperaturowy (zdecydowanie poniżej temperatury rekrystalizacji), wysokotemperaturowy (zdecydowanie powyżej temperatury rekrystalizacji) i pośredni (przejściowy w zakresie 0,3-0,6 temperatury homologicznej) łączący te obszary, w którym zazwyczaj występuje TMP.

¹⁾ Za parametry TMP można uznać temperaturę, w której występuje minimum, oraz plastyczność materiału w tej temperaturze. W praktyce można jednak mówić o zakresie temperatury, w którym stop charakteryzuje się małą plastycznością, oraz o małej wartości średniej plastyczności w tym zakresie temperatury.

W zakresie tym mogą funkcjonować mikromechanizmy właściwe dla tego zakresu temperatury, ale również mechanizmy niskotemperaturowe i wysokotemperaturowe, zwłaszcza w zakresie temperatury łaczącym wspomniane obszary. Stosowanie różnych szybkości odkształcania i zachodzące zmiany strukturalne powodują, że w zakresie TMP mogą przebiegać różne mikromechanizmy, w różnych kombinacjach, jednak dla większości przypadków nie zmienia to faktu występowania minimum plastyczności w pośrednim zakresie temperatury. Okazało się, że żywiołowo przez wiele lat prowadzone badania nad określeniem własności miedzi i jej stopów w temperaturze podwyższonej, i mniej często nad wyjaśnieniem zjawisk odpowiedzialnych za występowanie przejściowego minimum makroskopowo mierzonej plastyczności w temperaturze podwyższonej, w zasadzie nie dały oczekiwanych rezultatów. Wydaje się prawdopodobne, że w poszczególnych stopach miedzi (jak i innych stopach) w zależności od składu chemicznego i warunków odkształcania występują różne przyczyny i mechanizmy odpowiedzialne za zmniejszenie plastyczności. W takiej sytuacji określenie jednego modelu (mechanizmu) opisującego zachowanie się mosiądzów lub stopów miedzi, czy generalnie metali, jest przedsięwzieciem ambitnym z jednej strony, ale z drugiej strony obarczonym małym prawdopodobieństwem sukcesu. Stąd też wykrycie jednej wspólnej przyczyny obniżania się plastyczności miedzi i jej stopów lub wyłącznie mosiądzów w TMP jest mało prawdopodobne, chociaż efekt ten występuje powszechnie. Równie trudno jest określić i wyjaśnić dużo mniej liczne przypadki, w których efekt TMP nie występuje [17,41]. Raczej należy sądzić, że stochastyczne oddziaływanie różnych mechanizmów prowadzi do powstawania jakościowo podobnej sytuacji w skali makroskopowej, odpowiedzialnej za obniżenie makroskopowej plastyczności w przejściowym zakresie temperatury podwyższonej, stąd teza pracy przedstawiona w rozdziale "Cel i zakres pracy" (punkt 3.1). Podstawę do sformułowania tezy wyprowadzono w punkcie 2.6. Z takiego stanu zagadnienia wynikają inne problemy, jak na przykład problem tzw. "czystości eksperymentu" prowadzącego do eksplikacji TMP i jednoznacznego określenia wpływu badanych czynników na TMP. Zagadnienie to szerzej zostało omówione w dyskusji wyników badań.

2. PRZEGLĄD I ANALIZA EFEKTU TEMPERATURY MINIMALNEJ PLASTYCZNOŚCI

2.1. Temperatura minimalnej plastyczności w jednofazowych mosiądzach, w miedzi i jej innych jednofazowych stopach

Plastyczność, będąc antonimem kruchości, jest łatwiej mierzalna niż kruchość i z tego względu jest powszechnie używanym terminem do określania własności metali w temperaturze podwyższonej. Stąd też temperaturę maksymalnej kruchości (minimalnej plastyczności) wyraża się zazwyczaj za pomocą wskaźników plastyczności (w przypadku próby rozciagania - za pomocą wydłużenia i przewężenia). Spośród używanych w literaturze terminów określających zdolność materiału do odkształceń plastycznych, w tym w temperaturze podwyższonej, można wyróżnić dwie grupy: jedną, którą się wiąże z pojęciem plastyczności²⁾, oraz drugą, którą się wiąże z pojęciem odkształcalności³⁾. Podział ten ma w zasadzje znaczenie formalne, ponieważ własności plastyczne materiału określane są przez badanie odkształcalności zunifikowanego detalu, jakim jest próbka do prób rozciągania, ściskania, skręcania itd. Również często używany termin odkształcenia na gorąco niekoniecznie musi być jednoznaczny z terminem szerszym, jakim jest odkształcanie w temperaturze podwyższonej. Wspomniana terminologia dotyczy własności materiału w skali makroskopowej. Już na tym poziomie istnieje problem jednoznacznego określania i możliwości porównywania własności plastycznych. Dyskusja dotycząca problemu pomiaru plastyczności w skali mezolub mikroskopowej staje się jeszcze bardziej skomplikowana ze względu na trudność wypracowania jednoznacznej miary plastyczności.

Praktyczne znaczenie znajomości własności plastycznych stopów w temperaturze podwyższonej, a jeszcze bardziej możliwość jej kontrolowania, jest nie do przecenienia. Informacje o zachowaniu się stopów podczas wysokotemperaturowego odkształcania mają przede wszystkim znaczenie technologiczne, ale również eksploatacyjne, tym bardziej że efekt TMP dotyczy większości metali i stopów. Wśród tej grupy metali miedź, podobnie jak i szereg jej stopów, charakteryzuje się występowaniem TMP. Przeprowadzono szereg badań i prób dotyczących określania i eksplikacji efektu minimum plastyczności miedzi i jej stopów [1-9,12-29,50-54].

Zakres temperatury występowania wartości minimalnych plastyczności oraz jej poziom w obszarze minimum, jak wskazują dane literaturowe, zależą od czystości miedzi i struktury wyjściowej (stanu metalu i wielkości ziarna). W pracach [25,42-44] zaprezentowano wyniki prób rozciągania miedzi o różnej czystości, w zakresie 99,90-99,98%, wykazując zależność TMP od ilości zanieczyszczeń i domieszek, chociaż w tym przypadku silniej na TMP oddziałuje struktura wyjściowa miedzi, a przede wszystkim wstępny gniot na zimno (rys. 1 i 2) oraz szybkość odkształcania. Przedstawione wyniki wskazują na możliwość związku TMP z temperaturą początku rekrystalizacji statycznej miedzi (180-230°C [55,56]), zwłaszcza miedzi wstępnie odkształconej na zimno. Przedstawione w pracy [21] wyniki badań nie uwzględniają ewentualnych zmian wielkości ziarna miedzi, jak również nie określają szybkości odkształcania, przy której pomiary zostały dokonane. Rozciąganie zrealizowano na

²⁾ Pojęcie plastyczności dotyczy własności plastycznych materiału.

³⁾ Przez odkształcalność rozumie się zdolność przerabianego plastycznie detalu do zmiany kształtu bez naruszenia jego ciągłości.





Fig. 1. Plasticity of copper with purity of 99.90%, as a function of test temperature, in relation to initial structure: curve 1 - after hot rolling and annealing at 620°C, curve 2 - after cold rolling with 7% strain, curve 3 - after cold drawing with 7% strain [25]

próbkach o długości pomiarowej 50 mm i można domniemać, że zostały wykonane zgodnie z ówczesną normą dotyczącą rozciągania, a w związku z tym identyczną, choć nieznaną dla wszystkich przypadków, szybkością odkształcania.

Badania wpływu szybkości odkształcania na TMP w miedzi [17-24,43,44] wykazały, że w zakresie 10^{-3} - 10^{-1} s⁻¹ wpływ ten jest niewielki, a przy szybkości odkształcania 10^{2} s⁻¹ w stopie CuZn1 TMP nie występuje [21]. Brak pełnych danych dotyczących przeprowadzonych eksperymentów uniemożliwia ich ocenę. Późniejsze badania [29] wpływu szybkości odkształcania w zakresie $4 \cdot 10^{-4} - 4 \cdot 10^{-2}$ s⁻¹ na TMP miedzi OFHC (prawdopodobna czystość miedzi powyżej 99,96%) o wyjściowej wielkości ziarna 50 µm oraz stopu CuZn0,25 o wielkości ziarna 70 µm wykazały, że TMP przemieszcza się do wyższej temperatury wraz ze wzrostem szybkości odkształcania w zakresie od około 400-500°C oraz ze zwiększeniem stężenia cynku (rys. 3). Przy tym średni poziom wydłużenia w zakresie TMP dla miedzi wynosił 0,3, a dla stopu CuZn0,25 odpowiednio 0,2. Interesujące i niewyjaśnione jest kolejne zmniejszenie się wydłużenia miedzi w zakresie 700-800°C (rys. 3).

Na plastyczność stopów Cu-Zn, a tym samym na TMP, oprócz szybkości odkształcania wywiera wpływ stężenie cynku. Badania plastyczności stopów Cu-Zn o różnym stężeniu



Rys. 2. Plastyczność miedzi o czystości 99,96% (a) i 99,98% (b) w funkcji temperatury rozciągania w zależności od struktury wyjściowej: krzywe 1 - po walcowaniu na gorąco i wyżarzaniu w 620°C, krzywe 2 - po walcowaniu na zimno z gniotem 7%, krzywe 3 - po ciągnieniu na zimno z gniotem 29% (a) i 21% (b) [25]

Fig. 2. Plasticity of copper with 99.96% (a) and 99.98% (b) purity as function of test temperature, in relation to initial structure: curve 1 - after hot rolling and annealing at 620°C, curve 2 - after cold rolling with 7% strain, curve 3 - after cold drawing with 29% (a) and 21% (b) strain [25]

cynku wykazały występowanie TMP w zakresie 400-700°C w zależności od stężenia cynku i szybkości odkształcania [21] (rys. 4). Z badań tych wynika, że TMP stwierdzono dla badanej miedzi o czystości 99,99% i mosiądzów o stężeniu cynku 1, 5, 10, 20 i 30% przy szybkości odkształcania $2 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ i 1,4 $\cdot 10^2 \text{ s}^{-1}$. Dla szybkości odkształcania $2 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ nie stwierdzono TMP dla mosiądzu CuZn1 (badania realizowano do temperatury 700°C) oraz wykazano brak zależności TMP od stężenia cynku (rys. 4a). Natomiast przy szybkości odkształcania 1,4 $\cdot 10^2 \text{ s}^{-1}$ nie stwierdzono TMP dla miedzi (badania prowadzono do 600°C) oraz odmiennie niż przy mniejszej szybkości odkształcania stwierdzono zależność TMP od stężenia cynku (rys. 4b). Prawdopodobne jest, że TMP miedzi może wystąpić w wyższej niż 600°C temperaturze [42,55]. Jednocześnie nie potwierdzone zostały wyniki badań [32] dotyczące wpływu szybkości odkształcania na TMP, ponieważ z badań [21] wynika, że szybkość odkształcania nie wpływa, bądź zwiększenie szybkości odkształcania zmniejsza TMP, chociaż porównanie tych wyników jest o tyle ryzykowne, że dotyczy innego zakresu szybkości.

Szereg prac [5,16,19,21-24,50,51], zmierzających do ustalenia przebiegu krzywych zależności plastyczności mosiądzów CuZn30 lub o zbliżonym stężeniu cynku od temperatury



- Rys. 3. Wydłużenie miedzi (OFHC) (a) oraz stopu CuZn0,25 (b) w funkcji temperatury rozciągania przy różnych wartościach szybkości odkształcania, według [29]
- Fig. 3. Elongation of copper (OFHC) (a), and CuZn0.25 alloy (b) as a function of tensile test temperature for different strain rates, according to [29]



- Rys. 4. Przewężenie jednofazowych mosiądzów dwuskładnikowych o różnym stężeniu cynku, w funkcji temperatury rozciągania, przy dwóch wartościach szybkości odkształcania: a) $2 \cdot 10^{-3} s^{-1}$, b) $1, 4 \cdot 10^2 s^{-1}$, według [21]
- Fig. 4. Reduction of area of binary, monophase brasses, with a different Zn concentration, as a function of tensile test temperature for two strain rates: a) $2 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, b) $1.4 \cdot 10^2 \text{ s}^{-1}$, according to [21]

rozciągania, wskazuje na rozbieżności w przebiegu krzywej plastyczności – występują różne wartości TMP, jak i poziomu plastyczności, zwłaszcza w obszarze TMP. Niemniej bezsprzecznie potwierdza się jakościowy charakter krzywych plastyczności z występującym minimum.

Z analizowanych danych literaturowych wynika, że na efekt TMP mają wpływ cztery podstawowe czynniki: temperatura odkształcania, szybkość odkształcania, skład chemiczny metalu oraz struktura wyjściowa metalu. O ile stosunkowo łatwo jest kontrolować temperaturę, trudniej szybkość odkształcania, o tyle dotrzymanie identycznego składu chemicznego w różnych eksperymentach jest praktycznie niemożliwe, a jeszcze trudniejsze jest całkowite wyeliminowanie lub ustalenie na identycznym (możliwym do porównania) poziomie liczby



- Rys. 5. Zależność wydłużenia od temperatury rozciągania z szybkością 3-10⁻³ s⁻¹ odlewanych stopów Cu-Ni (a) oraz wpływ zanieczyszczeń na poziom plastyczności stopów Cu-Ni w TMP (b) [30,31]
- Fig. 5. Elongation's relation of Cu-Ni cast alloys, versus temperature of tensile test, with strain rate of $3 \cdot 10^3 \text{ s}^{-1}$ (a) and influence of impurities for elongation's value in ductility minimum temperature (b) [30,31]

i stężenia pierwiastków domieszkowych i zanieczyszczeń. Podobnie przedstawia się sprawa średniej wielkości ziarna, której również nie można wytworzyć w sposób umożliwiający porównanie stopów o różnym składzie chemicznym. Stąd prawdopodobnie wynikają rozbieżności w prezentowanych wynikach, które są skutkiem ograniczonych możliwości zrealizowania "czystego eksperymentu" w warunkach analizowania wpływu składu chemicznego i wielkości ziarna. Zauważony wcześniej problem wpływu stężenia cynku, domieszek i zanieczyszczeń jest bardziej skomplikowany. Wykazano, że plastyczność stopu i TMP zależą od czystości miedzi [52-54]. Zauważono również taką zależność od stężenia cynku. Sposób wytwarzania mosiądzów do eksperymentu przeważnie polega na mieszaniu czystej miedzi (o określonej, ale jednak ograniczonej czystości) i czystego cynku (również o ograniczonej czystości). Stąd zwiększając stężenie cynku w mosiądzu zwiększa się stężenie domieszek i zanieczyszczeń, które zmniejszają plastyczność stopu. Dlatego trudne, a być może niemożliwe jest oddzielenie oddziaływania cynku oraz domieszek i zanieczyszczeń na TMP.

Podobne wnioski można wyciągnąć z prac [30,31] dotyczących badania wysokotemperaturowej plastyczności stopów Cu-Ni. Badania przeprowadzone na odlewanych stopach Cu-Ni o stężeniu niklu od 6-30%, przy szybkości odkształcania 3-10⁻³ s⁻¹ i względnie porównywalnej wielkości ziarna od 29 do 57 µm wykazały, że TMP występuje dla wszystkich stopów i podobnie jak dla mosiądzów zależy od stężenia domieszek i zanieczyszczeń oraz stężenia niklu (rys. 5), przy czym najsilniej obniża plastyczność bizmut, a najsłabiej siarka. Stwierdzono również skumulowane oddziaływanie pierwiastków śladowych na obniżenie plastyczności stopów Cu-Ni. Jednak nawet dla najczystszego stopu, jaki można było uzyskać, stwierdzono występowanie TMP. Zaprezentowane wyniki analizy chemicznej pierwiastków śladowych wskazują na dużą niejednorodność badanych stopów lub na niedoskonałość metod pomiarowych.

Podobne zależności plastyczności od stężenia domieszek i zanieczyszczeń jak dla stopów Cu-Ni stwierdzono dla lanego mosiądzu wysokoniklowego CuZn21Ni13 (rys. 6) [14]. W pracy tej potwierdził się silniejszy wpływ ołowiu niż siarki na poziom plastyczności, jak również zależność TMP od stężenia innych domieszek i zanieczyszczeń, chociaż i w tym



Rys. 6. TMP dla mosiądzu CuZn21Ni13 o różnym stężeniu S i Pb [14]

Fig. 6. Ductility minimum temperature for CuZn21Ni13 brass with different concentration of S and Pb [14]



- Rys. 7. Zależność przewężenia mosiądzu CuZn25 (M75) w funkcji temperatury odkształcania (a) i stężenia krzemu (b): krzywa 1 - CuZn25, krzywa 2 - CuZn25Si0,16, krzywa 3 - CuZn25Si0,5 i krzywa 4 - CuZn25Si0,68 [57]
- Fig. 7. Reduction of area for CuZn25 brass as a function of deformation temperature (a) and silicon concentration (b): curve 1 - CuZn25, curve 2 - CuZn25Si0.16, curve 3 - CuZn25Si0.5, curve 4 - CuZn25Si0.68 [57]



- Rys. 8. Zależność przewężenia od temperatury rozciągania dla mosiądzu M80 o różnym stężeniu: a) manganu, b) ceru, według [58,59]
- Fig. 8. Reduction of area versus tensile test temperature for M80 brass, with different concentration of: a) manganese, b) cerium, according to [58,59]

przypadku nieznana jest szybkość odkształcania oraz wielkość ziarna (szerzej – struktura wyjściowa) poszczególnych stopów.

Podobnie jak o innych pierwiastkach można mówić o wpływie krzemu na TMP (rys. 7) [57], przy czym najmniejszy wpływ na zmniejszenie plastyczności stwierdzono przy stężeniu 0,5%, oraz o wpływie Mn i Ce [58,59], które również w zależności od stężenia zwiększają lub zmniejszają plastyczność w strefie TMP (rys. 8).

2.2. Wpływ dodatków stopowych, domieszek i zanieczyszczeń na plastyczność mosiądzów w zakresie temperatury minimalnej plastyczności

Podstawowy składnik stopowy mosiądzów – cynk – w zależności od stężenia wywiera wpływ na wysokotemperaturową plastyczność. Uważa się, że wszystkie stopy miedzi z cynkiem o stężeniu cynku 1-30% wykazują TMP [21], przy czym plastyczność mosiądzów w zakresie TMP zmniejsza się wraz ze zwiększaniem się stężenia Zn. Odmienne zachowanie się stopu CuZn1, w którym nie stwierdzono TMP w zakresie do 700°C [21], jest trudne do wyjaśnienia, chociaż można tutaj podejrzewać skumulowany wpływ innych czynników niż tylko stężenia cynku. Tak klarowny wpływ stężenia cynku w mosiądzach na ich plastyczność w strefie TMP nie potwierdza się, gdy zestawia się rezultaty innych prac [1-8,18-29]. Generalnie porównanie zachowania się miedzi i mosiądzów dwuskładnikowych podczas odkształcania w temperaturze podwyższonej skłania do przypuszczenia, że podstawowym powodem jest niejednorodny przebieg procesu odkształcenia plastycznego z ograniczonym (niejednorodnym) przebiegiem procesów aktywowanych cieplnie w przejściowym zakresie temperatury podwyższonej. Pogląd taki przynajmniej częściowo może potwierdzać fakt,





Rys. 9. Odkształcenie w funkcji temperatury skręcania metali i stopów o różnej EBU, według [60]



że plastyczność metali (odkształcenie) oraz jej przebieg w funkcji temperatury odkształcania może również zależeć od energii błędu ułożenia (EBU) [60] (rys. 9).

Minimum plastyczności obserwowane w zakresie 0,4-0,7 temperatury homologicznej bardzo wyraźnie wykazują metale o małej EBU, takie jak na przykład nikiel lub miedź, w których intensywność przebiegu zdrowienia dynamicznego jest mniejsza i zazwyczaj prowadzi do formowania się małych podziaren, które w procesie odkształcenia plastycznego nie są związane z blokowaniem ruchu granic ziaren. Zachodzi natomiast takie umacnianie, które ogranicza możliwość relaksacji napreżeń w punktach przeciecia się granic ziaren, powstających w wyniku poślizgu po granicach ziaren i w konsekwencji prowadzi do powstawania pustek i peknięć niezbędnych do akomodacji poślizgu po granicach ziaren. Trzeba jednak zauważyć, że opisany mechanizm może zachodzić w warunkach występowania poślizgu po granicach ziaren, którego udział wyraźnie się zmniejsza z obniżeniem temperatury odkształcania i zwiększaniem szybkości odkształcania. Z drugiej strony znana jest zależność przebiegu procesów dynamicznego zdrowienia i rekrystalizacji od EBU. Wpływ cynku na zmiany EBU jest niewatpliwy, jakkolwiek inne oddziaływanie w procesach dynamicznego starzenia zgniotowego na występowanie minimum plastyczności potwierdzono w próbach rozciagania bikryształów mosiadzu CuZn30, gdzie minimum plastyczności stwierdzono w temperaturze około 650°C przy szybkości odkształcania 1,67·10⁻⁴ s⁻¹ [18]. Przejście od przełomu transkrystalicznego do przełomu międzykrystalicznego następuje w temperaturze około 200°C, a ponowne pojawienie się przełomu transkrystalicznego obserwuje się w temperaturze 500°C. Stwierdzono, że międzykrystaliczny przełom, obserwowany po odkształceniu bikryształów w zakresie 200-500°C, w wyniku podziału bikryształu na granicach ziaren w rzeczywistości jest przełomem makroskopowo plastycznym. W ten sposób pozornie międzykrystaliczny przełom powstaje w wyniku koalescencji mikrorozdzielczych peknieć powstających wzdłuż płaszczyzn (111), które są generowane w wyniku koncentracji



- Rys. 10. Krzywe równego przewężenia w % dla mosiądzów dwuskładnikowych w zależności od stężenia miedzi i temperatury rozciągania, według [61]; prędkość rozciągania próbek 30 mm/min
- Fig. 10. Equal reductions of area in % curves for binary brasses in relation to copper concentration and tensile test temperature, according to [61]; tensile test velocity of 30 mm/min

naprężeń na spiętrzeniach dyslokacji. Zdaniem autorów [18], w związku z powyższymi faktami jasne jest, że dynamiczne starzenie zgniotowe odgrywa najważniejszą rolę w międzykrystalicznym niszczeniu bikryształów mosiądzu CuZn30. W odróżnieniu, badania monokryształów jednofazowego mosiądzu [17] wykazały w próbie rozciągania brak wyraźnego minimum, natomiast w zakresie około 650-850°C stwierdzono maksimum wydłużenia dochodzącego do 200%, co może wskazywać na istotną rolę powierzchni granicznych w występowaniu efektu TMP. Jednocześnie w trakcie odkształcania monokryształu mosiądzu stwierdzono wysokotemperaturową granicę plastyczności i zębaty charakter krzywej płynięcia, co zdaniem autorów pracy [17] może być rozważane jako efekt dynamicznego starzenia zgniotowego. Ujawniono również, że odkształcenie zachodzi w wyniku pełzania (wleczenia) dyslokacji wewnątrz kryształu.

Innym powodem zmniejszania się plastyczności mosiądzów jednofazowych w temperaturze podwyższonej, spowodowanego wpływem cynku, jest powstawanie nierównowagowych cząstek fazy typu β (rys. 10), zwłaszcza w mosiądzach o dużym stężeniu cynku [61,62], chociaż zdaniem autora pracy [62] nie jest to jedyna przyczyna.

Oddziaływanie cynku w jednofazowych stopach Cu-Zn może być rozpatrywane na różnych płaszczyznach, począwszy od jego umacniającego działania w procesie odkształcania, a skończywszy na jego wpływie na przebieg procesów dyfuzyjnych. Wszystkie te oddziaływania mają większy lub mniejszy wpływ na ostateczny wynik pomiaru wydłużenia do zerwania próbki w temperaturze podwyższonej i na charakter efektu TMP, który jednak wyraźnie zależy również od stężenia cynku w mosiądzach (rys. 10), co potwierdzałoby między innymi związki TMP z małą wartością EBU.

Ryszard Nowosielski

Miedź, jak i w szczególności mosiądze jednofazowe są trudno obrabialne plastycznie na goraco z powodu zanieczyszczeń pierwiastkami niskotopliwymi, takimi jak arsen, antymon, bizmut, siarka, selen, tellur, ołów i cyna. Pierwiastki te obnizają energię powierzchni granicznych, stwarzając dogodne warunki do powstawania nowych wewnetrznych powierzchni na granicach ziaren w postaci porów i pustek. Segregacje wspomnianych pierwiastków występujące w mosiądzach w postaci siatki cienkich filmów na granicach ziaren moga powstawać w zakresie jednofazowym w zależności od temperatury i stężenia. Stwierdzono, że grubość takich filmów nie przekracza 1-10 rzędów atomowych i maja one strukture nierównowagowych związków międzymetalicznych. Czesto wspomniane filmy w określonych warunkach przechodzą w stan ciekły. W obu omawianych przypadkach filmy zarówno w stanie stałym, jak i ciekłym prowadzą do powstawania peknieć podczas odkształcania. Możliwości powstawania takich pęknięć potwierdzono w pracach [63-67]. Sytuacja w tym zakresie jest nie do końca jasna, ponieważ trudno jednoznacznie wyjaśnić, dlaczego w wyższej temperaturze negatywne oddziaływanie wspomnianych filmów ustaje oraz jakie interakcje występują pomiędzy różnymi pierwiastkami występującymi w stopie. Na przykład, żelazo potęguje wpływ cyny na powstawanie pęknieć na goraco, chociaż generalnie wywiera mały wpływ na zmniejszenie plastyczności w stężeniu do 0.05%. Powyżej tego stężenia może ograniczać wzrost ziarna i podwyższać temperaturę rekrystalizacji, co może być przyczyną niekompletnej rekrystalizacji i w konsekwencji większego umocnienia stopu [65]. Również ołów wywołuje mniejsze skłonności do pękania w towarzystwie tlenu. Uważa się, że graniczne stężenie ołowiu może wynosić 0,5% w obecności tlenu, gdy bez tlenu nie powinno przekraczać 0,02% (w miedzi beztlenowej) [68]. Z drugiej strony sam tlen również powoduje zmniejszenie plastyczności w strefie TMP w miedzi [53]. Również fosfor używany jako odtleniacz może mieć wpływ na opóźnienie rozrostu ziarna, ale również korzystnie wpływać na zapobieganie pęknięciom na gorąco, jakkolwiek generalnie w zbyt dużych ilościach wpływa na zmniejszenie plastyczności i dlatego jego steżenie nie powinno przekraczać 0,006% [65].

Zaskakujące wyniki uzyskano podczas plastycznego odkształcania cienkich folii bikryształów mosiądzu CuZn30, miedzi, srebra i niklu [69,70]. Stwierdzono, że odkształcanie cienkich folii bikryształów już w zakresie temperatury zbliżonym do temperatury homologicznej 0,5 prowadzi do nadtopień granic ziaren. Temperatura nadtapiania cienkich folii bikryształów była niższa wtedy, kiedy płaszczyzna granicy była równoległa do aktywnych dyslokacji śrubowych, niż w przypadku aktywnych dyslokacji krawędziowych. Zaobserwowano tendencję wskazującą na większą skłonność do nadtopień na granicach wraz z większą gęstością spiętrzeń dyslokacji. Nie zaobserwowano objawów pełnego zdrowienia lub rekrystalizacji aż do temperatury topnienia, co wydaje się być zrozumiałe, zważywszy że badania dotyczą cienkich folii wykonanych z bikryształów. Prezentowane w pracach [69,70] wyniki są bardzo ciekawe, chociaż nie należy przeceniać ich znaczenia ze względu na trudności w transponowaniu ich do warunków odkształcania materiału masywnego.

Krzem znany jest jako pierwiastek hamujący przebieg procesów dyfuzyjnych [66], odpowiedzialny za kruchość mosiądzów α [57,71,72]. Według autorów [72] oddziaływanie krzemu o stężeniu 0,3% polega na przesunięciu temperatury rekrystalizacji mosiądzów ołowiowych o 100°C w stronę wyższej temperatury, co ma związek z rozszerzeniem strefy obniżonej plastyczności. Podobnie autorzy pracy [73] uważają, że dodatek krzemu w ilości 0,54-2,12% w mosiądzach rozszerza temperaturowy zakres obniżonej plastyczności w wyniku opóźniania przebiegu procesów aktywowanych cieplnie. Krzem hamuje procesy zdrowienia podczas odkształcenia plastycznego w niższym zakresie temperatury podwyższonej oraz zwiększa stabilność defektów struktury powstających w trakcie uporządkowania fazy α , przyczyniając się do zmniejszenia plastyczności [57,72]. Badania nad określeniem optymalnego, ze względu na plastyczność, stężenia krzemu w mosiądzach wskazują na wielkość 0,5%. Poniżej i powyżej tego stężenia plastyczność mosiądzu jest mniejsza (rys. 7), co – podobnie jak w innej pracy [57] – zdaniem jej autorów związane jest z hamowaniem lub przyspieszeniem procesów dyfuzyjnych w mosiądzach α. Podobne oddziaływanie stwierdzono w przypadku manganu [58], gdzie dodatki 0,05-0,15% powodują zwiększenie średniego poziomu plastyczności w strefie TMP (rys. 8). Generalnie w pracach [57,58] uważa się, że zmniejszenie plastyczności mosiądzów w zakresie temperatury pośredniej związane.jest ze zwiększonym stopniem metastabilności stopu, który może być zmieniany przez dodatki pierwiastków stopowych w wyniku ich wpływu na kinetykę procesów dyfuzyjnych.

Podobne oddziaływanie na plastyczność mosiądzów i brazów stwierdzono w przypadku dodawania ceru lub innych metali ziem rzadkich, pierwiastków przejściowych z grupy Cr, Zr, Ti, V, także Ag, a w niektórych przypadkach Cd, metali alkalicznych oraz uranu [59,63, 74,75]. W przypadku mosiądzów dodatek ceru w ilości 0,05-0,15% w zależności od stężenia powoduje zmniejszenie kruchości w strefie TMP lub wręcz zanik minimum plastyczności (rys. 8). Podobnie w przypadku brązów dodatek 0,005-0,4% Ce lub zestawu kilku pierwiastków z grupy zjem rzadkich powoduje zwiększenie plastyczności w strefie TMP. Pierwiastki przejściowe, w zakresje sumarycznego steżenia 0,2-0,8%, również oddziałują korzystnie na zwiększenie plastyczności w TMP. Korzystne oddziaływanie tych pierwiastków tłumaczy sie oddziaływaniem na przebieg procesów dyfuzyjnych [59] oraz hamowaniem procesów kawitacji [63]. Prawdopodobne jest również oddziaływanie wspomnianych pierwiastków na plastyczność w wyniku małej ich rozpuszczalności w roztworze stałym i w związku z tym dużej skłonności do wiązania atomów pierwiastków zanieczyszczeń, co może ograniczyć negatywne oddziaływanie filmów na granicach ziaren lub segregacji, natomiast może uaktywnić inny rodzaj oddziaływania na plastyczność, jakim jest oddziaływanie wtrąceń i wydzieleń na granicach ziaren. Uważa się, że bezpośrednia przyczyna małej plastyczności w zakresie TMP stopów miedzi wiąże się z oddziaływaniem wtrąceń i wydzieleń na granicach ziaren [21,60,68,71,72]. Usytuowane na granicach ziaren cząstki wpływają hamująco na przebieg rekrystalizacji dynamicznej oraz są miejscami zarodkowania porów i pustek [76-78]. Proces zarodkowania i wzrostu porów na granicach ziaren zależy od wielkości występujacych na granicach ziaren cząstek, chociaż istnieją przykłady i teorie, w których powstawanie porów w procesach kawitacji międzykrystalicznej nie wymaga udziału cząstek innej fazy na granicach ziaren [79,80]. Oddziaływanie cząstek na granicach ziaren może być dużo bardziej złożone i zależne od temperatury i szybkości odkształcania. Wykazano w próbach tarcia wewnetrznego, że czasteczki GeO2 i SiO2 w miedzi przyczyniają się do hamowania poślizgu po granicach ziaren i powodują, że poślizg ten zachodzi w wyższej o około 400°C temperaturze niż dla miedzi i o około 300°C wyższej niż dla stopu nieutlenionego wewnetrznie [81]. Możliwy jest podobny wpływ innych cząstek, na przykład Al₂O₃. Ilustracją wpływu cząstek na granicach ziaren na plastyczność w strefie TMP jest oddziaływanie cząstek Al₂O₃ na plastyczność miedzi w TMP [21]. Również i w tym przypadku interesujące jest wyjaśnienie, dlaczego w wyższej temperaturze oddziaływanie to jest niewidoczne. Pewnym wyjaśnieniem może być przypuszczenie, że w wyższej temperaturze przestają być hamowane procesy rekrystalizacji dynamicznej lub poślizgu po granicach ziaren, ewentualnie skuteczniej przebiegają mechanizmy akomodacyjne.

Występujące w osnowie atomy pierwiastków zanieczyszczeń, domieszek i pierwiastków stopowych wykazują skłonność do segregacji. W licznych pracach wykazano [78-82], że w mosiądzach segregacje pierwiastków występują często i są efektem praktycznie obserwowanym zawsze. Z drugiej strony wykazano, że poważną przyczyną pękania międzykrystalicznego w stopach miedzi są właśnie segregacje atomów zanieczyszczeń i pierwiastków stopowych [63,66,83-88]. Powstawanie segregacji równowagowych, oparte na mocnych

podstawach teoretycznych, w rzeczywistości budzi wiele wątpliwości i trudności interpretacyjnych. W ostatecznym rozrachunku w praktyce trudno odpowiedzieć, czy mamy do czynienia z procesem powstawania segregacji równowagowych czy nierównowagowych, czy z nierównowagowym procesem rozpuszczania wakansów, czy w końcu istniejące segregacje są efektem niepełnego ujednorodnienia stopu po odlewaniu. W istocie, z punktu widzenia pękania nie jest ważne, z powodu jakiego rodzaju segregacji nastąpiło pęknięcie, jakkolwiek wpływ poszczególnych rodzajów segregacji na proces pękania międzykrystalicznego nie jest do końca znany. Powstawanie segregacji stwierdzono również w wyniku procesu nazywanego dyfuzyjnie indukowanym ruchem granic ziaren [91-94], który obserwowano w mosiądzach jednofazowych w temperaturze właściwej dla działania dyfuzji po granicach ziaren, bez udziału zewnętrznie indukowanego odkształcenia plastycznego. W wyniku takiego ruchu granic ziaren obserwowano wzrost stężenia cynku w strefie granicy o około 2% mas. [93]. Do wyobrażenia są podobne efekty na migrujących granicach w warunkach dynamicznie przebiegającego procesu odkształcenia we wspomnianym zakresie temperatury.

Ogólnie, prawdopodobny wpływ pierwiastków towarzyszących miedzi w jej stopach na powstawanie efektu TMP można określić w czterech obszarach:

- w roztworze stałym wpływ na strukturę dyslokacyjną i przebieg procesów dyfuzyjnych,
- wpływ w wyniku powstawania wtrąceń i wydzieleń (cząstek innej fazy) na granicach i wewnątrz ziaren,
- wpływ w wyniku powstawania segregacji na granicach ziaren,
- wpływ w wyniku powstawania stałych i ciekłych filmów na granicach ziaren.

Wyselekcjonowanie prawdopodobnych czynników mogących być przyczyną niskiej plastyczności w zakresie TMP, a wynikających z obecności w stopie pierwiastków stopowych, domieszek i zanieczyszczeń, wskazuje, że obszar ten jest bardzo szeroki. Obejmuje właściwie wszystkie problemy metaloznawcze występujące w metalach (mosiądzach) w trakcie procesu odkształcenia plastycznego w podwyższonej temperaturze (wspomniane czynniki mają wpływ na przebieg tego procesu). Z drugiej strony zmniejszanie się plastyczności w temperaturze pośredniej obserwowane jest w czystych metalach oraz przy różnym stężeniu innych pierwiastków. Dodatkowo skład chemiczny również wpływa na wielkość ziarna i decyduje o przebiegu różnych mechanizmów odkształcania z różną intensywnością i udziałem w różnym zakresie temperatury odkształcania i szybkości odkształcania [95,96]. Stąd pytanie: co jest pierwotną i podstawową przyczyną występowania TMP? Czy można określić hipotetyczny mechanizm odpowiedzialny za występowanie TMP dla abstrakcyjnego metalu, w którym występowałyby atomy wyłącznie jednego pierwiastka, na przykład miedzi? Te pytania wytyczają kierunek dalszej analizy, w wyniku której sformułowana zostanie teza pracy.

2.3. Wpływ szybkości odkształcania i wielkości ziarna na plastyczność mosiądzów α w zakresie temperatury minimalnej plastyczności

Związek szybkości odkształcania i wielkości ziarna z plastycznością metali realizuje się przez mikromechanizmy odkształcenia plastycznego przebiegające między innymi przy określonej szybkości odkształcania i wielkości ziarna. Przebieg mechanizmów odkształcania plastycznego metali, analizując to zagadnienie szerzej, zależy od składu chemicznego i struktury metalu (wielkości ziarna), temperatury odkształcania, szybkości odkształcania i naprężenia. Liczne badania na ten temat próbowano podsumować w pracach [96-98]. Na uzyskanych na drodze obliczeniowej mapach mechanizmów odkształcania określono zakresy

występowania poszczególnych znanych mechanizmów odkształcania w zależności od temperatury odkształcania i naprężenia dla określonego metalu o określonej wielkości ziarna (rys. 11).



Rys. 11. Mapa odkształcenia plastycznego dla miedzi o wielkości ziarna 100 µm [95]: I - idealna wytrzymałość, II - niskotemperaturowe odkształcenie plastyczne, IIIa - potęgowe pełzanie, IIIb - niskotemperaturowe pełzanie, IIIc - wysokotemperaturowe potęgowe pełzanie, IV rekrystalizacja dynamiczna (obszar zakropkowany), V - dyfuzyjne płynięcie, Va - dyfuzja po granicach ziaren, Vb - dyfuzja w rurkach dyslokacji

Fig. 11. Plastic deformation map for copper with 100 μm grain size [95]: I - ideal strength, II - low temperature plastic deformation, IIIa - power creep, IIIb - low temperature creep, IIIc - high temperature power creep, IV - dynamic recrystalisation (points cover area), V- diffusion flow, Va - grain boundary diffusion, Vb - diffusion in dislocations tubes

Mapy te, mające raczej charakter poglądowy, dobrze oddają złożoną sytuację, jaka występuje w rzeczywistych stopach, zwłaszcza odkształcanych w zakresie, w którym mogą funkcjonować różne mechanizmy odkształcania.

Na atomowym poziomie odkształcenie plastyczne zachodzi w wyniku: poślizgu pojedynczych dyslokacji, poślizgu grup dyslokacji, pełzania dyslokacji i towarzyszącego wysokiej temperaturze ruchu oddzielnych atomów, a w odniesieniu do zmiany kształtu i wielkości ziarna – w wyniku poślizgu po granicach ziaren (uwzględniającego ruch defektów w granicach i obszarach przygranicznych) oraz mechanicznego bliźniakowania. Wszystkie wymienione procesy w istotny sposób wpływają na płynięcie plastyczne. Ze względów praktycznych w pracy [95] dla opisu odkształcenia plastycznego ciała stałego z udziałem wymienionych mechanizmów odkształcenia na poziomie atomowym podzielono je na pięć grup:

- Zniszczenie ciała stałego następujące przy naprężeniu odpowiadającym idealnej wytrzymałości. Plastyczne płynięcie zaczyna się po przekroczeniu idealnego naprężenia ścinania.
- Niskotemperaturowe odkształcenie plastyczne w wyniku poślizgu dyslokacji kontrolowanego: a) tarciem sieci (lub naprężeniami Peierlsa), b) innymi przeszkodami, c) fononowym lub innymi typami hamowania. Na ten typ odkształcenia wpływa adiabatyczne nagrzewanie.
- 3) Niskotemperaturowe plastyczne odkształcenie w wyniku bliźniakowania.
- 4) Plastyczne odkształcenie typu pełzania przebiegającego w zgodzie z zależnością potęgową w wyniku poślizgu dyslokacji lub poślizgu i pełzania (pełzanie dyslokacyjne). Ten typ odkształcenia może być kontrolowany przez: a) procesy poślizgu dyslokacji, b) zależne od dyfuzji objętościowej pełzanie dyslokacyjne (pełzanie wysokotemperaturowe), c) pełzanie zależne od dyfuzji w rurkach dyslokacji (niskotemperaturowe pełzanie), d) zjawiska związane z naruszeniem potęgowego prawa pełzania (przejściem od pełzania i poślizgu dyslokacji), e) mechanizmy pełzania Harpera-Dorna [98,99], f) mechanizmy pełzania towarzyszące dynamicznej rekrystalizacji.
- 5) Plastyczne płynięcie pełzanie typu wakansowego, kontrolowane albo dyfuzją objętościową (pełzanie Nabarro-Herringa [100,101]) lub dyfuzją po granicach ziaren (pełzanie Coble [102]) bądź wzajemne oddziaływanie na powierzchniach rozdziału (na przykład poślizg po granicach ziaren). We wszystkich tych przypadkach należy uwzględniać pełzanie dyslokacyjne jako podstawowy mechanizm płynięcia plastycznego.

Szczegółowy opis wymienionych mechanizmów odkształcenia plastycznego zamieszczono w pracy [95].

Makroskopowe zmienne określające przebieg odkształcenia plastycznego to naprężenie ścinające σ_s (lub dewiatorowa częstość pola naprężeń), temperatura odkształcania T, szybkość odkształcania ϵ ', odkształcenie ϵ i czas odkształcania τ . Wszystkie wymienione zmienne wybiórczo mogą być zmiennymi niezależnymi. Analizując pod tym względem naprężenie i szybkość odkształcania, zmienną niezależną może być jedna z nich; druga wówczas staje się zmienną zależną. Jeżeli w tych kategoriach rozważać szybkość odkształcania, to każdy mechanizm odkształcenia można opisać jako zależność szybkości odkształcania od naprężenia σ_s , temperatury T i struktury materiału S w danym momencie:

$$\varepsilon' = f(\sigma_s, T, S_z, S_n). \tag{1}$$

Wpływ struktury można rozpatrywać w dwóch grupach parametrów: zmienne parametry struktury S_z (na przykład gęstość i rozkład dyslokacji, wielkość ziarna), które zmieniają się w trakcie procesu odkształcenia, a określają stan strukturalny materiału w danym momencie, oraz stałe (niezmienne) parametry struktury wyrażające własności materiału (na przykład parametr sieci, objętość atomowa, energia wiązań atomowych, współczynnik dyfuzji i inne). W rzeczywistości między obiema grupami parametrów istnieją wewnętrzne związki polegające na wpływie jednych parametrów na drugie, ale na dodatek takie związki mogą występować wewnątrz wymienionych grup. Ponadto wszystkie te parametry mogą ulegać zmianom w wyniku lokalnej zmiany składu chemicznego w rzeczywistych metalach. Sytuacja taka jest powodem tego, że do dnia dzisiejszego nie przedstawiono pełnego, adekwatnego opisu zmian strukturalnych zachodzących podczas procesu odkształcenia plastycznego, zwłaszcza w zakresie zmiennych parametrów struktury, a to w konsekwencji prowadzi do konieczności wprowadzania założeń upraszczających dotyczących struktury, w opisie mechanizmów odkształcenia plastycznego [95].

Powyższa analiza potwierdza wcześniejsze spostrzeżenia, że obserwowany w próbie rozciągania, w szerokim zakresie szybkości odkształcania $(10^{-4} - 10^2 \text{ s}^{-1})$, efekt TMP zależy od struktury i szybkości odkształcania. Obserwowany zakres TMP w mosiądzach od 300-700°C wskazuje na możliwość powstawania efektu TMP w warunkach działania różnych mechanizmów odkształcenia plastycznego, przebiegających pojedynczo lub równolegle, zwłaszcza w warunkach zmian strukturalnych zachodzących w zakresie TMP. Generalnie z analizowanych danych eksperymentalnych (punkt 2.1) wynika, że TMP występuje niezależnie od zastosowanej szybkości odkształcania, której zwiększenie powoduje przesunięcie minimum plastyczności do wyższej temperatury. Jednak w stosunku do tej generalnej tendencji zaobserwowano szereg wyjątków [21], które mogą wynikać z nieokreślonej w eksperymencie struktury i jej zmian przebiegających w trakcie odkształcania.

Jednym ze zmiennych parametrów strukturalnych, który wyraźnie wpływa na zakres TMP i poziom plastyczności w tym zakresie, jest wielkość ziarna. Wpływ wielkości ziarna na zachowanie się materiału jest znany od dawna. Najbardziej znaną zależnością [103-105], określającą zmiany dolnej granicy plastyczności metali polikrystalicznych w funkcji średniej wielkości ziarna d, jest zależność Halla-Petcha:

 $\sigma_v = \sigma_0 + k_v d^{-1/2}$

gdzie:

gdzie:

gdzie:

- σ_0 granica plastyczności monokryształu (naprężenie tarcia sieci), k_v – stała określająca wpływ granic ziaren na ruch dyslokacji (wytrzymałość granic
- ziaren).

Podobna do zależności Halla-Petcha zależność (3) opisuje zmiany naprężenia płynięcia σ_{ϵ} polikryształu w funkcji średniej wielkości ziarna d [106]:

$$\sigma_{\varepsilon} = \sigma_{o\varepsilon} + k_{f} d^{-1/2}$$
(3)

 $\sigma_{o\epsilon}$ i k_f - stałe o wartościach różnych od podobnych w równaniu Halla-Petcha, przy czym $k_v > k_f$, a $\sigma_o < \sigma_{o\epsilon}$.

Wpływ granic ziaren i wielkości ziarna na makroskopowe własności plastyczne materiału jest związany z oddziaływaniem struktury dyslokacyjnej. Przykładem może być możliwość zamiany wielkości ziarna w równaniu Halla-Petcha przez wielkość komórek w potędze minus jeden, w przypadku odkształcania metali o wykształconej komórkowej strukturze dyslokacyjnej. Również przy analizie naprężenia płynięcia σ_{ϵ} uważa się [106], że celowe jest uwzględnienie niejednorodnego rozkładu dyslokacji na przekroju ziarna i wpływu na naprężenie płynięcia dyslokacji w przygranicznych obszarach ziaren ρ_{G} , niezbędnych geometrycznie dla zachowania ciągłości polikryształu na granicach ziaren, oraz uwzględnienie wpływu dyslokacji rozmieszczonych stochastycznie ρ_{S} , a powstających podobnie jak przy rozciąganiu monokryształu. W związku z powyższym naprężenie płynięcia σ_{ϵ} można opisać zależnością:

 σ_o i A – stałe,

G - moduł sprężystości poprzecznej,

b – wektor Burgersa.

Zakładając, że gęstość dyslokacji rozmieszczonych stochastycznie $\rho_S^{1/2}$ jest odwrotnie proporcjonalna do średniej długości poślizgu λ , a średnia gęstość dyslokacji niezbędnych geometrycznie w obszarach przygranicznych ρ_G jest odwrotnie proporcjonalna do wielkości

 $\sigma_{e} = \sigma_{o} + A G b \rho^{1/2}$

(4)

23

-

ziarna d, można określić wkład tych dyslokacji w naprężenie płynięcia odpowiednio jako σ_s – składowa pochodząca od dyslokacji stochastycznych (5) i σ_G – składowa pochodząca od dyslokacji niezbędnych geometrycznie w obszarach przygranicznych (6):

$$\sigma_{\rm s} = K_{\rm I}(1/\lambda_{\rm s}) \tag{5}$$

$$\sigma_{\rm G} = {\rm K}_2 \, (1/{\rm d})^{1/2} \tag{6}$$

gdzie:

 K_1 i K_2 – stałe.

Zakładając dalej, że udział przygranicznych stref w ziarnie wypełnionych dyslokacjami geometrycznie niezbędnymi określa stosunek λ/d , naprężenie płynięcia σ_s w polikrysztale opisuje wyrażenie (7):

$$\sigma_{\varepsilon} = \sigma_0 + \left(1 - \frac{\lambda}{d}\right) \left(\frac{K_1}{\lambda}\right) + \frac{\lambda}{d} \left(\frac{K_2}{\frac{1}{d^2}}\right).$$
(7)

Dla małych odkształceń $\lambda = d$ wyrażenie (7) sprowadza się do wyrażenia (4). Jednocześnie obliczenia naprężenia płynięcia σ_{ϵ} według równania (7) dają wyniki zgodne z eksperymentem dla metali i stopów o sieci A1 przy odkształcaniu do wartości umownej granicy plastyczności niezależnie od EBU. Stała K₁ zwiększa się wraz ze zwiększaniem naprężenia płynięcia σ_{ϵ} , natomiast stała K₂ przyjmuje wartości bliskie stałej k_y z równania Halla-Petcha.

Przedstawione zależności nie uwzględniają wpływu temperatury odkształcania (temperatury podwyższonej), jakkolwiek w zakresie do temperatury rekrystalizacji należy się spodziewać zbliżonej zgodności z eksperymentem. Z drugiej strony, należy się spodziewać podobnego wpływu (przynajmniej jakościowego) obecności granic ziaren i wielkości ziaren na procesy odkształcania metali w temperaturze podwyższonej. Analiza wpływu wielkości ziaren na szybkość odkształcania w temperaturze podwyższonej prowadzi do wyrażenia podanego w pracy [107]. Szczegółową analizę wpływu wielkości ziaren i granic ziaren na własności plastyczne i inne własności mechaniczne metali i stopów zamieszczono w pracy [108].

Ogólne równanie (8), opisujące zależności szybkości odkształcania ε' od naprężenia płynięcia σ_{ε} w stanie ustalonym, również uwzględnia wielkość ziarna [109]:

$$\varepsilon' = \frac{A D \mu b}{kT} \left(\frac{b}{d}\right)^{p} \left(\frac{\sigma_{\varepsilon}}{\mu}\right)^{n}$$
(8)

gdzie:

- a stała wymiarowa,
- p i n-stałe materiałowe,
- k stała Boltzmanna,
- D współczynnik dyfuzji,
- d średnia wielkość ziarna,
- b wektor Burgersa,
- μ moduł sprężystości poprzecznej.

W przypadku pełzania dyfuzyjnego szybkość odkształcania zależy od wielkości ziarna, i tak dla pełzania Nabarro-Herringa, przebiegającego w wyższej temperaturze, w której dominuje dyfuzja objętościowa [100,101], określana jest wyrażeniem D_v/d^2 , gdzie D_v – współczynnik dyfuzji objętościowej, d – wielkość ziarna. W niższej temperaturze, w której

2. Przegląd i analiza efektu temperatury minimalnej plastyczności

dominuje dyfuzja po granicach ziaren, występuje pełzanie Coble [102] i odpowiadające jemu wyrażenie D_b/d^3 , gdzie D_b – współczynnik dyfuzji po granicach ziaren. W pozostałych wyrażeniach, opisujących zależność szybkości odkształcania dla różnych mechanizmów odkształcania plastycznego, nie występują wyraźnie parametry opisujące wpływ wielkości ziarna lub innych elementów struktury, jednak wpływ struktury zawarty jest w stałych występujących w tych wyrażeniach [95,96].

Generalnie wpływ wielkości ziarna na przebieg procesu odkształcenia plastycznego jest wyraźny, jakkolwiek trudno powiedzieć, że jest opisany jednoznacznie, w sposób pełny i adekwatny. Wynika to z natury polikryształu. Praktycznie niemożliwe jest wytworzenie polikryształu o identycznych co do wielkości ziarnach. Stąd konieczność posługiwania się średnią wielkością ziarna, gdy tymczasem mikromechanizmy odkształcenia plastycznego funkcjonują w obszarze jednego bądź kilku ziaren. Lokalne stochastyczne zróżnicowanie wielkości ziarna prowadzi do lokalnego odmiennego ilościowo i jakościowo przebiegu procesu odkształcenia plastycznego w tych obszarach. Te cząstkowe zdarzenia składają się na rezultat makroskopowy, co jest przyczyną niezgodności opisu opartego na wartościach średnich. Podobne problemy dotyczą gęstości dyslokacji oraz innych parametrów strukturalnych, nie wspominając o trudnościach pomiarowych wartości średniej.

Dane eksperymentalne dotyczące wpływu wielkości ziarna potwierdzają zależność plastyczności od wielkości ziarna oraz zależność TMP od tego parametru. Jednak niejednorodność wielkości ziarna oraz prawdopodobnie lokalny charakter przebiegu odkształcenia w zakresie TMP utrudniają określenie jednoznacznie i precyzyjnie charakteru tego wpływu.

2.4. Wpływ kawitacji międzykrystalicznej na plastyczność

W zakresie TMP przy stosowanej często małej szybkości odkształcania prawdopodobne jest zachodzenie różnego typu procesów pełzania dyfuzyjnego i poślizgu po granicach ziaren. Zjawiskiem towarzyszącym tym procesom jest kawitacja międzykrystaliczna. Efekt taki stwierdzono również w mosiądzach jednofazowych [110,111]. W mosiądzu CuZn10 stwierdzono TMP jako 500°C przy szybkości odkształcania 3,5·10⁻³ s⁻¹, a zmniejszanie szybkości odkształcania tmP. Za przyczynę zmniejszania się plastyczności autorzy pracy uznali proces kawitacji [110].

Znane od dawna zjawisko kawitacji międzykrystalicznej polega na powstawaniu mikroszczelin (pustek, porów) na granicach ziaren podczas odkształcenia plastycznego w temperaturze podwyższonej i związane jest z działaniem naprężenia i poślizgu po granicach ziaren. Aby poślizg po granicach ziaren mógł przebiegać bez naruszenia spójności metalu, konieczne jest współdziałanie następujących mechanizmów akomodacyjnych [112]:

- akomodacja przez sprężyste odkształcenie ziaren,
- akomodacja przez plastyczne płynięcie obszarów wewnątrz ziaren; to odkształcenie plastyczne może zachodzić przez poślizg lub bliźniakowanie lub – co ma miejsce najczęściej – przez pełzanie dyslokacyjne.
- akomodacja przez dyfuzję; dyfuzyjny przepływ materii zachodzi przez ziarna usuwając niedopasowania generowane przez poślizg po granicach ziaren.

W przypadku gdy akomodacja nie zachodzi lub jest niedostateczna, na granicach ziaren pojawiają się mikroszczeliny [112].

Zjawisko powstawania mikroszczelin na granicach ziaren zauważono podczas pełzania metali, np. miedzi i jej stopów, i w tych warunkach było szeroko badane [113-116]. Podobieństwo między pełzaniem rozumianym jako próba rozciągania ze stałym obciążeniem,

Ryszard Nowosielski

z określoną prędkością pełzania, do odkształcenia przez rozciąganie z pośrednią szybkością odkształcania pozwala na stosowanie tych wyników badań w szerszym zakresie niż tylko dla przypadków pełzania, w tym również dla analizowania przyczyn TMP [110]. Kawitację międzykrystaliczną stwierdzono również podczas odkształcania nadplastycznego w mosiądzach [117-119], brązach aluminiowych [120], w stopach Al [121,122] oraz w stalach węglowych i stopowych [123], nie przeszkodziło to jednak w uzyskiwaniu dużych wydłużeń w porównaniu z wydłużeniami uzyskiwanymi w zakresie TMP.

We wszystkich przytoczonych przypadkach mikroszczeliny były dobrze widoczne podczas obserwacji mikroskopowych, ponieważ ich wielkość była porównywalna z wielkością ziarna.

Podczas równomiernego nadplastycznego rozciągania mikroszczeliny rozmieszczają się równomiernie wzdłuż długości pomiarowej próbki, natomiast nie występują zupełnie w części chwytowej. W przypadku rozciągania niestabilnego mikroszczeliny mają tendencję do koncentracji w szyjce [122].

Zjawiska kawitacji nie zaobserwowano podczas prób ściskania przeprowadzonych w identycznych warunkach (temperaturze i szybkości odkształcania) co próby rozciągania.

W mosiądzach objętość mikroszczelin V_f i ich wielkość zwiększają się wraz ze zwiększeniem szybkości odkształcania ε' i odkształcenia ε [119]. Podobne zależności zachodzą dla stali FeNi4Mo3Ti2 [118]. Dla obu materiałów określono zależność:

gdzie:

 $V_f = K_3 \epsilon^c$

(9)

 V_f – objętość mikroszczelin,

c – wykładnik odkształcenia,

K₃ – stała.

Przed zerwaniem próbek względna objętość mikroszczelin wynosiła 0,02-0,03. Wzrost temperatury prowadził do zmniejszania się objętości mikroszczelin.

Kawitacja może mieć decydujący wpływ na zmniejszenie własności plastycznych metali i stopów, chociaż zaobserwowano ją w materiałach, wprawdzie w nielicznych, odkształcających się nadplastycznie, a więc wykazujących duże wydłużenie do zniszczenia (zazwyczaj powyżej 100%). Należy przypuszczać, że materiały ulegające kawitacji w trakcie pełzania, na przykład stopy na osnowie Cu, Fe, Al, będą również podlegały kawitacji w warunkach odkształcenia nadplastycznego (o ile takie będzie można zrealizować) i podobnie stopy na osnowie Ti, Zr, Pb, w których kawitacja w czasie pełzania nie zachodzi, nie będą ulegały kawitacji w warunkach nadplastycznych. Zrywanie się próbek w warunkach płynięcia nadplastycznego może zachodzić w wyniku bardzo dużego przewężenia (bez objawów kawitacji) lub kruchego pękania w obrębie szyjki [122] związanego z równolegle zachodzącą kawitacją. Jednak wiele stopów wykazuje zaawansowaną kawitację po dużym odkształceniu w momencie zerwania próbki.

Zjawisko kawitacji występuje w wielu metalach podczas odkształcania w zakresie temperatury odpowiadającej temperaturze homologicznej 0,3-0,9, przez powstawanie pęknięć w punktach potrójnego łączenia się granic ziaren lub powstawania mikroszczelin na granicach ziaren. Proces ten można rozpatrywać jako zarodkowanie, stabilizację i wzrost mikroszczelin, który w konsekwencji prowadzi do zerwania (zniszczenia) próbki.

Nad przebiegiem poszczególnych etapów kawitacji oraz nad mechanizmami funkcjonującymi w trakcie tego procesu przeprowadzono wiele badań [122-131], które w dużym stopniu zjawisko to wyjaśniły. Nadal jednak pozostaje wiele problemów i zjawisk niezupełnie wyjaśnionych. Dotyczy to wpływu kawitacji na plastyczność stopów odkształcanych w strefie TMP.

2.4.1. Zarodkowanie mikroszczelin

Początkowo sądzono, że homogeniczne zarodkowanie mikroszczelin zachodzi przez aglomerację sieciowych wakansów. Późniejsze badania wykazały jednak, że mikroszczeliny nie mogą powstawać bezpośrednio przez grupowanie się wakansów [122,132] podczas poślizgu po granicach ziaren i działania naprężenia. Wprawdzie poślizg po granicach ziaren jest konieczny do zarodkowania, ale nie wystarczający.

Do opisu zarodkowania mikroszczelin stosowany jest model heterogenicznego zarodkowania, oparty na kombinacji oddziaływania naprężenia i poślizgu po granicach ziaren [113]. Brak jest pełnych i systematycznych badań nad zarodkowaniem mikroszczelin w czasie odkształcenia plastycznego, jednak wiadomo, że istnieją pewne szczególnie podatne do tego miejsca. Zauważono, że mikroszczeliny powstają na granicach międzyfazowych i w punktach połączenia trzech granic ziaren w brązach aluminiowych [120,122], na granicach międzyfazowych w mosiądzach [117], a także na przecięciu granic ziaren z bliźniakami [124]. Bardziej szczegółowe badania przeprowadzone na mosiądzach dwufazowych z dodatkiem Fe [133] wykazały, że zarówno podczas pełzania stopu gruboziarnistego, jak i podczas odkształcenia nadplastycznego miejscem zarodkowania mikroszczelin były wydzielenia Fe na granicach ziaren. Podobne wnioski wyciągnięto z obserwacji stali stopowej o strukturze $\alpha + \gamma$ [134] stwierdzając, że miejscami zarodkowania są wydzielenia węglików na granicach ziaren.

Warunki powstawania pęknięć w punktach połączeń trzech granic ziaren podczas poślizgu po granicach określił Stroh [124] zależnością:

$$\tau = \sqrt{\frac{12\gamma\mu}{\pi L}}$$

(10)

27

τ – naprężenie styczne,

gdzie:

γ – energia powierzchniowa,

μ – moduł sprężystości poprzecznej,

L – długość powierzchni poślizgu.

W zależności (10) L określa odległość pomiędzy występami (protuzjami) na granicach ziaren bądź odległość pomiędzy wydzieleniami leżącymi na granicy. W związku z tym, z zależności tej wynika, że poślizg po granicach ziaren może powodować zarodkowanie mikroszczelin zarówno na granicach wolnych od cząstek, jak i na cząstkach leżących na granicy. W rzeczywistości mikroszczeliny zarodkują wtedy, gdy szybkość poślizgu po granicach ziaren jest na tyle duża, by powstające w wyniku poślizgu spiętrzenie naprężenia nie mogło być zrelaksowane przez dyfuzję lub poślizg transkrystaliczny. Powstawanie mikroszczelin na granicach ziaren będzie trudniejsze niż w punktach ich potrójnego połączenia, ponieważ odległość pomiędzy protuzjami lub cząsteczkami na granicach ziaren jest mniejsza aniżeli pomiędzy miejscami połączenia trzech granic ziaren.

W przypadku mniejszych odległości L naprężenie musi osiągnąć większe wartości, co utrudnia powstawanie mikroszczelin. Pomimo to w praktyce podczas odkształcenia obserwuje się mikroszczeliny zarówno w punktach połączenia trzech granic, jak i na granicach ziaren. Może to być spowodowane zbieraniem się gazów w mikroszczelinach lub powstawaniem segregacji na granicy, co prowadzi do zmniejszenia się energii powierzchniowej, a tym samym łatwiejszego zarodkowania mikroszczelin. Wydzielenia występujące blisko punktów połączenia trzech granic ziaren mogą być również przyczyną obniżenia energii powierzchniowej ułatwiając powstawanie mikroszczelin na granicy międzyfazowej wydzielenie – osnowa [122]. Szereg modeli zarodkowania mikroszczelin opisano w pracy [113].

2. Przegląd i analiza efektu temperatury minimalnej plastyczności

Zmodyfikowany model zarodkowania, opracowany w oparciu o ruch dyslokacji po granicach ziaren, usuwa szereg niejasności występujących w poprzednich modelach [126], jednak do tej pory nie znaleziono pełnego teoretycznego uzasadnienia zarodkowania mikroszczelin na występach granic ziaren. Natomiast zarodkowanie mikroszczelin przy wydzieleniach na granicach ziaren jest bardziej prawdopodobne, gdyż powstawanie ich przez bezpośrednią kondensację wakansów wymagałoby nierealnie niskiej adhezji na granicy wydzielenie – osnowa. Także obniżenie adhezji wymagające lokalnego odkształcenia jest możliwe w czasie plastycznego odkształcenia stopów z wydzieleniami na granicach ziaren, podczas poślizgu po granicach ziaren z dużymi szybkościami. Efekt taki ma miejsce podczas odkształcenia nadplastycznego, a przypuszczenie to jest w zgodzie z występowaniem w drugim stadium krzywej nadplastyczności maksymalnego udziału poślizgu po granicach ziaren w całkowitym odkształceniu wraz z maksymalnym natężeniem kawitacji.

Na wyjaśnienie powstawania mikroszczelin przy niższym naprężeniu, niż wynikałoby to z równania Stroha, pozwala model inicjowania mikroszczelin przy wydzieleniach [135]. Model ten opracowano na podstawie założeń uzyskanych z symulacji poślizgu po granicach ziaren z jednoczesnym powstawaniem barier dyslokacji i spiętrzenia naprężenia w pobliżu wydzieleń. Dodatkowo uwzględniono relaksację naprężenia zachodzącą na określonej długości granicy. Głównym osiągnięciem tych badań jest obniżenie stałej w równaniu Stroha, co właśnie wyjaśnia zarodkowanie przy niższym naprężeniu. Przedstawiony model prowadzi również do wniosku, że wydzielenia są uprzywilejowanym miejscem zarodkowania mikroszczelin, co potwierdza eksperyment. Opierając się na zmodyfikowanym modelu Stroha--Smitha-Barnaby wykazano, że duże wydzielenia są szczególnie uprzywilejowanymi miejscami tworzenia się mikroszczelin [120].

Interesujące badania miedzi o strukturze uzyskanej w wyniku pełzania przeprowadzono przy użyciu wysokonapięciowego mikroskopu elektronowego [127]. Stwierdzono, że mikroszczeliny tworzą się w pobliżu cząstek na granicach ziaren, zawsze tylko z jednej strony granicy. We wczesnym stadium wzrostu mikroszczeliny mają kształt poliedryczny. Do powstania mikroszczeliny konieczne jest przekroczenie krytycznej wartości przemieszczenia granicy równej $(54 \pm 5)^{-10}$ m [127]. Na podstawie przeprowadzonych badań opracowano schemat zarodkowania mikroszczelin w miedzi (rys. 12).



Rys. 12. Schemat zarodkowania mikroszczelin w wyniku spiętrzania dyslokacji [107]

Fig. 12. Scheme of voids nucleation as result of dislocations pile up [107]

Spiętrzenia dyslokacji w pobliżu cząstek powstają jako efekt poślizgu po granicach ziaren i odkształcenia kryształu. Z pomiarów sieci dyslokacji wynika, że efektywna długość spiętrzenia dyslokacji przy cząstce wynosi:

 $l_p = l_g + l_o \cos\theta$

lg – długość spiętrzenia dyslokacji na granicy,

lo – długość spiętrzenia dyslokacji w osnowie,

 $\theta - k$ ąt pomiędzy l_o a granicą ziarna.

Przedstawiony schemat wyjaśnia czas inkubacji zarodkowania mikroszczelin jako czas potrzebny do powstania barier dyslokacji.

Przegląd przeprowadzonych badań wskazuje, że zarodkowanie mikroszczelin na wydzieleniach i wtrąceniach jest bardziej prawdopodobne od zarodkowania na granicach wolnych od cząstek. Kawitacja na granicach pozbawionych cząstek jest możliwa tylko jako wynik oddziaływania zanieczyszczeń na granicach ziaren [122].

2.4.2. Stabilizacja mikroszczelin

Termodynamiczna stabilność oraz odporność mikroszczelin na dyfuzyjne zgrzewanie się ma miejsce, w przypadku gdy promień mikroszczeliny r osiąga wartość krytyczną [128]. Wartość tę określa zależność:

$$_{\rm K} = \frac{2\gamma}{\sigma} \tag{12}$$

gdzie:

gdzie:

γ – energia powierzchniowa,

 σ – naprężenie.

Krytyczną szybkość poślizgu po granicach ziaren, przy której powstają stabilne mikroszczeliny, określa wyrażenie:

 $\dot{U} > \left(\frac{D_B \delta}{\tau^2 \ln \frac{a}{r}}\right) \exp\left(\frac{2\gamma}{kTr} - 1\right)$

gdzie:

U – szybkość poślizgu po granicach ziaren,

D_B - współczynnik dyfuzji po granicach ziaren,

- δ grubość granicy ziarna,
- γ energia powierzchniowa,
- promień cząstki,
- τ naprężenie,
- a wielkość cząstki.

Mikroszczeliny są stabilizowane przez poślizg po granicach ziaren i osiągają krytyczną wielkość, gdy prędkość zarodkowania wynosi około 10 nm/s [122]. W obliczonej wartości krytycznej szybkości poślizgu po granicach ziaren nie uwzględniono dyfuzyjnego rozpuszczania się atomów gazu oraz segregacji zanieczyszczeń na granicach ziaren, które to czynniki stabilizują mikroszczeliny.

Zachodzi prawdopodobieństwo, że zależność (12) wyprowadzono dla szczególnego przypadku występowania cząstek na granicach ziaren, ponieważ kształt mikroszczelin powstałych w obecności cząstek wskazuje, że wielkość mikroszczelin zależy nie tylko od energii powierzchniowej [122]. Ponadto zależność (12) wskazuje, że musi istnieć minimalna wielkość wydzieleń lub wtrąceń, na których mogą zarodkować mikroszczeliny.

28

(11)

Ryszard Nowosielski

Dodatek 0,07% Ce obniża poziom kawitacji w mosiądzach dwufazowych [127]. Efekt ten można tłumaczyć obniżeniem naprężenia płynięcia i zmniejszeniem segregacji zanieczyszczeń na granicach ziaren.

2.4.3. Wzrost mikroszczelin

Mikroszczeliny o wielkości większej niż krytyczna mogą wzrastać przez absorpcję wakansów [127,131,136-144]. Wakanse powstają na granicach ziaren prostopadłych do kierunku działającego naprężenia rozciągającego, natomiast ich dyfuzja wzdłuż powierzchni mikroszczeliny powoduje jej wzrost. Poślizg po granicach ziaren przyczynia się do wzrostu mikroszczelin współdziałając jednocześnie z ich dyfuzyjnym wzrostem [145].

W przypadku dużych odkształceń i znacznego poślizgu po granicach ziaren, charakterystycznych dla nadplastycznego płynięcia, oddziaływanie odkształcenia na wzrost mikroszczelin jest prawdopodobnie dużo większe niż dyfuzji. Potwierdzają to nieregularne kształty mikroszczelin po odkształceniu [117,129]. Przy mniejszych odkształceniach i mniejszym udziale poślizgu po granicach ziaren prawdopodobne jest, że wpływ dyfuzji na wzrost mikroszczelin będzie większy, a nawet przeważający.

2.4.4. Zniszczenie

Można wyróżnić dwa mechanizmy zrywania się próbek z powodu kawitacji pod działaniem małych naprężeń [122]:

- rozwarstwiania się materiału na skutek łańcuszkowego układania się mikroszczelin (void interlinkage by tearing),
- grupowania się mikroszczelin w ścianki i powstawania przewężenia w sąsiadujących z mikroszczelinami ziarnach (void sheeting by necking).

Przy małym naprężeniu krytyczna długość pęknięcia Griffitha, zwłaszcza dla drobnoziarnistego materiału, może nie być osiągnięta, ponieważ łańcuszkowe układanie się mikroszczelin jest hamowane w punktach łączenia się trzech granic ziaren. Mechanizm zrywania się w wyniku układania się mikroszczelin w ścianki powinien zatem dominować podczas odkształcenia przy małym naprężeniu i małej szybkości odkształcania. Zachodzący rozrost ziarna może jednak zwiększać kawitację poprzez wzrost naprężenia i umożliwiać operowanie drugiego mechanizmu. Zrywanie się próbek na skutek łańcuszkowego układania się mikroszczelin stwierdzono w stalach [59,66] i brązach aluminiowych [129]. W mosiądzu zawierającym 3% Fe [133] maksymalne wydłużenie nie występuje przy szybkości odkształcenia, dla której osiągnięto maksymalną wartość parametru m⁴. Największe wydłużenie występuje przy szybkości odkształcania, dla której parametr m wykazuje jeszcze wysokie wartości przy dostatecznie niskiej intensywności kawitacji.

Ważnymi czynnikami kontrolującym początek zrywania próbki na skutek układania się mikroszczelin w ścianki są: wartość parametru m, wielkość mikroszczelin, ich geometria i odległość pomiędzy nimi. Wpływ tych parametrów na zerwanie próbki opisuje nierówność McLintocka. Zmodyfikowaną wersję nierówności McLintocka zastosowano do opisania zerwania próbki nadplastycznie odkształconego stopu miedzi [124] w zakresie temperatury 500-600°C:

$$\frac{1}{\sigma} K \varepsilon^{n} \dot{\varepsilon}^{m} \left(\frac{n}{\varepsilon} + \frac{m}{\dot{\varepsilon}} \left[\frac{d\dot{\varepsilon}}{d\varepsilon} \right] \right) < \sqrt{\frac{3}{8}} \left(\frac{1+z}{1-z} + 1 \right)^{\frac{1}{2}} F_{zb2} \left(\frac{2b^{i}}{1b^{i}} \right)$$
(14)

⁴⁾ Parametr m określa czułość naprężenia na szybkość odkształcania; m = d log σ / d log ε', gdzie: σ - naprężenie płynięcia, ε' - szybkość odkształcania.

2. Przegląd i analiza efektu temperatury minimalnej plastyczności

- z niecentryczność mikroszczelin,
- Fzb2 czynnik wzrostu mikroszczeliny,
- 2b¹ pozioma szerokość mikroszczeliny,
- 1bⁱ pozioma odległość między mikroszczelinami,
- n wykładnik umocnienia,
- m parametr czułości naprężenia na szybkość odkształcania.

Mechanizm powstawania mikroszczelin w stopie miedzi zależny jest od temperatury odkształcenia [124]. W temperaturze 400°C kawitacja nie występuje i przełom wykazuje charakter plastyczny. W temperaturze 500-550°C kawitacja przebiega wyraźnie, a zerwanie następuje w wyniku układania się mikroszczelin w łańcuszki oraz w ścianki. Wzrost temperatury do 800°C powoduje, że zerwanie następuje przez rozprzestrzenianie się pęknięć wzdłuż granic ziaren w wyniku łańcuszkowego ułożenia mikroszczelin.

2.4.5. Minimalny czas potrzebny do zerwania

Formą matematycznego ujęcia zjawisk zachodzących podczas procesu kawitacji są próby obliczenia minimalnego czasu potrzebnego do zerwania próbki podczas rozciągania. Obliczenia takie sporządzono tylko dla przypadku pełzania [139,146,147]. Próbę ujęcia tego zagadnienia podjęto w pracy [130], a skorygowano w [131]. Rozważono dwie kategorie mikroszczelin powstających na granicach ziaren wolnych od wtrąceń oraz tworzących się na granicach ziaren zawierających cząstki. Ponadto uwzględniono pięć kształtów mikroszczelin w zależności od miejsca ich powstawania [130]. Dla tak przyjętych założeń i po uwzględnieniu korekty [131] wyprowadzono wyrażenie na minimalny czas potrzebny do zerwania próbki przy założeniu stałej liczby zarodków [130,131]:

$$t_{r} = \frac{3\sqrt{\pi}}{32} \frac{kT}{\Omega D_{B}\delta} \frac{1}{\left(\sigma_{\infty} + p_{g}\right)\rho_{m}^{\frac{3}{2}}} \frac{F_{v}(\alpha)}{F_{B}(\alpha)} \int_{A}^{A_{max}} \frac{dA}{f(A)}$$

gdzie:

 ρ_m – liczba mikroszczelin na jednostkę,

- Ω objętość atomu,
- D_B współczynnik dyfuzji po granicach ziaren,
- δ grubość granicy,

 σ_{∞} – zewnętrzne naprężenie przyłożone,

pg – ciśnienie gazu znajdującego się wewnątrz mikroszczeliny,

 $F_v(\alpha)$ i $F_B(\alpha)$ – funkcje określające geometryczne własności mikroszczelin,

A – funkcja określająca powierzchnię granicy zajętą przez mikroszczeliny.

W rzeczywistości, w czasie odkształcania liczba zarodków rośnie, a szybkość zarodkowania wynosi [130]:

$$\rho_{\rm m} = \frac{4\pi \,\gamma_{\rm s}}{\Omega^{\frac{4}{3}} \,\sigma_{\rm s}} \,D_{\rm B} \delta \left(1 + \frac{\sigma_{\rm n} \,\Omega}{kT}\right) \left(\rho_{\rm max} - \rho\right) \exp \left(-\frac{4\gamma_{\rm s}^{3} \,F_{\rm v}(\alpha)}{\sigma_{\rm n}^{2} \,kT}\right) \tag{16}$$

gdzie:

 γ_s – swobodna energia osnowy,

- pmax- maksymalna liczba możliwych miejsc zarodkowania na jednostkę powierzchni,
- σ_n lokalne naprężenie normalne do powierzchni granicy ziarna.

(15)

Przekształcenie równań (15) i (16) prowadzi do równania całkowego określającego czas do zerwania próbki t_r, przy ciągłym zarodkowaniu mikroszczelin [130]:

$$0,5 = \frac{32\sqrt{\pi}}{3} \frac{\Omega D_B \delta}{kT} \sigma_{\infty} \frac{F_B^{\frac{3}{2}}(\alpha)}{F_v(\alpha)} \int_{0}^{t_r} \int_{Y}^{t_r} \rho_m^{\frac{1}{2}} (t-Y) \rho_m f[A(t-Y)] dt dY$$
(17)

gdzie:

Y – czas powstawania zarodków.

Rozwiązanie równania (17) pozwala wyznaczyć minimalny czas potrzebny do zerwania próbki miedzianej w zależności od temperatury [130]. Jako zmienne parametry w rozwiązaniu brano pod uwagę wielkość ziarna i cząstek, liczbę cząstek na jednostkę powierzchni oraz ich objętość.

W wyniku zmniejszenia się szybkości odkształcania minimalny czas do zerwania jest dłuższy i występuje w niższej temperaturze. Podobne rezultaty otrzymano analizując wielkość ziarna. Zmniejszenie wielkości ziarna wydłuża minimalny czas do zerwania i przesuwa temperaturę, dla której wspomniany czas jest obserwowany, do niższego zakresu. Przeprowadzone badania wykazały także, że ze zmniejszeniem się wielkości cząstek i ich liczby na jednostkę powierzchni granicy podwyższa się plastyczność ⁵¹. Obliczenia czasu do zerwania dla stałej objętości drugiej fazy występującej w rozpatrywanym stopie przy zmiennej wielkości i udziale cząstek [130] wskazują, że ze wzrostem wielkości cząstek minimalny czas do zerwania przesuwa się do wyższej temperatury i osiąga większe wartości.

Uzyskane rezultaty częściowo korelują z wynikami eksperymentalnymi dotyczącymi występowania TMP, ale wobec małej powtarzalności (w zakresie ilościowym) wyników eksperymentów oraz trudności eksperymentalnych w dotrzymaniu wspomnianych parametrów generalnie korelacja ta jest mała. Usprawiedliwieniem małej korelacji eksperymentów z obliczeniami jest niezaprzeczalny fakt zmiany wartości niektórych ze wspomnianych parametrów w trakcie procesu odkształcania. Przeprowadzone obliczenia nie uwzględniają wpływu wielu czynników i w dużym stopniu są uproszczone. Pozwalają jednak ocenić wpływ różnych parametrów strukturalnych i zjawiska kawitacji międzykrystalicznej na plastyczność miedzi.

2.5. Wpływ odcynkowania na temperaturę minimalnej plastyczności

Zarówno w próżni, jak i w powietrzu mosiądze w temperaturze powyżej 500°C ulegają odcynkowaniu. Kiedy cynk dyfunduje w kierunku powierzchni i odparowuje, w mosiądzu zachodzi klasyczny efekt Kirkendalla [148] polegający na tym, że skierowany na zewnątrz strumień atomów cynku jest większy niż skierowany do wewnątrz strumień atomów miedzi. Prowadzi to do lokalnych zmian objętości, najczęściej na granicach ziaren, jak również do mnożenia i spiętrzania dyslokacji, co w efekcie oprócz lokalnej zmiany składu chemicznego prowadzi do powstawania mikroszczelin i pęknięć na granicach ziaren [149-151]. Możliwe jest, że reakcje dyfuzyjne potęgowane są przez przebieg procesu odkształcenia plastycznego oraz przez zachodzące zmiany strukturalne. Badania tych relacji wskazują na zależność szybkości dyfuzji od zachodzących zmian strukturalnych [152,153].

2. Przegląd i analiza efektu temperatury minimalnej plastyczności

Mechanizm odcynkowania mosiądzów przebiega w trzech stadiach charakteryzujących się różnym stopniem zmian strukturalnych [154]:

- w stadium pierwszym prędkość odcynkowania opisuje prawo paraboliczne; w stadium tym zmiany strukturalne są pomijalnie małe,
- w stadium drugim stopień zachodzących zmian strukturalnych zwiększa się, a następnie w sposób ciągły zmniejsza się,
- w stadium trzecim grubość powstałej powierzchniowej warstwy odcynkowanej zwiększa się proporcjonalnie do drugiego pierwiastka czasu, a szybkość odcynkowania opisuje w przybliżeniu prawo paraboliczne.

Czas tworzenia się powierzchniowej warstwy odcynkowanej staje się krótszy przy wyższym początkowym stężeniu cynku, w wyższej temperaturze procesu odcynkowania, jak również w warunkach istniejących niejednorodności składu chemicznego.

Dla mosiądzów α przebieg procesu odcynkowania sklasyfikowano jako trzy typy reakcji, w których:

1) występuje tylko I stadium odcynkowania,

2) występuje I i II stadium odcynkowania,

3) występują wszystkie trzy stadia.

W mosiądzach o małym stężeniu cynku zachodzi pierwszy typ reakcji, a w mosiądzach o dużym steżeniu cynku – typy 2 i 3.

Nie należy się spodziewać, że odcynkowanie jest podstawową przyczyną występowania TMP, jakkolwiek powstające ewentualnie, w procesie przygotowania próbek i w procesie następnego odkształcenia plastycznego, mikroszczeliny na granicach ziaren i lokalne zmiany składu chemicznego, zwłaszcza na powierzchni w trakcie odkształcenia plastycznego, mogą się przyczyniać do zmniejszenia się plastyczności. Wpływ efektu odcynkowania raczej może mieć znaczenie epizodyczne, ponieważ proces ten przebiega w zasadzie powierzchniowo i stosunkowo wolno (np. po 50 min grubość warstwy odcynkowanej wynosi 100 µm) i dla dużych elementów jest to efekt pomijalnie mały, chociaż może być źródłem zarodków pęknięć. W przypadku próby rozciągania, gdy próbki mają średnicę 5-10 mm, efekt ten może wywierać większy wpływ, ale czas rozciągania próbek jest stosunkowo krótki. Z drugiej strony nie należy przeceniać wpływu odcynkowania na TMP, ponieważ efekt ten występuje w czystej miedzi i innych stopach nie zawierających cynku.

2.6. Prawdopodobne przyczyny występowania temperatury minimalnej plastyczności

Podstawową i bezpośrednią przyczyną pękania (niszczenia) materiału jest odkształcenie plastyczne. Czas, w jakim odkształcany materiał ulega zniszczeniu, zależy od przebiegających w nim mechanizmów odkształcenia plastycznego i prawie zawsze towarzyszących tym mechanizmom⁶⁾ "zakłóceń", które występują i pojawiają się stochastycznie w różnym natężeniu. Również plastyczność miedzi i jej stopów, podobnie jak innych metali, zależy od mechanizmów występujących podczas odkształcenia plastycznego. Rodzaj mechanizmów działających w czasie odkształcenia plastycznego oraz ilościowy ich udział zależą od pięciu makroskopowych zmiennych (patrz punkt 2.3). Analizując odkształcenie plastyczne w próbie rozciągania, można problem sprowadzić do trzech podstawowych parametrów: temperatury

⁵⁾ W tym przypadku plastyczność jest iloczynem czasu do zerwania i szybkości odkształcania. Przy niezmiennej szybkości odkształcania czas do zerwania pośrednio może określać plastyczność i służyć do jej porównywania.

⁶⁾ Mówiąc o mechanizmach odkształcenia plastycznego, autor ma na myśli mechanizmy modelowe, które w rzeczywistości w opisywanej formie prawie nigdy nie występują.

odkształcania, szybkości odkształcania i struktury (wyjściowej oraz chwilowej, zmieniającej się w trakcie odkształcenia). Poza tym można jeszcze uwzględniać cechy geometryczne próbki, które mogą mieć wpływ na plastyczność. Natomiast struktura materiału w dużym stopniu zależy od jego składu chemicznego. Źródłem powstających "zakłóceń" są zmiany i niejednorodności strukturalne oraz niejednorodności geometryczne występujące w materiale.

W zależności od temperatury odkształcania, mechanizmy odkształcenia plastycznego i towarzyszące im zmiany strukturalne dzieli się na niskotemperaturowe i wysokotemperaturowe. Niskotemperaturowe mechanizmy odkształcenia plastycznego, do których zalicza się poślizg i bliźniakowanie, zdrowienie dynamiczne i towarzyszące temu mechanizmy umocnienia, zachodza w temperaturze poniżej temperatury homologicznej 0,4. Wysokotemperaturowe mechanizmy, do których zalicza się między innymi pełzanie dyfuzyjne, poślizg po granicach ziaren, pełzanie dyslokacyjne i towarzyszące im zjawiska zdrowienia i rekrystalizacji dynamicznej, zachodzą w temperaturze powyżej temperatury homologicznej 0,4, Dodatkowo temperatura może być czynnikiem wywołującym zmiany strukturalne, w tym fazowe, oraz zmiany składu chemicznego w wyniku przebiegu procesów dyfuzyjnych. Ustalenie temperatury homologicznej 0,4 jako oddzielającej funkcjonowanie niskotemperaturowych i wysokotemperaturowych mechanizmów odkształcenia plastycznego ma charakter przybliżony, ponieważ wpływ pozostałych wymienionych parametrów odkształcania może powodować zmiany temperatury funkcjonowania określonego mechanizmu odkształcenia plastycznego. Zakres występowania TMP w miedzi i mosiądzach jest szeroki (patrz punkt 2.1) i w przybliżeniu można go określić jako 300-700°C, co odpowiada w przybliżeniu temperaturze homologicznej 0,3-0,75. Zakres ten obejmuje temperature zmiany mechanizmów odkształcania z niskotemperaturowych na wysokotemperaturowe, co potwierdzono w pracach [216,19,29]. Pozwala to na wyciągnięcie wniosku, że w zakresie TMP mogą funkcjonować różne mechanizmy odkształcenia plastycznego, które w konsekwencji prowadzą do podobnego jakościowo efektu występowania minimum plastyczności w temperaturze pośredniej i w związku z tym do podobnego jakościowo w skali makroskopowej zachowania się materiału.

Podobna analiza może dotyczyć wpływu szybkości odkształcania. Została ona dokonana w punkcie 2.3. Z analizy tej wynika, że różne mechanizmy mogą funkcjonować dla tej samej szybkości odkształcania. Jeżeli podkreślić, że dane eksperymentalne dotyczące miedzi i mosiądzów wskazują na TMP występującą w zakresie szybkości odkształcania 10⁻⁵-10² s⁻¹, to również i z takiej analizy wynika, że w zakresie TMP mogą funkcjonować różne mechanizmy prowadzące do podobnego jakościowo makroskopowego efektu.

W eksperymencie wyznaczania TMP w próbie rozciągania można przyjąć, że temperatura i szybkość odkształcania są zmiennymi niezależnymi (co jest przybliżeniem). Założenie takie trudno przyjąć w stosunku do struktury z tych samych powodów, które omówiono w punkcie 2.3. Analogicznie do wyrażenia (1) można przyjąć, że odkształcenie w próbie rozciągania ε (wydłużenie lub przewężenie) jest funkcją szybkości odkształcania ε' , temperatury odkształcania T i struktury materiału S, przy czym parametr S można podzielić na część zmienną S_z i niezmienną S_n:

$$\varepsilon = f(\varepsilon', T, S_z, S_n).$$
(18)

O ile założenie stałości szybkości i temperatury odkształcania w czasie eksperymentu można utrzymać, o tyle z całą pewnością można się spodziewać trudnych do określenia zmian struktury w trakcie odkształcania oraz problemów z jednoznacznym określeniem struktury wyjściowej. Stąd trudności w jednoznacznym opisie odkształcenia plastycznego w zakresie TMP. Z tego też wynikają poszukiwania przyczyn występowania TMP w obszarze struktury

i jej zmian oraz ich wpływu na przebieg mechanizmów odkształcania plastycznego. Poważna część analiz dotyczy wpływu składu chemicznego na strukturę, a tym samym na występowanie TMP. W tym zakresie można wymienić wcześniej omawiane:

- prawdopodobny wpływ składu chemicznego, w tym dodatków stopowych na EBU i przebieg procesów dyfuzyjnych, a w konsekwencji na przebieg procesu odkształcenia i procesów aktywowanych cieplnie,
- prawdopodobny wpływ zanieczyszczeń pierwiastków niskotopliwych przez tworzenie ciekłych i stałych filmów na granicach ziaren,
- prawdopodobny wpływ zanieczyszczeń przez tworzenie cząstek na granicach ziaren i wewnątrz ziaren zakłócających poślizg po granicach ziaren i procesy rekrystalizacji dynamicznej,
- prawdopodobny wpływ koncentracji równowagowych i nierównowagowych w obszarach przygranicznych,
- prawdopodobny wpływ wydzieleń faz nierównowagowych.

W nawiązaniu do zmian strukturalnych wynikających ze zmiany składu chemicznego lub z innych powodów można mówić o prawdopodobnym wpływie niektórych znanych procesów i mechanizmów, jak:

- kawitacji międzykrystalicznej, która może występować w zakresie temperatury zbliżonym do TMP oraz przy mniejszej szybkości odkształcania,
- ewentualnym, ale mniej prawdopodobnym, procesu odcynkowania w mosiądzach lub procesów podobnych,
- starzenia zgniotowego,
- wielkości ziarna, w tym niejednorodności wielkości ziarna.

Wszystkie z wymienionych prawdopodobnych przyczyn zostały zidentyfikowane w mosiądzach, a ich wkład w zmniejszanie plastyczności jest wyraźny, chociaż trudny do ilościowego określenia. Z przeprowadzonej analizy trudno wyróżnić którykolwiek z czynników, tym bardziej że efekt TMP obserwuje się w różnych sytuacjach z wyraźnym udziałem kilku lub jednej ze wspomnianych przyczyn. Niewatpliwy jest jednak wpływ niejednorodności składu chemicznego i zanieczyszczeń na występowanie TMP. W takiej sytuacji istotna wydaje się odpowiedź na pytanie, które zostało wcześniej już zadane (punkt 2.3). Czy możliwe jest znalezienie hipotetycznego mechanizmu, który wyjaśniałby występowanie TMP w abstrakcyjnym, czystym metalu składającym się, na przykład, wyłącznie z atomów miedzi? Wydaje się, że w takim przypadku poszukiwania powinny być skierowane na zjawiska występujące w trakcie odkształcania i związane ze zmianami struktury dyslokacyjnej i wpływem wielkości i niejednorodności wielkości ziarna oraz na poślizg po granicach ziaren, który w tym przypadku powinien przebiegać bez większych przeszkód nie prowadząc do kawitacji międzykrystalicznej (jeśli uznać, że protuzje na granicach ziaren nie są przeszkoda dla poślizgu). Badania poślizgu po granicach ziaren wykazały jego cykliczność, która F.N. Rhines połączył kolejno z następującym po sobie umocnieniem i zdrowieniem. Poślizg po granicach ziaren zmienia sie w czasie próby pełzania analogicznie do zmian odkształcenia ogólnego [155]. Wkład poślizgu po granicach ziaren w odkształcenie ogólne zwiększa się z podwyższeniem temperatury do określonej granicznej wartości zależnej od wielkości ziarna i ze zmniejszeniem naprężenia płynięcia. Według różnych badaczy wkład ten, w zależności od temperatury i naprężenia (szybkości odkształcania) oraz wielkości ziarna i składu chemicznego stopu, może wynosić 0-80%. Na przykład, dla miedzi i mosiądzu CuZn20 udział poślizgu po granicach ziaren w całkowitym odkształceniu zwiększa się do 70-80% ze zmniejszeniem szybkości odkształcania do 10⁻⁹-10⁻⁸ s⁻¹ [155].

Generalnie trudno jednak wyobrazić sobie poślizg bez konieczności jego akomodacji przez odkształcenie plastyczne obszarów przygranicznych i wnętrza ziarna. Potwierdza to szereg spostrzeżeń eksperymentalnych wskazujących na ścisłe powiązanie poślizgu po granicach ziaren z poślizgiem wewnątrz ziaren [155]:

- energia aktywacji odkształcenia plastycznego w warunkach intensywnego poślizgu wzdłuż granic ziaren w materiale mono- i polikrystalicznym jest jednakowa i pokrywa się z energią aktywacji samodyfuzji objętościowej,
- występuje niejednorodność poślizgu na różnych odcinkach granic ziaren,
- istnieje zależność wartości i prędkości poślizgu wzdłuż granic od orientacji systemów poślizgu w sąsiednich ziarnach,
- istnieje wprost proporcjonalna zależność między wartością poślizgu wzdłuż granic a odkształceniem w ziarnach,
- występuje okres inkubacji poślizgu wzdłuż granic ziaren.

Uznając generalnie, że odkształcenie plastyczne takiego abstrakcyjnie czystego metalu będzie również prowadziło do niejednorodnego odkształcenia plastycznego, które będzie się wyrażało niejednorodnym rozkładem struktury dyslokacyjnej i gęstości dyslokacji (różna energia zmagazynowana w tych obszarach) w skali mezo- i makroskopowej, to w zakresie temperatury przejściowej (umożliwiającej przebieg procesów aktywowanych cieplnie) może dojść do lokalizacji odkształcenia w wyniku niejednorodnego przebiegu procesów odkształcania i niejednorodnego, wymuszonego pierwszym procesem, przebiegu procesów aktywowanych cieplnie.

Taki hipotetyczny mechanizm, który można uznać za podstawowy odpowiedzialny za występowanie TMP w metalach, będzie zapewne silnie wzmacniany przez większość wcześniej wymienionych, prawdopodobnych przyczyn występowania TMP. A wyróżnienie wspomnianego hipotetycznego mechanizmu może stanowić podstawę do sformułowania tezy pracy.

3.1. Cel i zakres badań – teza pracy

Celem niniejszej pracy jest próba eksplikacji efektu minimalnej plastyczności (TMP) w mosiądzach jednofazowych. Makroskopowy efekt TMP, obserwowany jako minimum wydłużenia i przewężenia w funkcji temperatury rozciągania, w swej istocie jest skomplikowany ze względu na złożoność procesów przebiegających w rzeczywistych polikryształach oraz wiele trudnych do ustalenia czynników wpływających na ich przebieg. Wśród wielu prawdopodobnych mikromechanizmów odpowiedzialnych za występowanie tego efektu najwygodniej byłoby uznać jeden na tyle uniwersalny, że mógłby opisać takie zachowanie materiału w możliwie największej liczbie eksperymentów. Oczywiste jest, że nie można wykluczyć różnych działających jednocześnie mikromechanizmów, zwłaszcza rozpatrując całą gamę metali i stopów, w których TMP jest obserwowana. Na dodatek wspomniane mechanizmy mogą być neutralne, potęgować efekt TMP lub wprost przeciwnie – łagodzić go.

W prezentowanej pracy postawiono tezę: podstawowym mechanizmem odpowiedzialnym za efekt minimalnej plastyczności w mosiądzach jednofazowych jest niejednorodne odkształcenie i jednocześnie funkcjonujący, wywołany przez proces niejednorodnego odkształcania, niejednorodny przebieg procesów aktywowanych cieplnie w odkształconych obszarach, w których energia zmagazynowana osiągnęła dostateczną wartość. Mechanizm ten funkcjonuje w zakresie zbliżonym do temperatury zapoczątkowania procesów aktywowanych cieplnie. Skutkiem jego funkcjonowania jest lokalizacja odkształcenia we wspomnianych obszarach i w konsekwencji pękanie materiału na styku obszarów odkształconych.

Lokalne zmiany i niejednorodności składu chemicznego i struktury wpływają na przebieg procesów związanych z odkształceniem i działaniem temperatury, a występujące zmniejszanie się plastyczności jest najczęściej skutkiem wspomnianego wpływu na zwiększenie niejednorodności odkształcania z jednej strony oraz może być przyczyną zmniejszania niejednorodności odkształcania z drugiej strony, powodując osłabienie minimum plastyczności.

Rozszerzeniem postawionej tezy jest bardziej uniwersalna koncepcja modelu miejsc "twardych i miękkich", która może opisywać makroskopowo przebieg odkształcenia w zakresie TMP we wszystkich przypadkach, w których funkcjonujące w metalach mikromechanizmy prowadzą do tego, że udział objętościowy miejsc "miękkich" jest funkcją temperatury i prowadzi do lokalizacji w nich odkształcenia. Temperatura minimalnej plastyczności pokrywa się z temperaturą, w której udział objętościowy miejsc "miękkich" osiąga pewną progową, krytyczną ze względów mechanicznych, wartość.

W pracy przeprowadzono szeroko zakrojone badania plastyczności mosiądzów jednofazowych w funkcji temperatury w różnych warunkach: dla zmieniającej się szybkości odkształcania, zmieniającego się stanu naprężenia, wielkości ziarna oraz stanu wyjściowego materiału, w celu określenia lub potwierdzenia czynników wpływających na TMP.

Dla zweryfikowania postawionej tezy przeprowadzono badania i pomiary: mechaniczne, metalograficzne na mikroskopie świetlnym i elektronowym, energii aktywacji procesu odkształcenia plastycznego, tarcia wewnętrznego, COD i densometryczne.

Dla zweryfikowania koncepcji modelu miejsc "twardych i miękkich" przeprowadzono obliczenia zależności uplastycznienia mosiądzów w funkcji objętościowego udziału miejsc "miękkich", dla dwóch wariantów modelu, za pomocą zmodyfikowanej dla potrzeb modelu metody elementów skończonych.

3. Badania własne

Ryszard Nowosielski

Tabela 1

Tabela 2

3.2. Materiał i próbki do badań

Zasadnicze badania przeprowadzono na laboratoryjnych wytopach mosiądzów o składzie chemicznym przedstawionym w tabeli 1.

Skład chemiczny badanych mosiądzów w % mas.										
Stop	Zn	Si	Fe	Pb	Cr	Cd	Sn	S	Р	Cu
CuZn1	0,7	0,012	0,055	0,190	0,001	<0,0005	0,036	0,008	0,003	reszta
CuZn4	4,2	0,014	0,010	0,005	_	-	0,001	0,006	0,002	reszta
CuZn10	10,4	0,010	0,070	0,005	0,001	-	0,005	0,001	0,002	reszta
CuZn32	31,7	0,009	0,015	0,090	-	-	0,110	0,002	0,001	reszta

Ponadto stwierdzono we wszystkich wytopach stężenie As i Sb poniżej 0,0002% mas., Bi poniżej 0,001% oraz stężenie O poniżej 20 ppm i stężenie N poniżej 30 ppm. Nie stwierdzono obecności Ni, Al i Mn.

Stopy wytapiano w indukcyjnym piecu tyglowym w tyglach ceramicznych zawierających powyżej 50% SiC, a następnie odlewano z temperatury w zakresie 1000-1100°C do wlewnic, z których otrzymano wlewki o wymiarach ϕ 125 mm × 350 mm. Następnie przez wyciskanie na prasach hydraulicznych w temperaturze od 800-900°C uzyskano pręty o średnicy 20 mm, które następnie przeciągano na zimno na wymiar ϕ 15 mm.

Dla zróżnicowania wielkości ziarna w próbkach część prętów wyżarzano w temperaturze 800°C przez 2-3 godziny uzyskując materiał gruboziarnisty o średniej średnicy ziarna od 64 do 274 µm w zależności od składu chemicznego mosiądzów (najmniejsze ziarno w CuZn1, a największe w CuZn32). Drugą część prętów wyżarzano w temperaturze 400°C przez 0,5 do 1 godziny otrzymując stopy drobnoziarniste o średniej średnicy ziarna w zakresie 16-24 µm.

Badania metalograficzne badanych mosiądzów wykazały, że mają one typową dla tego rodzaju stopów strukturę roztworu stałego ze średnią ilością wtrąceń niemetalicznych.

Badania dodatkowe (porównawcze) zrealizowano na przemysłowo odlewanych mosiądzach jednofazowych i miedzioniklu o składzie chemicznym przedstawionym w tabeli 2.

Skład chemiczny badanych stopow w % mas.										
Stop	Zn	Ni	Si	Pb	Sn	C	S	Fe	Cu	
CuZn32	32,4	-	0,009	0,003	0,11	_	0,003	0,09	reszta	
CuZn27Ni18	26,05	18,1	0,010	0,012	0,06	_	0,005	0,10	reszta	
CuNi25	<0,005	24,7	0,007	0,006	<0,001	0,014	0,009	0,36	reszta	

Ponadto stwierdzono w wymienionych materiałach występowanie następujących pierwiastków: Cr, As, Bi, Sb o stężeniu poniżej 0,0002 % mas. oraz O i N o stężeniu poniżej 20 ppm.

Mosiądz CuZn32 otrzymano w postaci wycinka wlewka o wymiarach $130 \times 210 \times 700$ mm. Wlewek o masie 1 Mg wytworzono konwencjonalną metodą przemysłową. W celu wykonania próbek do badań część przemysłowego wytopu mosiądzu CuZn32 pocięto na prostopadłościany o wymiarach $20 \times 20 \times 70$ mm zorientowane prostopadle do osi wlewka, a drugą część na odcinki $130 \times 130 \times 210$ mm, które następnie przekuto w temperaturze

700°C na pręty o ϕ 20 mm. Stop CuZn27Ni18 uzyskano metodą ciągłego odlewania w postaci płyty o grubości 15 mm i szerokości 300 mm. Następnie płytę pocięto na prostopadłościany o wymiarach 15 × 15 × 70 mm. Część przemysłowo wytopionego wlewka miedzioniklowego o wymiarach 130 × 210 × 500 mm pocięto mechanicznie na fragmenty o wymiarach 20 × 20 × 80 mm wycinając je prostopadle do osi wlewka.

Z tak przygotowanego materiału z wytopów laboratoryjnych i przemysłowych wykonano próbki do prób rozciągania i skręcania (rys. 13a,b) oraz do badania udarności typu Charpy V według PN-EN 10045-1:1994. Próbki do pomiaru COD za pomocą kompaktowej próby NOD wykonano ze stopów CuZn10 i CuZn32 zgodnie z rys 13c.







Rys. 13. Próbki do badań: a) w próbie rozciągania, b) w próbie skręcania, c) w kompaktowej próbie NOD

Fig. 13. Samples for: a) tensile test, b) torsion test, c) compact NOD test

38

3. Badania własne

Ryszard Nowosielski

3.3. Metodyka badań

3.3.1. Próby rozciągania i skręcania w temperaturze podwyższonej

Próby rozciągania w temperaturze podwyższonej realizowano z szybkością odkształcania $4,2\cdot10^{-3} \text{ s}^{-1}, 4,2\cdot10^{-1} \text{ s}^{-1}, 0,85\cdot10^{1} \text{ s}^{-1} \text{ i} 1,65\cdot10^{2} \text{ s}^{-1}$. Do prób rozciągania z pierwszymi dwiema szybkościami zastosowano maszynę wytrzymałościową INSTRON 1195 o maksymalnym zakresie obciążenia 100 kN i zakresie prędkości rozciągania 0,05-500 mm/min. Pomiaru siły dokonywano za pomocą wymiennych głowic dynamometrycznych o zakresach do 100 N, do 5 kN i do 100 kN. Rejestrację krzywych rozciągania realizowano za pomocą rejestratora elektronicznego przy przełożeniach między prędkością przesuwu belki a prędkością przesuwu taśmy 1:10, 1:20 i 1:50.

Nagrzewanie próbek podczas prób rozciągania odbywało się w piecyku o temperaturze znamionowej 1000°C współpracującym z elektronicznym regulatorem temperatury i termoparą Pt-PtRh umieszczoną w pobliżu długości pomiarowej próbki rozciąganej. Zastosowany układ umożliwiał regulację temperatury z dokładnością \pm 2°C. Próby realizowano w zasadzie w powietrzu, jak również dla niektórych serii próbek w próżni, stosując specjalny zestaw firmy Instron.

Próby rozciągania z szybkością $0,85 \cdot 10^1 \text{ s}^{-1}$ i $1,65 \cdot 10^2 \text{ s}^{-1}$ realizowano na specjalnie zbudowanej maszynie wykorzystując system grzewczy będący na wyposażeniu wcześniej wspomnianej maszyny Instron 1195 (rys. 14). Urządzenie to zaopatrzono w 65 kg swobodnie spadającą masę z wysokości h = 56 cm, co dawało początkową prędkość rozciągania 3,34 m/s. Ponieważ w trakcie rozciągania energia spadającej masy pochłaniana jest przez próbkę, zmniejsza się prędkość spadania masy, a co za tym idzie – prędkość rozciągania i w konsekwencji szybkość odkształcania. Jeżeli przyjąć, że energia zniszczenia próbki jest taka sama



Rys. 14. Schemat urządzenia do dynamicznych prób rozciągania Fig. 14. Scheme of device for dynamic tensile test jak w próbie z szybkością odkształcania $4,2\cdot10^{-1}$ s⁻¹, t.j. około 50 Nm, i uwzględnić tę stratę energii, to końcowa prędkość rozciągania próbki wyniesie około 3,06 m/s, co odpowiada końcowej szybkości odkształcania $1,53\cdot10^2$ s⁻¹. Podobnie uzyskano szybkość $0,85\cdot10^1$ s⁻¹.

W obu próbach rozciągania, statycznej i dynamicznej, ze względu na zmianę długości próbki w trakcie próby, szybkość odkształcania zmniejszała się. Ponieważ zmiany długości próbek były stosunkowo niewielkie (małe wydłużenia próbek), zaniedbano te zmiany określając początkową szybkość rozciągania. Szybkość odkształcania próbki w czasie rozciągania określano z prostej zależności:

 $\varepsilon' = \frac{V_r}{L}$

gdzie:

ε' – początkowa szybkość odkształcania,

vr – prędkość rozciągania,

L – długość pomiarowa próbki.

Dla określenia plastyczności stopów wyznaczano wydłużenie względne ε i przewężenie próbek Z. Wydłużenie liczono jako stosunek przyrostu długości próbek do długości pomiarowej próbki (rys. 13a), a przewężenie jako stosunek redukcji przekroju do przekroju początkowego, zgodnie z normą PN-EN 10002-1+AC1:1998.

Próby skręcania w temperaturze podwyższonej przeprowadzono na plastometrze skrętnym PS-A/78 produkcji Ośrodka Badawczo-Rozwojowego Maszyn Hutniczych Huty "Zygmunt". W plastometrze realizowano pomiar siły osiowej i momentu skręcającego za pomocą mostka tensometrycznego KWS 3072 firmy Hottinger. Kształt i wymiary próbek przedstawiono na rys. 13b. Wartości momentu skręcającego, siły osiowej oraz kąta skręcenia wyznaczano z krzywych skręcania rejestrowanych automatycznie.

Obliczenia naprężenia płynięcia dokonano w oparciu o hipotezę wytężeniową Hubera. Po uwzględnieniu założeń odpowiadających próbie skręcania oraz wymiarów próbek zależności opisujące naprężenie oraz odkształcenie przedstawiają się następująco:

 $\sigma_{\rm p} = \frac{\sqrt{\rm P^2 + 75 M_{\rm S}^2}}{9\pi}$

gdzie:

gdzie:

P - sila osiowa,

Ms - moment skręcający,

σ_p – naprężenie płynięcia.

 $\gamma = \theta \frac{R}{L}$

- odkształcenie w czasie skręcania,

 θ – kat skrecenia

R – promień próbki,

L – długość próbki.

Porównanie odkształcenia w próbach rozciągania i skręcania wymaga przeliczenia odkształcenia y zgodnie z zależnością wyznaczoną przez kryterium von Missesa:

$$\varepsilon_{\rm r} = \frac{\gamma}{\sqrt{3}} = \frac{2\pi\,{\rm n}\,{\rm R}}{\sqrt{3}\,{\rm L}} \tag{22}$$

40

41

(19)

(20)

(21)

probki, próbki

ε_r – odkształcenie w czasie rozciągania,

liczba obrotów podczas skręcania.

gdzie:

n

Stąd wyliczono odkształcenie ε_r dla skręcenia o jeden obrót dla próbki o wymiarach L=20 mm i R=3 mm:

$$\varepsilon_r^{n=1} = 0,544$$
. (23)

Szybkość odkształcania w próbie skręcania wyznaczono z zależności:

$$s' = \frac{2\pi R n}{\sqrt{3 L 60}} [s^{-1}].$$
 (24)

Dla porównania wyników uzyskanych z próby statycznego rozciągania i próby skręcania wyznaczono pierwszą równoważną szybkość skręcania odpowiadającą rozciąganiu z prędkością 500 mm/min i szybkością odkształcania $\varepsilon' = 4,2\cdot10^{-1} \text{ s}^{-1}$, równą 46 obr/min. Drugą szybkość skręcania ustalono na najwyższym poziomie wynikającym z możliwości urządzenia i wymiarów próbki, to jest 1100 obr/min, czemu odpowiada szybkość odkształcania 10 s⁻¹.

Próby skręcania realizowano w temperaturze 500, 600, 700 i 800°C oraz dla niektórych próbek w 300 i 400°C, stosując wygrzewanie próbek przed próbą przez 5 i 60 min. Próbki nagrzewano w piecu silitowym rurowym będącym na wyposażeniu plastometru skrętnego. Na każdy wariant pomiarowy skręcano 3 próbki.

3.3.2. Badania metalograficzne

Badania metalograficzne na mikroskopie świetlnym przeprowadzono dla wybranych próbek po odkształceniu, na zgładach wzdłużnych i poprzecznych do kierunku odkształcania, przygotowując zgłady metodą konwencjonalną. Próbki inkludowano w epidianie i szlifowano na papierach ściernych. W dalszym ciągu próbki polerowano mechanicznie stosując pasty diamentowe. Chemiczne trawienie zgładów odbywało się w odczynnikach zaproponowanych w normie PN-75/H-04512. Obserwacje zgładów prowadzono na mikroskopach świetlnych firmy Reichert i Opton przy powiększeniu 100-1000x.

W celu zbadania substruktury stopów zastosowano technikę transmisyjnej mikroskopii elektronowej z zastosowaniem selektywnej dyfrakcji elektronów, a do obserwacji użyto cienkich folii otrzymanych przez elektroiskrowe odcinanie fragmentów próbek, ścienianie mechaniczne oraz polerowanie elektrolityczne. Do polerowania elektrolitycznego zastosowano odczynnik o składzie zależnym od składu chemicznego badanego stopu. Skład podstawowy przedstawiał się następująco: 50 g $CrO_3 + 400$ ml $H_3PO_4 + 50$ ml H_2O oraz 50 g $CrO_3 + 250$ g kwasu octowego.

Proces polerowania realizowano w temperaturze 20-40°C przy napięciu 7-25 V, co odpowiadało gęstości prądu 0,2-10 A/cm². Obserwacje cienkich folii zrealizowano na mikroskopie elektronowym BS 540 firmy Tesla. Aby nie dopuścić do osadzania się węglowodorów oraz nagrzewania preparatu, w czasie obserwacji zastosowano przystawkę antykontaminacyjną oziębianą ciekłym azotem.

3.3.3. Próby udarności

Próby udarności w temperaturze pokojowej przeprowadzono zgodnie z normą PN-EN 10045-1:1994, natomiast próby udarności w temperaturze podwyższonej – zgodnie z PN-74/H-04372. We wszystkich przypadkach stosowano próbki typu Charpy V z karbem o kącie 45° z wyjątkiem próbek drobnoziarnistych łamanych w temperaturze podwyższonej, które w celu zaostrzenia próby wykonano z karbem nieznormalizowanym o kącie 25°. Próby udarności realizowano na sześciu próbkach w każdej temperaturze badania.

3. Badania własne

3.3.4. Pomiary densometryczne

Pomiary gęstości próbek przed i po odkształceniu plastycznym zrealizowano za pomocą hydrostatycznego ważenia. Ważenie realizowano na odciętych, nieodkształconych łbach próbek wytrzymałościowych i odkształconych ich częściach pomiarowych. Przed ważeniem próbki poddano elektrolitycznemu polerowaniu w celu uzyskania czystej i gładkiej powierzchni. Ważenie odbywało się kilkakrotnie w powietrzu i w bromku etylenu o gęstości 2,17 g/cm³ na wadze szalkowej z dokładnością 0,00001 g. Ważenie w cieczy realizowano w koszyku z drutu miedzianego o średnicy 0,2 mm. Każdą próbkę ważono trzykrotnie i przed ważeniem każdej próbki ważono koszyk.

3.3.5. Pomiary COD

Pomiary przeprowadzono w celu określenia wpływu temperatury próby na wartość COD (Crack Opening Displacement). Ponieważ prowadzenie pomiarów COD w sposób klasyczny w próbie zginania z zastosowaniem specjalnego ekstensometru w temperaturze podwyższonej jest kłopotliwe i w niektórych warunkach niewykonalne, zastosowano próbę uproszczoną [157-159]. Pomiary przeprowadzono w próbie rozciągania na próbkach z naciętymi karbami o określonym i różnym promieniu zaokrąglenia karbu (od 0,1 do 2 mm – rys. 13c). Przed próbą rozciągania w podwyższonej temperaturze dokonano pomiarów i zarejestrowano kształt przekroju wzdłużnego karbu (rys. 15) na mikroskopie projekcyjnym przy dużym powięk-szeniu (50-100x).



- Rys. 15. Schemat określenia wielkości NOD i długości rozciągniętej strefy plastycznej L_{pl}, gdzie: a - profil karbu przed próbą rozciągania, b - profil karbu po próbie rozciągania, R - promień zaokrąglenia karbu
- Fig. 15. Scheme of NOD and length of a plastic zone L_{pl} determination after tensile, where: a notch profile before tensile test, b notch profile after tensile test, R radius of notch's curvature

Po zerwaniu próbki i jej złożeniu ponownie, sześciokrotnie dokonywano pomiarów rozwarcia karbu (NOD – notch opening displacement) i rejestracji jego kształtu. Ekstrapolacja zależności NOD od promienia zaokrąglenia karbu do wartości zero daje wartość COD.

3.3.6. Analiza rentgenowska

Jakościową analizę rentgenowską przeprowadzono na próbkach litych, pobranych z blach, prętów lub wlewków odpowiednio do kierunku odkształcenia plastycznego lub osi odlewania. Do badań wykorzystano dyfraktometr rentgenowski Dron 2,0, stosując filtrowane promieniowanie anody kobaltowej. Do badania składu chemicznego stopu w mikroobszarach

3. Badania własne

Ryszard Nowosielski

wykorzystano mikroanalizator rentgenowski JX3a firmy JEOL, stosując standardowe parametry pracy oraz standardowe metody jakościowe i ilościowe.

3.3.7. Pomiary tarcia wewnętrznego

Tarcie wewnętrzne mierzono na wahadle skrętnym z lusterkowym układem pomiarowym, stosując metodę pomiaru logarytmicznego dekrementu tłumienia przy określonych amplitudach A_0 i A_n , mierząc liczbę drgań. Tłumienie w tym przypadku określano jako:

$$Q^{-1} = \frac{1}{\pi} \ln \frac{A_0}{A_n} .$$
 (25)

Tłumienie mierzono w różnej temperaturze w zakresie od 25 do 700°C. Próby realizowano z szybkością nagrzewania 2 K/min przy różnym przełożeniu oraz stałej wahadła ustalonej najczęściej w zakresie 0,1291-0,4413. Pomiary tłumienia prowadzono przy częstotliwości w zakresie 0,9-1,8 Hz przy maksymalnej amplitudzie odkształcenia mniejszej niż 10⁻⁴ w całym zakresie stosowanej temperatury.

Próbki do badania w postaci drutu o średnicy 1 mm wykonano z prętów wyciskanych na gorąco o średnicy 19 mm, które przeciągano na zimno na średnicę 1 mm, z zastosowaniem wyżarzania międzyoperacyjnego. Po przeciągnięciu próbki wygrzewano w dwóch wariantach, analogicznie jak próbki do prób rozciągania, w celu zróżnicowania wyjściowej wielkości ziarna.

3.3.8. Pomiary energii aktywacji odkształcenia plastycznego

Pomiarów energii aktywacji odkształcenia plastycznego dokonano realizując próby rozciągania w zakresie temperatury 300-900°C ze stałymi prędkościami rozciągania, co odpowiadało szybkościom odkształcania odpowiednio $4,2\cdot10^{-3}$ s⁻¹ i $4,2\cdot10^{-1}$ s⁻¹. Z pomiarów wydłużenia próbki, przy założeniu jej stałej objętości, wyznaczano rzeczywiste przekroje próbki i z krzywej rozciągania wyznaczano rzeczywiste naprężenie płynięcia.

Opierając się na równaniach typu:

$$\sigma \propto \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right)$$
(26)

oraz na analizie regresji liniowej wykreślono zależność log σ - T¹, a odpowiednią energię aktywacji odczytano jako tangens nachylenia otrzymanych prostych.

3.3.9. Statystyczne opracowanie wyników badań

W pracy wystąpiły dwa rodzaje zależności funkcyjnych: liniowe i krzywoliniowe. W celu analizy zależności funkcyjnych i do wykreślenia wykresów posłużono się analizą regresji liniowej w stosunku do zależności liniowych oraz analizą regresji krzywoliniowej w stosunku do zależności nieliniowych. W drugim przypadku zastosowano regresję wielomianową dobierając stopień wielomianu od 3-5. Ostatecznie określono stopień wielomianu w zależności od liczby punktów pomiarowych. W obu przypadkach funkcje regresji wyznaczano przy założonym poziomie ufności 0,95.

Dla wszystkich zależności funkcyjnych w analizowanych przypadkach, tj. zależności wydłużenia, przewężenia, plastyczności i wytrzymałości od temperatury, wyznaczano

współczynniki korelacji określające związki między dwiema zmiennymi: zależną (losową) i zmienną niezależną ustaloną z góry w doświadczeniu (temperatura próby).

Dla regresji liniowej dla zmiennych losowej X i niezależnej T wyznaczano współczynnik korelacji liniowej określany na podstawie obserwacji x_n , t_n (n=1,2,N) według wyrażenia:

$$R_{XT} = \frac{\sum_{n=1}^{N} (x_n - \bar{x})(t_n - \bar{t})}{\sqrt{\sum_{n=1}^{N} (x_n - \bar{x})^2 \sum_{n=1}^{N} (t_n - \bar{t})^2}} = \frac{m_{xt}}{s_x s_t}$$
(27)

gdzie:

m_{xt} - moment korelacyjny zmiennych X i T,

 s_x – odchylenie standardowe zmiennej losowej X,

st – odchylenie standardowe zmiennej T.

W przypadku gdy zależność między zmiennymi wyznaczona przez smugę na wykresie punktowym korelacji nie była liniowa, wyznaczano współczynnik korelacji krzywoliniowej, zwany też wskaźnikiem korelacji, określony wzorem:

$$R_{x\hat{x}} = \frac{\sum_{n=1}^{N} (x_n - \overline{x}) (\hat{x}_n - \overline{x})}{\sqrt{\sum_{n=1}^{N} (x_n - \overline{x})^2 \sum_{n=1}^{N} (\hat{x}_n - \overline{x})^2}} = \frac{m_{x\hat{x}}}{s_x s_{\hat{x}}}$$
(28)

przy czym funkcja regresji $\hat{\mathbf{x}}_n = \hat{\mathbf{x}}(t_n)$ zawiera efekt nieliniowy.

Wyznaczano również stosunek korelacji η^2 (29) jako stosunek zmienności punktów funkcji regresji $\dot{x}(t)$ do zmienności punktów obserwowanych x(t).

$$\eta_{x\,\hat{x}}^{2} = \frac{\frac{1}{N} \sum_{n=1}^{N} (\hat{x}_{n} - \overline{x})^{2}}{\frac{1}{N} \sum_{n=1}^{N} (x_{n} - \overline{x})^{2}}$$
(29)

Przeprowadzono również badania istotności otrzymanych współczynników korelacji oraz funkcji regresji stosując test F Snedecora, oparty na analizie wariancji w równaniu regresji.

3.4. Wyniki badań

3.4.1. Wyniki prób rozciągania mosiądzu CuZn1

Wyniki prób rozciągania mosiądzu CuZn1 przeprowadzone w temperaturze podwyższonej wykazują, że temperatura minimalnej plastyczności (TMP) występuje we wszystkich analizowanych przypadkach, niezależnie od wyjściowej wielkości ziarna i zastosowanej szybkości odkształcania (rys. 16 i 17). Dla mniejszej wyjściowej wielkości ziarna (24 µm) zakres TMP lokuje się w wyższym zakresie temperatury 600-800°C, a dla większej wielkości ziarna (64 µm) – w zakresie 400-600°C. Zależność TMP od szybkości odkształcania dla mniejszej





Rys. 16. Zależność wydłużenia i przewężenia od temperatury rozciągania mosiądzu CuZn1 o wielkości ziarna 24 μm rozciąganego z szybkością odkształcania: 1 - 4,2·10⁻³ s⁻¹, 2 - 4,2·10⁻¹ s⁻¹, 3 - 0,85·10¹ s⁻¹, 4 - 1,65·10² s⁻¹

Fig. 16. Elongation and reduction of area versus tensile test temperature for CuZn1 brass, with initial grain size of 24 μ m, pulled with strain rate: $1 - 4.2 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, $2 - 4.2 \cdot 10^{-1} \text{ s}^{-1}$, $3 - 0.85 \cdot 10^{1} \text{ s}^{-1}$, $4 - 1.65 \cdot 10^{2} \text{ s}^{-1}$



- Rys. 17. Zależność wydłużenia i przewężenia od temperatury rozciągania mosiądzu CuZn1 o wielkości ziarna 64 µm rozciąganego z szybkością odkształcania: 1 4,2·10⁻³ s⁻¹, 2 4,2·10⁻¹ s⁻¹, 3 0,85·10¹ s⁻¹, 4 1,65·10² s⁻¹
- Fig. 17. Elongation and reduction of area versus tensile test temperature for CuZn1 brass, with initial grain size of 64 µm, pulled with strain rate: 1 4.2·10⁻³ s⁻¹, 2 4.2·10⁻¹ s⁻¹, 3 0.85·10¹ s⁻¹, 4 1.65·10² s⁻¹



Fig. 18. Tensile strength versus tensile test temperature for CuZn1 brass

wielkości ziarna wykazuje tendencję spadkową wraz ze wzrostem szybkości odkształcania do około 820°C dla szybkości $4,2\cdot10^{-3}$ s⁻¹ i do około 590°C dla szybkości $1,65\cdot10^2$ s⁻¹. Natomiast dla większej wyjściowej wielkości ziarna (64 µm) najniższą TMP stwierdzono dla szybkości odkształcania $4,2\cdot10^{-1}$ s⁻¹ (rys. 16 i 17).

Pomiary wytrzymałości mosiądzu CuZn1 przeprowadzone dla obu analizowanych wyjściowych wielkości ziarna oraz szybkości odkształcania $4,2\cdot10^{-3}$ s⁻¹ i $4,2\cdot10^{-1}$ s⁻¹ ujawniają, że zależność wytrzymałości od temperatury badania ma prawie liniowy przebieg, monotonicznie zmniejszając się wraz ze wzrostem temperatury badania, co zilustrowano na rys. 18.

3.4.2. Wyniki prób rozciągania mosiądzu CuZn4

Próby rozciągania mosiądzu CuZn4 przeprowadzone w temperaturze podwyższonej wykazują, że TMP występuje we wszystkich analizowanych przypadkach niezależnie od wyjściowej wielkości ziarna i zastosowanej szybkości odkształcania (rys. 19 i 20). Dla obu

46

3. Badania własne



Rys. 19. Zależność wydłużenia i przewężenia od temperatury rozciągania mosiądzu CuZn4 o wielkości ziarna 22 µm rozciąganego z szybkością odkształcania: 1 - 4,2·10⁻³ s⁻¹, 2 - 4,2·10⁻¹ s⁻¹, 3 - 0,85 10¹ s⁻¹, 4 - 1,65 10⁸ s⁻¹

Fig. 19. Elongation and reduction of area versus tensile test temperature for CuZn4 brass, with initial grain size of 22 μ m, pulled with strain rate: $1 - 4.2 \cdot 10^{-3} s^{-1}$, $2 - 4.2 \cdot 10^{-1} s^{-1}$, $3 - 0.85 \cdot 10^{1} s^{-1}$, $4 - 1.65 \cdot 10^{2} s^{-1}$





Fig. 20. Elongation and reduction of area versus tensile test temperature for CuZn4 brass, with initial grain size of 229 μ m, pulled with strain rate: $1 - 4.2 \cdot 10^{-3} s^{-1}$, $2 - 4.2 \cdot 10^{-1} s^{-1}$, $3 - 0.85 \cdot 10^{1} s^{-1}$, $4 - 1.65 \cdot 10^{2} s^{-1}$



49

Rys. 21. Zależność wytrzymałości mosiądzu CuZn4 od temperatury rozciągania



wyjściowych wielkości ziarna (22 µm i 229 µm) zakres TMP lokuje się w zakresie temperatury 500-600°C. Zależność TMP od szybkości odkształcania dla większej wielkości ziarna wykazuje tendencję wzrostową wraz ze wzrostem szybkości odkształcania i wynosi 480--540°C dla szybkości $4,2\cdot10^{-5}$ s⁻¹ do około 620°C dla szybkości $1,65\cdot10^2$ s⁻¹. Natomiast dla mniejszej wyjściowej wielkości ziarna najniższą TMP stwierdzono dla szybkości odkształcania $4,2\cdot10^{-1}$ s⁻¹ (około 500°C – rys. 19).

Pomiary wytrzymałości mosiądzu CuZn4 przeprowadzone dla obu analizowanych wyjściowych wielkości ziarna oraz szybkości odkształcania $4,2\cdot10^{-3}$ s⁻¹ i $4,2\cdot10^{-1}$ s⁻¹ umożliwiają stwierdzenie, że zależność wytrzymałości od temperatury badania ma przebieg monotoniczny zmniejszając się wraz ze wzrostem temperatury badania, co zilustrowano na rys. 21.

3.4.3. Wyniki prób rozciągania mosiądzu CuZn10

Próby rozciągania mosiądzu CuZn10 przeprowadzone w temperaturze podwyższonej wykazują, że temperatura minimalnej plastyczności (TMP) występuje we wszystkich



Rys. 22. Zależność wydłużenia i przewężenia od temperatury rozciągania mosiądzu CuZn10 o wielkości ziarna 24 μ m rozciąganego z szybkością odkształcania: 1 - 4,2 10^{-3} s⁻¹, 2 - 4,2 10^{-1} s⁻¹, 3 - 0,85 10' s', 4 - 1,65 102 s'

Fig. 22. Elongation and reduction of area versus tensile test temperature for CuZn10 brass, with initial grain size of 24 μ m, pulled with strain rate: 1 - 4.2.10⁻³ s⁻¹, 2 - 4.2.10⁻¹ s⁻¹, 3 - 0.85-10' s⁻¹, $4 - 1.65 \cdot 10^2 \, \text{s}^{-1}$



- Rys. 23. Zależność wydłużenia i przewężenia od temperatury rozciągania mosiądzu CuZn10 o wielkości ziarna 185 μm rozciąganego z szybkością odkształcania: 1 - 4,2·10⁻³ s⁻¹, 2 - 4,2·10⁻¹ s⁻¹, $3 - 0.85 \cdot 10^{1} s^{-1}, 4 - 1.65 \cdot 10^{2} s^{-1}$
- Fig. 23. Elongation and reduction of area versus tensile test temperature for CuZn10 brass, with initial grain size of 185 µm, pulled with strain rate: 1 - 4.2.10-3 s-1, 2 - 4.2.10-1 s-1, 3 - 0.85.101 s-1, $4 - 1.65 \cdot 10^2 \, \text{s}^{-1}$



3. Badania własne



analizowanych przypadkach niezależnie od wyjściowej wielkości ziarna i zastosowanej szybkości odkształcania (rys. 22 i 23). Dla mniejszej wyjściowej wielkości ziarna (24 µm) zakres TMP lokuje się w zakresie 380-650°C, a dla większej wielkości ziarna (185 µm) w zakresie 450-700°C. Zależność TMP od szybkości odkształcania dla mniejszej wielkości ziarna wykazuje tendencję wzrostową wraz ze wzrostem szybkości odkształcania do około 390°C dla szybkości 4,2·10⁻³ s⁻¹ i do około 650°C dla szybkości 1,65·10² s⁻¹ (rys. 22). Natomiast dla większej wyjściowej wielkości ziarna najniższa TMP stwierdzono dla szybkości odkształcania 4,2·10⁻¹ s⁻¹ (rys. 23). TMP określana na podstawie wyników wydłużenia i przewężenia koreluje ze sobą, z wyjątkiem wyników uzyskanych dla dużej wielkości ziarna i szybkości odkształcania 0,85.10 s⁻¹.

Pomiary wytrzymałości mosiadzu CuZn10 przeprowadzone dla obu analizowanych wyjściowych wielkości ziarna oraz szybkości odkształcania 4,2·10⁻³ s⁻¹ i 4,2·10⁻¹ s⁻¹ ujawniaja, że zależność wytrzymałości od temperatury badania ma przebieg monotoniczny zmniejszając się wraz ze wzrostem temperatury badania, co zilustrowano na rys. 24.



Rys. 25. Zależność wydłużenia i przewężenia od temperatury rozciągania mosiądzu CuZn32 o wielkości ziarna 16 μm rozciąganego z szybkością odkształcania: 1 - 4,2·10⁻³ s⁻¹, 2 - 4,2·10⁻¹ s⁻¹, 3 - 0,85·10¹ s⁻¹, 4 - 1,65·10² s⁻¹

Fig. 25. Elongation and reduction of area versus tensile test temperature for CuZn32 brass, with initial grain size of 16 μ m, pulled with strain rate: $1 - 4.2 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, $2 - 4.2 \cdot 10^{-1} \text{ s}^{-1}$, $3 - 0.85 \cdot 10^{1} \text{ s}^{-1}$,



- Rys. 26. Zależność wydłużenia i przewężenia od temperatury rozciągania mosiądzu CuZn32 o wielkości ziarna 274 μm rozciąganego z szybkością odkształcania: 1 - 4,2·10⁻¹ s⁻¹, 2 - 4,2·10⁻¹ s⁻¹, 3 - 0,85·10¹ s⁻¹, 4 - 1,65·10² s⁻¹
- Fig. 26. Elongation and reduction of area versus tensile test temperature for CuZn32 brass, with initial grain size of 274 μ m, pulled with strain rate: $1 4.2 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, $2 4.2 \cdot 10^{-1} \text{ s}^{-1}$, $3 0.85 \cdot 10^{1} \text{ s}^{-1}$, $4 1.65 \cdot 10^{2} \text{ s}^{-1}$

3.4.4. Wyniki prób rozciągania mosiądzu CuZn32

Próby rozciągania mosiądzu CuZn32 przeprowadzone w temperaturze podwyższonej wykazują, że temperatura minimalnej plastyczności (TMP) występuje we wszystkich

3. Badania własne







analizowanych przypadkach niezależnie od wyjściowej wielkości ziarna i zastosowanej szybkości odkształcania (rys. 25 i 26). Dla mniejszej wyjściowej wielkości ziarna (16 μ m) zakres TMP lokuje się w zakresie temperatury 550-610°C, a dla większej wielkości ziarna (274 μ m) w zakresie 450-630°C. Zależność TMP od szybkości odkształcania dla mniejszej wielkości ziarna wykazuje tendencję spadkową wraz ze wzrostem szybkości odkształcania około 600°C dla szybkości 4,2·10⁻³ s⁻¹ i do około 550°C dla szybkości 1,65·10² s⁻¹ (rys. 25). Natomiast dla większej wyjściowej wielkości ziarna najniższą TMP stwierdzono dla szybkości odkształcania 4,2·10⁻³ s⁻¹ (rys. 26). TMP określana na podstawie wyników wydłużenia i przewężenia koreluje ze sobą, z wyjątkiem wyników uzyskanych dla dużej wielkości ziarna i szybkości odkształcania 4,2·10⁻¹ s⁻¹ (rys. 26).

Pomiary wytrzymałości mosiądzu CuZn32 przeprowadzone dla obu analizowanych wyjściowych wielkości ziarna oraz szybkości odkształcania $4,2\cdot10^{-3}$ s⁻¹ i $4,2\cdot10^{-1}$ s⁻¹ umożliwiają stwierdzenie, że zależność wytrzymałości od temperatury badania ma przebieg monotoniczny zmniejszając się wraz ze wzrostem temperatury badania (rys. 27).

52



Rys. 28. Zależność wydłużenia i przewężenia od temperatury rozciągania odlewanych mosiądzów CuZn32 (a) i CuZn27Ni18 (b) oraz miedzioniklu CuNi25 (c) rozciąganych z szybkością odkształcania: 1 - 4,2·10⁻³ s⁻¹, 2 - 4,2·10⁻¹ s⁻¹

Fig. 28. Elongation and reduction of area versus tensile test temperature for cast alloys: a) CuZn32, b) CuZn27Ni18 and c) CuNi25, pulled with strain rates: $1 - 4.2 \cdot 10^{-3} s^{-1}$, $2 - 4.2 \cdot 10^{-1} s^{-1}$

3. Badania własne

3.4.5. Wyniki prób rozciągania odlewanych stopów miedzi

Wyniki prób rozciągania próbek z odlewanych mosiądzów CuZn32 i CuZn27Ni18 oraz odlewanego miedzioniklu CuNi25 wykazują występowanie TMP we wszystkich analizowanych przypadkach (rys. 28). Dla mosiądzu CuZn32 zakres TMP określono jako 450--650°C, dla CuZn27Ni18 również jako 450-650°C, a dla miedzioniklu CuNi25 600-800°C. Dla wszystkich stopów zaobserwowano tendencję przemieszczania się TMP do wyższej temperatury wraz ze wzrostem szybkości odkształcania w zakresie 4,2·10⁻³ s⁻¹-4,2·10⁻¹ s⁻¹. Stwierdzono również, że zakres TMP jest wyraźnie wyższy dla miedzioniklu CuNi25 niż dla mosiądzów CuZn32 i CuZn27Ni18.

3.4.6. Wyniki prób skręcania w podwyższonej temperaturze

Wysokotemperaturowe próby skręcania odlewanych mosiądzów CuZn32 oraz CuZn27Ni18 wykazują, podobnie jak dla rozciągania, występowanie temperatury minimalnej plastyczności, która zmienia się w zależności od składu chemicznego stopów, zastosowanej szybkości odkształcania oraz czasu wygrzewania próbek przed rozpoczęciem próby (rys. 29). Dla mosiądzu CuZn32 odkształcanego z szybkością 4,2·10⁻¹ s⁻¹ i wygrzewanego przez 5 min TMP wynosi około 480°C, a dla odkształcanego z szybkością 10 s⁻¹ – około 450°C. Natomiast dla mosiądzu CuZn27Ni18 wygrzewanego przez 5 min i odkształcanego z szybkością 4,2·10⁻¹ s⁻¹ TMP wynosi około 530°C, a dla mosiądzu odkształcanego z szybkością 10 s⁻¹ – około 650°C. Poziom wartości odkształcenia do zniszczenia obu badanych mosiądzów generalnie jest mniejszy w przypadku wygrzewania przed próbą skręcania przez 5 min, a większy po wygrzewaniu przed próbą wynoszącym 60 min. W szczególności największe różnice w poziomie wartości odkształcenia próbek obserwowano w zakresie temperatury odpowiadającym TMP (rys. 29).



Rys. 29. Zależność odkształcenia w funkcji temperatury skręcania odlewanych mosiądzów dla różnych szybkości odkształcania: 4,2·10⁻¹ s⁻¹ - krzywe 1 i 3, 10 s⁻¹ - krzywe 2 i 4; czas wygrzewania próbek przed odkształcaniem: a) 5 min, b) 60 min

Fig. 29. Deformation of cast brasses versus torsion temperature for different strain rates: $4.2 \cdot 10^{-1} s^{-1}$ - curves 1 and 3, $10 s^{-1}$ - curves 2 and 4; time of samples holding before deformation: a) 5 min, b) 60 min

Ryszard Nowosielski





Fig. 30. Influence of a torsion temperature for maximal flow stress of cast brasses, held before deformation during 5 and 60 min, and deformed with strain rate of 4.2 · 10⁻¹ s⁻¹

Pomiary maksymalnego naprężenia uplastyczniającego w zależności od temperatury badania wskazują na podobny przebieg tej zależności dla badanych wariantów. Dla odlewanego mosiądzu CuZn32 stwierdzono monotoniczny i zbliżony do liniowego przebieg zmian maksymalnego naprężenia uplastyczniającego w zależności od temperatury badania. Wartości maksymalnego naprężenia uplastyczniającego zmniejszają się wraz ze wzrostem temperatury skręcania dla obu badanych szybkości odkształcania oraz obu badanych wartości czasu wygrzewania (rys. 30 i 31). Wartości maksymalnego naprężenia uplastyczniającego dla mosiądzu CuZn32 są generalnie większe po krótszym wygrzewaniu przed próbą skręcania (rys. 30 i 31), niezależnie od zastosowanej szybkości odkształcania.

Dla odlewanego mosiądzu CuZn27Ni18 również stwierdzono monotoniczne zmiany wartości maksymalnego naprężenia uplastyczniającego od temperatury skręcania, jakkolwiek ich przebieg odbiega znacznie od zależności liniowej. Wartości maksymalnego naprężenia uplastyczniającego są wyraźnie wyższe po krótszym wygrzewaniu przed próbą skręcania



- Rys. 31. Wpływ temperatury skręcania na maksymalne naprężenie uplastyczniające mosiądzów odlewanych, wygrzewanych przed próbą przez 5 i 60 min i odkształcanych z szybkością 10 s⁻¹
- Fig. 31. Influence of a torsion temperature for maximal flow stress of cast brasses, held before deformation during 5 and 60 min, and deformed with strain rate of 10 s⁻¹

dopiero dla wyższej temperatury skręcania (rys. 30 i 31), co odróżnia wspomniane charakterystyki od mosiądzu CuZn32.

3.4.7. Wyniki pomiarów udarności mosiądzów

Pomiary udarności zrealizowano w temperaturze podwyższonej w zakresie 300-800°C, oraz w temperaturze pokojowej dla próbek wyżarzanych przez 100 godzin w zakresie temperatury 300-750°C, dla stopu CuZn10 o wyjściowej wielkości ziarna 24 i 185 µm. Wyniki badań gruboziarnistego stopu CuZn10 wykazują występowanie minimalnej pracy łamania około 30 J w temperaturze 500°C. Praca łamania w temperaturze 300°C wynosi około 112 J, a w temperaturze 700°C – około 80 J (rys. 32). Zmiany udarności podczas badania w kolejnych temperaturach są stosunkowo niewielkie, co powoduje, że przebieg krzywej zależności pracy łamania od temperatury badania jest "łagodny". W zakresie temperatury 300-350°C









Rys. 33. Zależność udarności badanej w temperaturze pokojowej, w funkcji temperatury wyżarzania mosiądzu CuZn10 o różnej wyjściowej wielkości ziarna

Fig. 33. Relationship of toughness, tested at room temperature, as a function of annealing temperature, for CuZn10 brass with different initial grain size

i 700-750°C próbki nie ulegają złamaniu, lecz tylko zgięciu, pomimo zastosowania najostrzejszych warunków próby według Polskiej Normy.

Próby udarności drobnoziarnistego mosiądzu CuZn10 zrealizowano na próbkach z karbem o nieznormalizowanym kącie 25°, ponieważ większość prób udarności z karbem znormalizowanym kończyła się zgięciem próbek, a nie ich złamaniem. Badania te wykazują, że w zależności udarności od temperatury badania występuje stosunkowo szeroki zakres temperatury (400-650°C), w którym praca łamania osiąga wartości minimalne na poziomie około

3. Badania własne

8 J (rys. 33). W zakresie temperatury 300-400°C i 700-800°C obserwowano duże zmiany pracy łamania od około 88 do 6 J i odpowiednio od 18 do 72 J (rys. 32).

Pomiary udarności w temperaturze pokojowej mosiądzów CuZn10 wyżarzonych w zakresie 300-750°C wykazują, że udarność ich zależy od wyjściowej wielkości ziarna i generalnie może być opisana liniową zależnością od temperatury badania (rys. 33). Dla mosiądzu o wyjściowej wielkości ziarna 185 µm zmiany pracy łamania w funkcji temperatury wyżarzania są bardzo niewielkie (rys. 33). Natomiast dla mosiądzu o wyjściowej wielkości ziarna 24 µm zmiany pracy łamania są większe i generalnie udarność zmniejsza się wraz ze wzrostem temperatury wyżarzania (rys. 33), co prawdopodobnie związane jest ze wzrostem wielkości ziarna w trakcie wyżarzania. Poziomy udarności dobrze korelują z udarnością stopu gruboziarnistego i udarnością stopu drobnoziarnistego wyżarzonego w temperaturze 750°C.

3.4.8. Wyniki pomiarów COD

W wyniku przeprowadzonych prób rozciągania z dwiema szybkościami odkształcania i pomiarów karbu zrealizowanych dla mosiądzu CuZn10 oraz CuZn32 o dużej wielkości ziarna określono wartości NOD w zależności od temperatury próby i wielkości zaokrąglenia karbu (rys. 34). W wyniku ekstrapolacji wartości NOD w funkcji promienia zaokraglenia karbu do wartości R = 0 (R - promień zaokrąglenia karbu) otrzymano wartości COD dla różnych wartości temperatury rozciągania (rys. 34).

Analiza zależności wartości COD od temperatury rozciągania wskazuje, że wartość COD mosiądzu CuZn10 rozciąganego z szybkością odkształcania 4,2·10⁻¹ s⁻¹ zależy od temperatury rozciągania i osiąga wartość minimalną w temperaturze 500°C (rys. 35a). Natomiast mosiądz CuZn32 rozciągany z szybkością odkształcania 4,2·10⁻³ s⁻¹ minimalną wartość COD uzyskuje w temperaturze 600°C (rys. 35b).



Rys. 34. Zależność NOD od promienia karbu oraz temperatury rozciągania dla mosiądzu: a) CuZn10 o wielkości ziarna 185 μ m, odkształcanego z szybkością 4,2 $\cdot 10^{-1}$ s⁻¹, b) CuZn32 o wielkości ziarna 16 μm, odkształcanego z szybkością 4,2·10⁻³ s⁻¹

Fig. 34. Relationship of NOD as a function of radius of notch and tensile test temperature for brass: a) CuZn10 with initial grain size of 185 μm , deformed with strain rate of $4.2 \cdot 10^{-1} \text{ s}^{-1}$, b) CuZn32 with initial grain size of 16 μ m, deformed with strain rate of $4.2 \cdot 10^{-3} s^{-1}$





Fig. 35. Relationship of COD against tensile test temperature for brass: a) CuZn10 with initial grain size of 185 μ m, deformed with strain rate of $4.2 \cdot 10^{-1} \text{ s}^{-1}$, b) CuZn32 with initial grain size of 16 μ m, deformed with strain rate of $4.2 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$

3.4.9. Wyniki badań metalograficznych na mikroskopie świetlnym

Badania metalograficzne mosiądzu CuZn1

W wyniku badań próbek o wyjściowej wielkości ziarna 24 µm po rozciąganiu z szybkością $4,2\cdot10^{-3}$ s⁻¹ w zakresie temperatury 300-350°C ujawniono drobnoziarnistą strukturę roztworu stałego α o wielkości ziarna porównywalnej z wielkością wyjściową, z wtrąceniami niemetalicznymi. Ziarna roztworu stałego są w niewielkim stopniu wydłużone w kierunku rozciągania (rys. 36a). Wydłużenie ziaren zmniejsza się wraz ze wzrostem temperatury odkształcania, natomiast zwiększa się zróżnicowanie ich wielkości (rys. 36b). Pęknięcia i mikroszczeliny lokalizują się na granicach ziaren najczęściej w towarzystwie obszarów gruboziarnistych. Wraz z temperaturą odkształcania wzrasta liczba pęknięć.

Po rozciąganiu w temperaturze 500°C obserwuje się całkowity zanik wydłużonych ziaren roztworu stałego α oraz pojawienie się drobnych zrekrystalizowanych ziaren na powierzchni próbki (rys. 36c) z licznymi pęknięciami przebiegającymi od powierzchni w głąb próbki (rys. 36d). Jednocześnie wraz ze wzrostem temperatury odkształcania w zakresie 600-800°C obserwuje się wzrost wielkości ziaren oraz zwiększenie niejednorodności ich wielkości, a zwiększająca się liczba mikroszczelin łączy się ze sobą w układy pęknięć (rys. 36). Po rozciąganiu w temperaturze powyżej 900°C obserwuje się strukturę zrekrystalizowanych ziaren o zmniejszającym się zróżnicowaniu wielkości ziarna.

W strukturze stopu CuZn1 o wielkości ziarna 64 μ m po odkształcaniu z szybkością 4,2·10⁻³ s⁻¹ w zakresie temperatury 300-350°C ujawniono niewielkie wydłużenie ziaren bez wyraźnych pęknięć. Wielkość ziarna po odkształceniu jest porównywalna z wielkością wyjściową. Po odkształceniu w 400°C wydłużenie ziaren w kierunku rozciągania nie występuje, obserwowano natomiast pęknięcia na granicach ziaren oraz nieliczne ślady niejednorodnego odkształcania oraz przebiegu procesów aktywowanych cieplnie w obszarze granic ziaren (rys. 37). Wzrost temperatury rozciągania w zakresie 500-650°C prowadzi do powstania pęknięć wewnątrz i na powierzchni próbek, przy w niewielkim stopniu zwiększającej



Rys. 36. Struktura stopu CuZn1 o wyjściowej wielkości ziarna 24 µm odkształcanego z szybkością 4,2·10⁻³ s⁻¹ w temperaturze: a) 350°C, b) 450°C, c) 500°C, d) i e) 600°C, f) 750°C

Fig. 36. Structure of CuZn1 brass with initial grain size of 24 μm, deformed with strain rate of 4.2·10⁻³ s⁻¹, at temperature of: a) 350°C, b) 450°C, c) 500°C, d) and e) 600°C, f) 750°C

się wielkości ziaren oraz zwiększającej się niejednorodności ich wielkości (rys. 37e,f). W tym zakresie temperatury obserwowano duże ziarna o długich "ząbkowanych" granicach z pęknięciami wzdłuż tego typu granic i śladami przebiegu procesów aktywowanych cieplnie. Duża liczba pęknięć lokalizuje się na granicach ziaren w pobliżu obszarów o większej wielkości ziarna. Po odkształcaniu powyżej 750°C obserwowano strukturę zrekrystalizowanych ziaren roztworu stałego α o zmniejszającej się niejednorodności wielkości ziarna.

roztworu statego u o zinnejszającej się inejstanorodnostrovanostr



Rys. 37. Struktura stopu CuZn1 o wyjściowej wielkości ziarna 64 µm odkształcanego z szybkością 4,2-10⁻³ s⁻¹ w temperaturze: a) 300°C, b) 350°C, c) 400°C, d) 450°C, e) 550°C, f) 650°C

Fig. 37. Structure of CuZn1 brass, with initial grain size of 64 μm, deformed with strain rate of 4.2·10⁻³ s⁻¹, at temperature of: a) 300°C, b) 350°C, c) 400°C, d) 450°C, e) 550°C, f) 650°C

przy czym wydłużenie ziaren ze wzrostem temperatury intensywnie się zmniejsza, natomiast zwiększa się niejednorodność wielkości ziarna (rys. 38a). Pęknięcia i mikroszczeliny lokalizują się na granicach ziaren w strefach zmiany wielkości ziarna. Po rozciąganiu w 500°C wydłużenie ziaren nie występuje, a liczba pęknięć zwiększa się w porównaniu z próbkami rozciąganymi z szybkością 4,2·10⁻³ s⁻¹. Zwiększa się również niejednorodność wielkości ziarna oraz liczba pęknięć wewnątrz i na powierzchni próbek (rys. 38b,c). Odkształcanie w zakresie 550-700°C powoduje utworzenie struktury o dużej liczbie pęknięć lokalizujących się na granicach i wewnątrz ziaren w strefach styku obszarów grubo- i drobnoziarnistych



Rys. 38. Struktura stopu CuZn1 o wyjściowej wielkości ziarna 24 µm odkształcanego z szybkością 4,2·10⁻¹ s⁻¹ w temperaturze: a) 400°C, b) i c) 500°C, d) 650°C, e) 700°C, f) 750°C

Fig. 38. Structure of CuZn1 brass, with initial grain size of 24 μm, deformed with strain rate of 4.2·10⁻¹ s⁻¹, at temperature of: a) 400°C, b) and c) 500°C, d) 650°C, e) 700°C, f) 750°C

(rys. 38d-f). Zaobserwowano również większą tendencję do łączenia się mikroszczelin w większe pęknięcia. Ponadto następuje jednoczesny wzrost wielkości ziarna w miarę podwyższenia temperatury rozciągania (rys. 38). Po odkształcaniu powyżej 800°C w próbkach występuje struktura zrekrystalizowanych ziaren roztworu stałego α o malejącym zróżnicowaniu wielkości ziaren oraz malejącej liczbie pęknięć.

Po rozciąganiu gruboziarnistego stopu CuZn1 z szybkością $4,2\cdot10^{-1}$ s⁻¹ w zakresie temperatury 300-350°C obserwowano wydłużone w kierunku rozciągania ziarna roztworu stałego α (rys. 39a). Po odkształceniu w 350°C występują sporadycznie nieliczne pęknięcia (rys. 39b).



Rys. 39. Struktura stopu CuZn1 o wyjściowej wielkości ziarna 64 µm odkształcanego z szybkością 4,2 10' s' w temperaturze: a) 300°C, b) 350°C, c) 450°C, d) i e) 500°C, f) 550°C, g) 650°C, h) 750°C

Fig. 39. Structure of CuZn1 brass with initial grain size of 64 µm, deformed with strain rate of 4.2·10⁻¹ s⁻¹, at temperature of: a) 300°C, b) 350°C, c) 450°C, d) and e) 500°C, f) 550°C, g) 650°C, h) 750°C

3. Badania własne

Obserwowano również sporadycznie ślady niejednorodnego odkształcania i przebiegu procesów aktywowanych cieplnie. Liczba pęknięć wyraźnie się zwiększa po odkształceniu w zakresie 400-500°C i pozostaje podobna po odkształceniu w zakresie temperatury do 700°C (rys. 37). W zakresie 550-700°C pęknięcia przebiegają najczęściej wzdłuż granic ziaren, którym sporadycznie towarzyszą ślady przebiegu procesów aktywowanych cieplnie. W całym zakresie badanej temperatury wielkość ziarna jest zbliżona do wielkości wyjściowej (rys. 39f-h). Obserwowane pęknięcia przebiegają wzdłuż granic ziaren, najczęściej granic "ząbkowanych", chociaż ostatni z wymienionych efektów dla analizowanej większej szyb-kości odkształcania występuje rzadziej niż dla 4,2·10⁻³ s⁻¹. W miarę wzrostu temperatury odkształcania w zakresie 550-700°C wyraźniej obserwowano tendencję do łączenia się mikro-szczelin i pęknięć w większe pęknięcia (rys. 39). Po odkształcaniu w temperaturze powyżej 850°C występuje struktura zrekrystalizowanych ziaren o mało zróżnicowanej wielkości ziarna.

Rozciąganie stopu CuZn1 realizowane z szybkością odkształcenia 0,85·10¹ s⁻¹ i 1,65·10² s⁻¹ generalnie prowadzi do powstawania podobnej struktury odpowiednio do stosowanej temperatury odkształcania i dla określonej wyjściowej wielkości ziarna. Odkształcanie stopu gruboziarnistego w 300°C ze wspomnianymi szybkościami odkształcania prowadzi do powstania struktury o nieznacznie wydłużonych ziarnach w kierunku odkształcenia plastycznego z nielicznymi śladami niejednorodnego odkształcenia oraz nielicznymi pęknięciami po granicach ziaren, najczęściej w obszarze wskazującym na niejednorodne odkształcenie.

Wzrost temperatury odkształcania w zakresie 350-450°C prowadzi do powstawania struktury z efektami opisanymi dla próbek rozciąganych w 300°C, z silnie zanikającą tendencją do kierunkowości struktury (rys. 40). Po odkształcaniu w wymienionym zakresie temperatury obserwowano ponadto powstawanie obszarów o zróżnicowanej wielkości ziarna z pęknięciami lokalizującymi się najczęściej w strefach na granicy styku obszarów gruboziarnistych i drobnoziarnistych. Ostatnio opisana tendencja nasila się w wyższych temperaturach wspomnianego zakresu. Sporadycznie występują również pęknięcia przebiegające od powierzchni w głąb próbek.

Po rozciąganiu w temperaturze 500-650°C w dolnym zakresie tego przedziału częściej występują pęknięcia powstające na powierzchni próbek, natomiast w całym wspomnianym przedziałe temperatury nadal występuje struktura o zróżnicowanej wielkości ziarna z licznymi pęknięciami przebiegającymi po granicach obszarów gruboziarnistych i drobnoziarnistych (rys. 40c-f). Jednocześnie znacznie wyraźniej obserwowano pęknięcia przebiegające po granicach ziaren w towarzystwie śladów przebiegu procesów aktywowanych cieplnie. Zmniejszająca się wraz ze wzrostem temperatury odkształcania tendencja do powstawania obszarów o zróżnicowanej wielkości ziarna utrzymuje się po odkształceniu w zakresie do 750°C (rys. 40g). Efektowi temu towarzyszy zmniejszanie się liczby pęknięć.

Rozciąganie w zakresie temperatury powyżej 800°C prowadzi do powstawania struktury o zrekrystalizowanych ziarnach o mało zróżnicowanej wielkości z niewielką liczbą pęknięć (rys. 40h).

Rozciąganie drobnoziarnistego stopu CuZn1 w zakresie 300-450°C prowadzi do powstawania struktury o wydłużonych ziarnach w kierunku odkształcenia plastycznego, o niejednorodnej wielkości ziarna, z pęknięciami po granicach ziaren lokalizujących się w strefach zmiany wielkości ziarna (rys. 41a-d). Wydłużenie ziaren, wyraźnie widoczne dla niższych temperatur wspomnianego zakresu, zanika po odkształceniu w wyższej temperaturze. Pozostaje jednak nadal, a nawet nasila się efekt powstawania struktury o zróżnicowanej wielkości ziarna przy generalnej tendencji do wzrostu wielkości ziarna (rys. 41). Pęknięcia w większej liczbie nadal lokalizują się na granicach ziaren na obrzeżach obszarów gruboziarnistych. Dalszy wzrost temperatury odkształcania w zakresie 500-700°C prowadzi



Rys. 40. Struktura stopu CuZn1 o wyjściowej wielkości ziarna 64 µm odkształcanego z szybkością: a) 0,85·10¹ s⁻¹ w 350°C, b) 1,65·10² s⁻¹ w 400°C, c) 0,85·10¹ s⁻¹ w 500°C, d) 0,85·10² s⁻¹ w 550°C, e) 1,65·10² s⁻¹ w 500°C, f) 0,85·10² s⁻¹ w 600°C, g) 1,65·10² s⁻¹ w 750°C, h) 1,65·10² s⁻¹ w 800°C

Fig. 40. Structure of CuZn1 brass with initial grain size of 64 μm, deformed with strain rate of: a) 0.85·10¹ s⁻¹ at 350°C, b) 1.65·10² s⁻¹ at 400°C, c) 0.85·10¹ s⁻¹ at 500°C, d) 0.85·10² s⁻¹ at 550°C, e) 1.65·10² s⁻¹ at 500°C, f) 0.85·10² s⁻¹ at 600°C, g) 1.65·10² s⁻¹ at 750°C, h) 1.65·10² s⁻¹ at 800°C



Rys. 41. Struktura stopu CuZn1 o wyjściowej wielkości ziarna 24 μm odkształcanego z szybkością: a) 1,65·10² s⁻¹ w 350°C - przekrój wzdłużny, b) 1,65·10² s⁻¹ w 350°C - przekrój poprzeczny, c) 0,85·10¹ s⁻¹ w 400°C, d) 0,85·10¹ s⁻¹ w 450°C, e) 1,65·10² s⁻¹ w 500°C, f) 0,85·10¹ s⁻¹ w 550°C, g) 1,65·10² s⁻¹ w 600°C, h) 0,85·10¹ s⁻¹ w 700°C

Fig. 41. Structure of CuZn1 brass with initial grain size of. 24 μm, deformed with strain rate of: a) 1.65·10² s⁻¹ at 350°C - longitudinal section, b) 1.65·10² s⁻¹ at 350°C - transverse section, c) 0.85·10¹ s⁻¹ at 400°C, d) 0.85·10¹ s⁻¹ at 450°C, e) 1.65·10² s⁻¹ at 500°C, f) 0.85·10¹ s⁻¹ at 550°C, g) 1.65·10² s⁻¹ at 600°C, h) 0.85·10¹ s⁻¹ at 700°C

3. Badania własne

do tworzenia struktury, w której opisane efekty nasilają się, powodując wzrost wielkości ziarna i liczby pęknięć (rys. 41e-h). Obserwowano obszary o dużym zróżnicowaniu wielkości ziarna wskazujące na selektywny wzrost niektórych ziaren (rys. 41g,h), z nadal wyraźnie

Ryszard Nowosielski

rysującą się tendencją do powstawania pęknięć na obrzeżach obszarów gruboziarnistych. Dopiero po odkształcaniu w zakresie powyżej 800°C zarysowuje się tendencja do zmniejszania się zróżnicowania wielkości ziarna i zmniejszania się liczby pęknięć, a w temperaturze 900°C obserwowano zrekrystalizowane ziarna prawdopodobnie o małej niejednorodności wielkości wypełniające całą objętość próbki.

Badania metalograficzne mosiądzu CuZn4

Rozciąganie gruboziarnistego stopu CuZn4 z szybkością odkształcania 4,2·10⁻³ s⁻¹ w zakresie temperatury 300-450°C powoduje powstanie struktury ze słabo wydłużonymi ziarnami w kierunku odkształcenia plastycznego. Równocześnie w strukturze próbek obserwowano słabe ślady niejednorodnego odkształcenia plastycznego oraz towarzyszące im pęknięcia i mikroszczeliny powstające najczęściej w miejscach łączenia się trzech granic ziaren oraz na przecięciu bliźniaków z granicą ziarna (rys. 42 i 43). Sporadycznie obserwowano w wymienionych miejscach ślady przebiegu procesów aktywowanych cieplnie.

Odkształcanie w zakresie 500-600°C prowadzi do powstania struktury z liczniejszymi pęknięciami i mikroszczelinami generalnie zlokalizowanymi w miejscach podobnych do opisanych poprzednio dla niższej temperatury, niemniej pęknięcia te przebiegając wzdłuż



Rys. 42. Struktura stopu CuZn4 o wyjściowej wielkości ziarna 229 μm odkształcanego z szybkością 4,2·10³ s⁻¹ w temperaturze: a) 350°C, b) 500°C, c) 550°C, d) 650°C

Fig. 42. Structure of CuZn4 brass, with initial grain size of 229 μm, deformed with strain rate of 4.2·10⁻³ s⁻¹, at temperature: a) 350°C, b) 500°C, c) 550°C, d) 650°C

pierwotnych granic ziaren częściej występują w towarzystwie śladów przebiegu procesów aktywowanych cieplnie – w postaci drobnych zrekrystalizowanych ziaren dekorujących pierwotną granicę ziarna (rys. 42c). W omawianym zakresie temperatury tworzą się również obszary o zróżnicowanej wielkości ziarna, w których pęknięcia przebiegają po obrzeżach stref gruboziarnistych. Generalnie, wraz ze wzrostem temperatury odkształcania zwiększają się obszary zajmowane przez drobne zrekrystalizowane ziarna, a liczba i wielkość pęknięć, najczęściej zlokalizowanych we wspomnianych wyżej miejscach, stopniowo się zmniejsza.



- Rys. 43. Struktura stopu CuZn4 o wyjściowej wielkości ziarna 229 µm odkształcanego z szybkością 4,2·10⁻³ s⁻¹ w temperaturze: a) 400°С, b) i c) 450°С, d) 500°С, e) 550°С, f) 750°С (obraz elektronów wtórnych SEM)
- Fig. 43. Structure of CuZn4 brass, with initial grain size of 229 µm, deformed with strain rate of 4.2·10³ s⁻¹, at temperature: a) 400°C, b) and c) 450°C, d) 500°C, e) 550°C, f) 750°C (SEI)
3. Badania własne







Rozciąganie w temperaturze powyżej 800°C prowadzi do powstawania struktury o drobniejszych od wielkości wyjściowej i małej niejednorodności wielkości zrekrystalizowanych ziarnach, wypełniających całą objętość próbki.

Rozciąganie drobnoziarnistego stopu CuZn4 z szybkością odkształcania 4,2·10⁻³ s⁻¹ w zakresie temperatury 300-350°C prowadzi do powstawania struktury o mało wyraźnie wydłużonych ziarnach roztworu stałego α zgodnie z kierunkiem odkształcenia plastycznego, z nielicznymi obszarami o zróżnicowanej wielkości ziarna, a także z nielicznymi pęknięciami i mikroszczelinami zlokalizowanymi na granicach ziaren (rys. 44a). Odkształcanie w zakresie 400-450°C prowadzi do zaniku kierunkowości struktury oraz stopniowego powiększania się obszarów o zróżnicowanej wielkości ziarna i zwiekszania się liczby pęknięć, które lokalizuja się na granicach ziaren, na obrzeżach obszarów gruboziarnistych.

W wyniku wzrostu temperatury odkształcania w zakresie 500-750°C powstaje struktura zawierająca liczne obszary o zróżnicowanej wielkości ziaren z licznymi pęknięciami i mikroszczelinami zlokalizowanymi najczęściej na obrzeżach stref gruboziarnistych oraz na powierzchni próbek, biegnącymi prostopadle w głąb próbki (rys. 44b,c). Wraz ze wzrostem temperatury odkształcania niejednorodność wielkości ziarna stopniowo się zmniejsza, a po odkształceniu powyżej 800°C całą objętość próbek wypełniają zrekrystalizowane ziarna roztworu stałego α o mało zróżnicowanej wielkości ziarna, większej od wielkości wyjściowej (rys. 44d).

Rozciąganie stopu CuZn4 realizowane z szybkością odkształcania 0,85·10¹ s⁻¹ i 1,65·10² s⁻¹, podobnie jak dla stopu CuZn1, generalnie prowadzi do powstawania podobnej struktury odpowiednio do stosowanej temperatury odkształcania i dla określonej wyjściowej wielkości ziarna. Odkształcanie gruboziarnistego stopu CuZn4 w 300°C ze wspomnianymi szybkościami odkształcania prowadzi do powstawania struktury o nieznacznie wydłużonych ziarnach w kierunku odkształcenia plastycznego z nielicznymi śladami niejednorodnego odkształcenia oraz nielicznymi pęknięciami po granicach ziaren, często w obszarze wskazującym na niejednorodne odkształcenie.

Wzrost temperatury odkształcania w zakresie 350-450°C prowadzi do powstawania struktury (rys. 45a-c) z silnie zanikającą tendencją do kierunkowości struktury. Po odkształcaniu w wymienionym zakresie temperatury powstają ponadto obszary o zróżnicowanej wielkości ziarna z pęknięciami przebiegającymi wzdłuż granic, lokalizującymi się najczęściej w strefach na granicy styku obszarów gruboziarnistych i drobnoziarnistych oraz podobnie jak dla innych mosiądzów - pęknięcia powstające na powierzchni próbek (rys. 45b). Ostatnio opisana tendencja nasila się w wyższych temperaturach wspomnianego zakresu.

Po rozciąganiu w temperaturze 500-650°C, w dolnym zakresie tego przedziału, częściej obserwowano pęknięcia powstające na powierzchni próbek, natomiast w całym wspomnianym przedziale temperatury nadal występuje struktura o zróżnicowanej wielkości ziarna z licznymi pęknięciami przebiegającymi po granicach obszarów gruboziarnistych i drobnoziarnistych (rys. 45d). Jednocześnie znacznie wyraźniejsze są pęknięcia przebiegające po granicach ziaren w towarzystwie śladów przebiegu procesów aktywowanych cieplnie. Zmniejszająca się wraz ze wzrostem temperatury odkształcania tendencja do powstawania obszarów o zróżnicowanej wielkości ziarna utrzymuje się po odkształceniu w zakresie do 750°C (rys. 45g). Efektowi temu towarzyszy zmniejszanie się liczby pęknięć. Rozciąganie w zakresie temperatury powyżej 800°C prowadzi do powstawania struktury o zrekrystalizowanych ziarnach o mało zróżnicowanej wielkości z niewielką liczbą pęknięć (rys. 45h).

Rozciąganie drobnoziarnistego stopu CuZn4 w zakresie 300-450°C z szybkością odkształcania 0,85·10¹ s⁻¹ i 1,65·10² s⁻¹, podobnie jak we wszystkich badanych mosiądzach, prowadzi do powstawania struktury o wydłużonych ziarnach w kierunku odkształcenia plastycznego o niejednorodnej wielkości ziarna, z pęknięciami po granicach ziaren lokalizujących się w strefach zmiany wielkości ziarna. Wydłużenie ziaren wyraźnie widoczne dla niższej temperatury wspomnianego zakresu zanika po odkształceniu w wyższej temperaturze. Pozostaje jednak nadal, a nawet nasila się efekt powstawania struktury o zróżnicowanej wielkości ziarna przy generalnej tendencji do wzrostu wielkości ziarna. Pęknięcia w większej liczbie nadal lokalizują się na granicach ziaren na obrzeżach obszarów gruboziarnistych. Dalszy wzrost temperatury odkształcania w zakresie 500-700°C prowadzi do struktury zawierającej opisane dla niższej temperatury odkształcania efekty, których występowanie nasila się wraz ze wzrostem temperatury odkształcania, prowadząc do wzrostu wielkości ziarna i liczby pęknięć. Obserwowano obszary o dużym zróżnicowaniu wielkości ziarna wskazujące na selektywny wzrost niektórych ziaren, z nadal wyraźnie rysującą się tendencją do powstawania pęknięć na obrzeżach obszarów gruboziarnistych. Dopiero po odkształcaniu w zakresie powyżej 800°C następuje wyraźne zmniejszanie się zróżnicowania wielkości ziarna i zmniejszanie się liczby pęknięć, a w temperaturze 900°C obserwowano zrekrystalizowane ziarna o małej niejednorodności wielkości ziarna, wypełniające całą objętość próbki.

Badania metalograficzne mosiądzu CuZn10

Rozciąganie gruboziarnistego stopu CuZn10 odkształcanego z szybkością 4,2·10⁻³ s⁻¹ w temperaturze 300°C prowadzi do struktury, w której wydłużenie ziaren w kierunku odkształcenia plastycznego jest bardzo słabo widoczne. Po odkształceniu w zakresie 350-450°C



Rys. 45. Struktura stopu CuZn4 o wyjściowej wielkości ziarna 229 µm odkształcanego z szybkością: a) i b) 0,85-10¹ s⁻¹ w 450°C, c) 1,65-10² s⁻¹ w 450°C, d) 0,85-10¹ s⁻¹ w 500°C, e) 1,65-10² s⁻¹ w 550°C, f) 0,85-10¹ s⁻¹ w 600°C, g) 1,65-10² s⁻¹ w 750°C, h) 1,65-10² s⁻¹ w 800°C

Fig. 45. Structure of CuZn4 brass with initial grain size of 229 μm, deformed with strain rate of: a) and b) 0.85·10¹ s⁻¹ at 450°C, c) 1.65·10² s⁻¹ at 450°C, d) 0.85·10¹ s⁻¹ at 500°C, e) 1.65·10² s⁻¹ at 550°C, f) 0.85·10¹ s⁻¹ at 600°C, g) 1.65·10² s⁻¹ at 750°C, h) 1.65·10² s⁻¹ at 800°C

3. Badania własne



Rys. 46. Struktura stopu CuZn10 o wyjściowej wielkości ziarna 185 μm odkształcanego z szybkością 4,2·10⁻³ s⁻¹ w temperaturze: a) 350°C, b) 450°C, c) 500°C, d) 550°C, e) 600°C, f) 650°C



tworzy się struktura dużych ziaren roztworu stałego α z nielicznymi i słabymi śladami niejednorodnego odkształcenia oraz mikroporami o charakterze pustek kawitacyjnych lokującymi się wzdłuż granic ziaren i pęknięciami zlokalizowanymi najczęściej w punktach łączenia się trzech granic ziaren oraz na przecięciu granic ziaren z bliźniakami. Występują również charakterystyczne pęknięcia przebiegające od powierzchni próbki (rys. 46a) oraz nieliczne ślady przebiegu procesów aktywowanych cieplnie (rys. 46b). Wzrost temperatury odkształcania do 500°C w zasadzie nie powoduje istotnych zmian w obrazie struktury, jakkolwiek nasila się występowanie wcześniej opisanych efektów (rys. 46c). Po odkształceniu stopu





Fig. 47. Structure of CuZn10 brass, with initial grain size of 24 µm, deformed with strain rate of 4.2·10⁻³ s⁻¹, at temperature of: a) 350°C, b) 400°C, c) 450°C, d) 500°C, e) 650°C, f) 800°C

w temperaturze 550°C w strukturze widoczne są obszary drobniejszych zrekrystalizowanych ziaren (rys. 46d), a w zakresie temperatury odkształcania 650-800°C obserwowano strukturę ziaren o niejednorodnej wielkości (rys. 46f), z pęknięciami lokalizującymi się w strefach granicznych między obszarami drobnoziarnistymi i gruboziarnistymi. Po odkształceniu powyżej 800°C występuje struktura zrekrystalizowanych ziaren roztworu stałego α o małym zróżnicowaniu wielkości.

Po odkształceniu drobnoziarnistego stopu CuZn10 z szybkością odkształcania 4,2·10⁻³ s⁻¹ w temperaturze 300-350°C obserwowano wydłużone w kierunku rozciągania ziarna roztworu





Rys. 48. Struktura stopu CuZn10 o wyjściowej wielkości ziarna 24 µm odkształcanego z szybkością 4,2·10⁻¹ s⁻¹ w temperaturze: a) 300°C, b) 400°C, c) i d) 550°C, e) 600°C, f) 700°C

Fig. 48. Structure of CuZn10 brass, with initial grain size of 24 µm, deformed with strain rate of 4.2·10⁻¹ s⁻¹, at temperature of: a) 300°C, b) 400°C, c) and d) 550°C, e) 600°C, f) 700°C

stałego α o niejednorodnej wielkości z licznymi śladami niejednorodnego odkształcania i pęknięciami występującymi na granicach ziaren (rys. 47a). Wzrost temperatury odkształcania prowadzi do powstania struktury, której kierunkowy charakter jest coraz słabszy. Strukturę cechuje zróżnicowana wielkość ziarna z wyraźnymi śladami niejednorodnego odkształcania i mniej wyraźnymi śladami przebiegu procesów aktywowanych cieplnie, którym towarzyszą pęknięcia lokalizujące się na granicach ziaren (rys. 47b,c) oraz często w pobliżu dużych ziaren (rys. 47d). Po odkształceniu w temperaturze 500°C nadal obserwowano duże zróżnicowanie wielkości ziarna oraz bardziej wyraźne ślady przebiegu procesów

3. Badania własne

aktywowanych cieplnie w obszarze granic ziaren oraz liczne pęknięcia i mikroszczeliny (rys. 47d). Wzrost temperatury odkształcania do 650-800°C prowadzi do powstawania struktury o zróżnicowanej wielkości ziarna, chociaż stopniowo, wraz ze wzrostem temperatury, niejednorodność ta ulega zmniejszeniu (rys. 47e). Nadal występują mikropęknięcia i mikroszczeliny, których liczba i wielkość ulega stopniowemu zmniejszeniu wraz ze wzrostem temperatury, oraz zmienia się ich kształt z wydłużonego na sferyczny. Po odkształceniu w temperaturze wyższej od 800°C powstaje struktura zrekrystalizowanych ziaren o małym zróżnicowaniu wielkości, które wypełniają całą objętość próbki (rys. 47f).

W wyniku rozciągania próbek drobnoziarnistych z szybkością odkształcania 4,2 $\cdot 10^{-1}$ s⁻¹ w temperaturze 300-450°C powstają struktury wydłużonych ziaren roztworu stałego α w kierunku odkształcenia plastycznego (rys. 48a) z niewielką liczbą pęknięć po granicach ziaren. Wzrost temperatury odkształcania w wymienionym zakresie powoduje stopniowy zanik wydłużonych ziaren i pojawienie się struktury o zróżnicowanej wielkości ziarna (rys. 48b) z pęknięciami i mikroszczelinami występującymi w strefach styku obszarów gruboziarnistych i drobnoziarnistych. W zakresie temperatury odkształcania 500-650°C rozwija się struktura o większej wielkości równoosiowych ziaren ze zmniejszającą się liczbą mikroszczelin na granicach (rys. 48d,e). Podwyższanie temperatury rozciągania prowadzi do struktury o zwiększonej jednorodności wielkości ziarna i ze znacznie mniejszą liczbą mikroszczelin (rys. 48f).

Próbki z gruboziarnistego mosiądzu CuZn10 po rozciąganiu z szybkością 4,2·10⁻¹ s⁻¹ w zakresie temperatury 300-450°C wykazują strukturę niejednorodnie odkształconego roztworu stałego α ze śladami odkształcenia w postaci pasm poślizgu, mikrobliźniaków i charakterystycznego powierzchniowego reliefu (rys. 49a). Wyraźne ślady odkształcenia plastycznego często występują na ograniczonej części zgładu, w pobliżu granic ziaren, a obszarom tym towarzyszą pęknięcia i mikroszczeliny zlokalizowane na granicach ziaren (rys. 49a-d). Po odkształceniu w temperaturze 500°C liczba pęknięć występujących na granicach ziaren zwiększa się, a udział metalograficznych śladów niejednorodnego odkształcenia plastycznego się zmniejsza (rys. 49e-g). Jednocześnie w próbkach odkształconych w temperaturze 500°C obserwuje się długie "pofalowane" granice ziaren, wzdłuż których występują mikroszczeliny. Sporadycznie występują drobne zrekrystalizowane ziarna dekorujące pierwotne granice ziaren. Wzrost temperatury odkształcania do 650-800°C prowadzi do powstawania struktury małych zrekrystalizowanych ziaren ze zmniejszającą się liczbą pęknięć i mikroszczelin (rys. 49h). Powyżej 800°C w całej objętości próbki występują drobne zrekrystalizowane ziarna.

Rozciąganie gruboziarnistego stopu CuZn10 z szybkością odkształcania 0,85 \cdot 10¹ s⁻¹ w temperaturze 300°C prowadzi do powstania słabo wykształconej struktury o wydłużonych w kierunku odkształcenia plastycznego ziarnach roztworu stałego α z nielicznymi pęknięciami i mikroszczelinami (rys. 50a).

Obserwacje próbek po odkształceniu w zakresie temperatury 350-500°C ujawniają strukturę nie wykazującą zgodnej z odkształceniem plastycznym kierunkowości. Po odkształceniu w niższej temperaturze wspomnianego zakresu obserwowano strukturę ze śladami niejednorodnego odkształcenia plastycznego, w towarzystwie których występują mikropęknięcia (rys. 50b,c). Po odkształceniu w wyższej temperaturze wspomnianego zakresu, a zwłaszcza w temperaturze 500°C, obserwuje się strukturę z wyraźnymi i intensywnymi śladami niejednorodnego odkształcenia, którym towarzyszą ślady przebiegu procesów aktywowanych cieplnie w postaci specyficznego reliefu lub np. drobne zrekrystalizowane ziarna oraz pęknięcia i mikroszczeliny (rys. 50d). W temperaturze 550-650°C efekty te nasilają się i niezbyt często obserwowano drobne zrekrystalizowane ziarna układające się wzdłuż pierwotnych granic ziaren, którym zwykle towarzyszą pęknięcia przebiegające wzdłuż tych granic



Rys. 49. Struktura stopu CuZn10 o wyjściowej wielkości ziarna 185 µm odkształcanego z szybkością 4,2·10⁻¹ s⁻¹ w temperaturze: a) 300°C, b) 350°C, c) 400°C, d) 450°C, e), f) i g) 500°C, h) 700°C

Fig. 49. Structure of CuZn10 brass, with initial grain size of 185 μm, deformed with strain rate of 4.2·10⁻¹ s⁻¹, at temperature of: a) 300°C, b) 350°C, c) 400°C, d) 450°C, e), f) and g) 500°C, h) 700°C

Ryszard Nowosielski



Rys. 50. Struktura stopu CuZn10 o wyjściowej wielkości ziarna 185 µm odkształcanego z szybkością 0,85·10¹ s⁻¹ w temperaturze: a) 300°C, b) 400°C, c) 450°C, d) 500°C, e) 550°C, f) 700°C

Fig. 50. Structure of CuZn10 brass, with initial grain size of 185 μm, deformed with strain rate of 0.85 · 10¹ s⁻¹, at temperature of: a) 300°C, b) 400°C, c) 450°C, d) 500°C, e) 550°C, f) 700°C

(rys. 50e). Po odkształceniu w wyższej temperaturze obszary drobnych ziaren powiększają się, a pęknięcia i mikroszczeliny lokują się w strefach styku obszarów gruboziarnistych i drobnoziarnistych.

Po odkształceniu w temperaturze 700°C prawie w całej próbce występuje struktura ziaren o niejednorodnej wielkości ziarna (rys. 50f) z mniej licznymi i mniejszymi pęknięciami lokującymi się najczęściej w pobliżu obszarów gruboziarnistych. Po odkształceniu w temperaturze wyższej niż 800°C w całej objętości próbki występują zrekrystalizowane ziarna o małej niejednorodności wielkości.





Rys. 51. Struktura stopu CuZn10 o wyjściowej wielkości ziarna 24 µm odkształcanego z szybkością 0,85·10¹ s⁻¹ w temperaturze: a) 300°C, b) 400°C, c) 500°C, d) 550°C

Fig. 51. Structure of CuZn10 brass, with initial grain size of 24 µm, deformed with strain rate of 0.85 · 10¹ s⁻¹, at temperature: a) 300°C, b) 400°C, c) 500°C, d) 550°C

Odkształcanie drobnoziarnistego stopu CuZn10 z szybkością $0,85 \cdot 10^{1}$ s⁻¹ w temperaturze 300°C prowadzi do powstania wyraźnie wykształconej struktury wydłużonych ziaren roztworu stałego α (rys. 51a), o niejednorodnej wielkości, z nielicznymi pęknięciami wzdłuż granic ziaren. Wraz ze wzrostem temperatury odkształcania w zakresie 350-550°C wydłużenie ziaren zmniejsza się i w temperaturze 400°C nie występuje. Natomiast powstaje struktura ziaren o niejednorodnej wielkości (rys. 51b), czasami dużej (rys. 51c), z pęknięciami i mikroszczelinami najczęściej zlokalizowanymi na styku obszarów drobnoziarnistych i gruboziarnistych (rys. 51d).

Dalszy wzrost temperatury odkształcania prowadzi do powstawania struktury o coraz mniej zróżnicowanej wielkości ziarna i powyżej 800°C całą objętość próbki wypełniają zrekrystalizowane ziarna o mało zróżnicowanej wielkości.

Rozciąganie próbek z gruboziarnistego mosiądzu CuZn10 z szybkością odkształcania $1,65\cdot10^2$ s⁻¹ w temperaturze 300°C prowadzi do powstawania struktury wydłużonych w kierunku odkształcenia plastycznego ziaren roztworu stałego α . Kierunkowy charakter struktury dobrze jest widoczny przy mniejszym powiększeniu. Przy większym powiększeniu obserwowano natomiast ślady niejednorodnego odkształcania w postaci mikrobliźniaków, pasm poślizgu i charakterystycznego reliefu oraz sporadycznie mikroszczeliny i pęknięcia. Po odkształceniu w temperaturze 350°C kierunkowy charakter struktury nie występuje, natomiast są dużo bardziej wyraźne ślady niejednorodnego odkształcenia, które lokalizują się w pobliżu

Ryszard Nowosielski



Rys. 52. Struktura stopu CuZn10 o wyjściowej wielkości ziarna 185 μm odkształcanego z szybkością 1,65·10² s⁻¹ w temperaturze: a) 350°C, b) i c) 400°C, d) 450°C, e) i f) 500°C

Fig. 52. Structure of CuZn10 brass, with initial grain size of 185 μm, deformed with strain rate of 1.65·10² s⁻¹, at temperature of: a) 350°C, b) and c) 400°C, d) 450°C, e) and f) 500°C

granic ziaren (rys. 52d), najczęściej przy przecięciach bliźniaków z granicami i w pobliżu miejsc połączenia trzech granic ziaren. Stwierdzono również nieliczne pęknięcia i mikroszczeliny. Wzrost temperatury odkształcania w zakresie do 600°C powoduje zmniejszanie się ilości obserwowanych efektów niejednorodnego odkształcania, wzrost liczby i wielkości pęknięć (rys. 52b-f) oraz powstawanie struktury o niejednorodnej wielkości ziarna z tendencją do koncentracji pęknięć w strefach granicznych między ziarnami dużymi i małymi (rys. 52e).

Po odkształceniu w zakresie temperatury 600-800°C nadal obserwuje się strukturę niejednorodnych pod względem wielkości ziaren roztworu stałego α z pęknięciami, których liczba





Rys. 53. Struktura stopu CuZn10 o wyjściowej wielkości ziarna 185 µm odkształcanego z szybkością 1,65·10² s⁻¹ w temperaturze: a) 600°С, b) 650°С, c) 700°С, d) 850°С, e) 900°С, f) 950°С



stopniowo się zmniejsza. Po odkształceniu w zakresie 600-650°C w obszarach dużych ziaren stwierdzono długie granice z drobnymi sferycznymi mikroporami (rys. 53a,b). Podczas rozciągania w temperaturze 850-950°C tworzy się struktura o bardziej jednorodnym i drobniejszym ziarnie z wyraźną tendencją do zmniejszania się liczby i wymiarów pęknięć i mikroszczelin oraz zmiany ich kształtu z wydłużonego na sferyczny (rys. 53d-f).

Badania drobnoziarnistego mosiądzu CuZn10 rozciąganego z szybkością odkształcania 1,65·10² s⁻¹ w temperaturze 300°C wykazują, że powstała struktura ma wyraźnie kierunkowy charakter wydłużonych ziaren w kierunku odkształcenia plastycznego (rys. 54a). Tendencja





Rys. 54. Struktura stopu CuZn10 o wyjściowej wielkości ziarna 24 µm odkształcanego z szybkością 1,65·10² s⁻¹ w temperaturze: a) 300°С, b) 450°С, c) i d) 650°С, e) 700°С, f) 950°С

Fig. 54. Structure of CuZn10 brass, with initial grain size of 24 μm, deformed with strain rate of 1.65-10² s⁻¹, at temperature of: a) 300°C, b) 450°C, c) and d) 650°C, e) 700°C, f) 950°C

do powstawania struktury wydłużonych ziaren występuje również w próbkach po odkształceniu w temperaturze 350°C, jednocześnie obserwuje się w nich nieliczne pęknięcia i ślady niejednorodnego odkształcenia. Ze wzrostem temperatury odkształcania wzrasta w próbkach liczba pęknięć, a struktura charakteryzuje się niejednorodną wielkością ziarna (rys. 54b) z tendencją do pękania w strefie zmian wielkości ziarna. Po rozciąganiu w temperaturze 600-950°C charakter struktury nie zmienia się, natomiast liczba pęknięć w próbkach stopniowo się zmniejsza, podobnie jak zmniejsza się niejednorodność wielkości ziarna przy względnie ustabilizowanej jego wielkości (rys. 54c-f).

3. Badania własne

Badania metalograficzne mosiądzu CuZn32

Obserwacje zgładów nietrawionych wzdłużnych i poprzecznych próbek gruboziarnistych ze stopu CuZn32, po rozciąganiu do zerwania, wykazują mikroszczeliny i pęknięcia, których gęstość (liczba na jednostkę powierzchni) zmienia się w zależności od temperatury i szybkości odkształcania. Dla szybkości odkształcania 4,2 10⁻³ s⁻¹ stwierdzono jakościowo, że dla niższego zakresu temperatury rozciągania gęstość mikroszczelin jest mniejsza i wraz ze wzrostem temperatury odkształcania zwiększa się, a następnie ponownie się zmniejsza.

Na zgładach trawionych próbek po odkształceniu w temperaturze 300° C ujawniono nieznaczne wydłużenie ziaren w kierunku odkształcenia. Obserwowano nieliczne pęknięcia przebiegające wzdłuż granic ziaren (rys. 55a). Inicjacja pęknięć najczęściej następuje w punktach łączenia się trzech granic ziaren oraz w miejscach przecięcia się bliźniaków z granicami ziaren. Pęknięciom tym często towarzyszą granice o charakterystycznym "ząbkowanym" kształcie. Wraz ze wzrostem temperatury odkształcania do 350°C, wzdłuż długich granic ziaren fazy α pojawiają się drobne zrekrystalizowane ziarna (rys. 55b) często w towarzystwie wspomnianych granic o "ząbkowanym" kształcie. Wzdłuż tych miejsc lub w ich pobliżu występują pęknięcia i mikroszczeliny (rys. 55c), jak również w miejscach łączenia się trzech granic ziaren oraz przecięcia granic z bliźniakami.

Po rozciąganiu w temperaturze 400 i 450°C liczba wcześniej opisanych elementów struktury zwiększa się (rys. 55d,e), a opisane efekty pękania wzdłuż pierwotnych granic ziaren "dekorowanych" drobnymi zrekrystalizowanymi ziarnami są bardziej wyraźne.

W strukturze próbek odkształconych w temperaturze 500°C obserwowano drobne i większe zrekrystalizowane ziarna ułożone wzdłuż pierwotnych granic dużych ziaren (rys. 55d), które niejednokrotnie na dużej długości miały kształt "ząbkowany". Między drobnymi zrekrystalizowanymi ziarnami oraz rzadziej w ich wnętrzu występują mikropęknięcia. Strefy zrekrystalizowanych ziaren występują w postaci pasm i są większe (szersze) niż po odkształceniu w niższej temperaturze. Występują również jeszcze większe obszary zrekrystalizowanych ziaren z mikroszczelinami na granicach i sporadycznie wewnątrz ziaren.

Po odkształceniu w temperaturze 550°C objętość obszarów zrekrystalizowanych jest większa z wyraźnym występowaniem niejednorodnej wielkości ziarna (rys. 55e) i tylko wyjątkowo obserwowano elementy struktury opisane dla próbek odkształconych w niższej temperaturze.

W próbkach rozciągniętych w zakresie 600-900°C objętość obszarów zrekrystalizowanych jest coraz większa i praktycznie obejmuje całą objętość próbki (rys. 55f). Występujące w tej strukturze mikroszczeliny są mniejsze, a ich liczba zmniejsza się wraz ze wzrostem temperatury odkształcania. Mikroszczeliny te często przypominają swym charakterem pustki kawitacyjne, a ich liczba szacunkowo jest większa niż w próbkach odkształcanych w temperaturze 300°C.

Obserwacje nietrawionych zgładów próbek z drobnoziarnistego stopu CuZn32 po rozciąganiu w zakresie 300-900°C z szybkością 4,2·10⁻³ s⁻¹, podobnie jak dla stopu gruboziarnistego, wykazują temperaturową zależność liczby pęknięć i mikroszczelin, jakkolwiek mniej wyraźną niż dla stopu gruboziarnistego.

Rozciąganie drobnoziarnistego stopu CuZn32 w zakresie temperatury 300-450°C z szybkością $4,2\cdot10^{-3}$ s⁻¹ prowadzi do powstawania struktury o wydłużonych ziarnach roztworu stałego α wzdłuż kierunku rozciągania. Po odkształceniu w temperaturze 300°C kierunkowy charakter struktury jest wyraźny. Stosunkowo nieliczne pęknięcia i mikroszczeliny występują po granicach i sporadycznie wewnątrz ziaren. Wraz ze wzrostem temperatury rozciągania wspomniana kierunkowość struktury zmniejsza się i częściej obserwowano mniej liczne wydłużone ziarna o zróżnicowanej wielkości w towarzystwie drobnych, prawdopodobnie równoosiowych ziaren (rys. 56). Pęknięcia i mikroszczeliny występują częściej z tendencją do Ryszard Nowosielski



Rys. 55. Struktura stopu CuZn32 o wyjściowej wielkości ziarna 274 μm odkształcanego z szybkością 4,2·10⁻³ s⁻¹ w temperaturze: a) i b) 350°C, c) 450°C, d) 500°C, e) 550°C, f) 700°C

Fig. 55. Structure of CuZn32 brass, with initial grain size of 274 μm, deformed with strain rate of 4.2·10⁻³ s⁻¹, at temperature of: a) and b) 350°C, c) 450°C, d) 500°C, e) 550°C, f) 700°C

lokalizowania się w strefach obszarów gruboziarnistych. Po odkształceniu w temperaturze 500°C i wyższej nie obserwowano wydłużonych w kierunku odkształcania ziaren. Natomiast wyraźnie obserwowano zróżnicowanie wielkości ziarna (rys. 56), które wraz ze wzrostem temperatury stopniowo się zmniejsza. Pęknięcia i mikroszczeliny, liczne dla niższego przedziału temperatury w zakresie 500-800°C, w wyższym przedziałe temperatury z tego zakresu występują rzadziej. W niższym zakresie temperatury zaobserwowano wyraźną tendencję do lokalizacji pęknięć i mikroszczelin na granicach ziaren w strefach oddzielających obszary gruboziarniste od drobnoziarnistych (rys. 56a-c). W temperaturze powyżej 800°C w całej





Rys. 56. Struktura stopu CuZn32 o wyjściowej wielkości ziarna 16 µm odkształcanego z szybkością 4,2·10⁻³ s⁻¹ w temperaturze: a) 450°С - przekrój wzdłużny, b) 500°С, c) 550°С, d) 800°С

Fig. 56. Structure of CuZn32 brass, with initial grain size of 16 µm, deformed with strain rate of 4.2·10³ s⁻¹, at temperature of: a) 450°C - longitudinal section, b) 500°C, c) 550°C, d) 800°C

objętości próbki obserwowano zrekrystalizowane ziarna roztworu stałego α o małym stopniu zróżnicowania wielkości ziarna (rys. 56d).

Obserwacje nietrawionych zgładów wzdłużnych i poprzecznych próbek z gruboziarnistego stopu CuZn32 po próbie rozciągania wykazują obecność pęknięć i mikroszczelin, których gęstość zmienia się w funkcji temperatury i szybkości odkształcania. Dla szybkości odkształcania 4,2·10⁻¹ s⁻¹ gęstość mikroszczelin i pęknięć w niższej temperaturze jest mniejsza niż w temperaturze wyższej i zwiększa się ze wzrostem temperatury rozciągania podobnie jak dla szybkości odkształcania 4,2·10⁻³ s⁻¹, chociaż tendencje te dla większej szybkości odkształcania są mniej wyraźne.

Po odkształceniu w temperaturze 300°C ujawniono strukturę dużych ziaren roztworu stałego α z bliźniakami odkształcenia i liniami poślizgu biegnącymi często z miejsc łączenia się trzech granic ziaren (rys. 57a). Mikroszczeliny powstawały najczęściej w miejscach przecięć granic ziaren z bliźniakami i w miejscach połączeń trzech granic ziaren. Generalnie jednak liczba mikroszczelin po odkształceniu w tej temperaturze jest niewielka.

Po odkształceniu w temperaturze 350°C obraz struktury próbek jest podobny do opisanego dla temperatury 300°C, z tym że liczba mikroszczelin i pęknięć jest niewielka, ale zauważalnie większa i są one nieco większe. Ponadto sporadycznie występują niewielkie obszary drobnych zrekrystalizowanych ziaren wzdłuż pierwotnych granic ziaren (rys. 57b). W strukturze próbek rozciągniętych w temperaturze 400°C zaobserwowano drobne zrekrystalizowane ziarna na powierzchni próbek oraz rozmieszczone wzdłuż pierwotnych granic dużych



- Rys. 57. Struktura stopu CuZn32 o wyjściowej wielkości ziarna 274 μm odkształcanego z szybkością 4,2·10⁻¹ s⁻¹ w temperaturze: a) 300°C, b) 350°C, c) 400°C, d) i e) 500°C, f) 650°C
- Fig. 57. Structure of CuZn32 brass, with initial grain size of 274 μm, deformed with strain rate of 4.2·10⁻¹ s⁻¹, at temperature of: a) 300°C, b) 350°C, c) 400°C, d) and e) 500°C, f) 650°C

ziaren roztworu stałego α (rys. 57c). W tego rodzaju miejscach najczęściej powstają pęknięcia i mikroszczeliny.

W próbkach odkształconych w zakresie 450-500°C mikropęknięcia powstają w podobnych miejscach, które wcześniej opisano (rys. 57d), z tym że liczba pęknięć jest większa. Oprócz pasmowych układów drobnych zrekrystalizowanych ziaren ułożonych wzdłuż pierwotnych granic ziaren stwierdzono obszary drobnych zrekrystalizowanych ziaren o większych rozmiarach. W obszarach tych pęknięcia są drobniejsze i powstają na granicach ziaren i sporadycznie w ich wnętrzu.



Rys. 58. Struktura stopu CuZn32 o wyjściowej wielkości ziarna 16 μm odkształcanego z szybkością 4,2·10⁻¹ s⁻¹ w temperaturze: a) 350°C - przekrój wzdłużny, b) 350°C - przekrój poprzeczny, c) 500°C, d) 550°C

Fig. 58. Structure of CuZn32 brass, with initial grain size of 16 μm, deformed with strain rate of 4.2·10⁻¹ s⁻¹, at temperature of: a) 350°C - longitudinal section, b) 350°C - transverse section, c) 500°C, d) 550°C

Odkształcenie w zakresie 550-700°C prowadzi do powstawania większych obszarów zrekrystalizowanych, których wielkość zwiększa się wraz ze wzrostem temperatury odkształcania (rys. 57f). Rozszerzenie się obszarów zrekrystalizowanych zachodzi od powierzchni w głąb próbki oraz od granicy ziarna w kierunku jego środka. W tym zakresie temperatury obserwowano również fragmenty strukturalne charakterystyczne dla struktury uzyskiwanej w niższej temperaturze. Rekrystalizacja w całej objętości próbki następuje w próbkach odkształcanych w zakresie 700-900°C. Również dla stopu drobnoziarnistego, odkształcanego z szybkością 4,2·10⁻¹ s⁻¹ w zakresie temperatury 300-900°C stwierdzono zależność liczby pęknięć od temperatury odkształcania, jakkolwiek zależność ta oceniana jakościowo na zgładach nietrawionych jest słabo widoczna.

Badania struktury drobnoziarnistego stopu CuZn32 rozciąganego z szybkością odkształcania 4,2·10⁻¹ s⁻¹ w zakresie 300-450°C wykazują, że w tym zakresie temperatury występuje struktura wydłużonych w kierunku rozciągania ziaren roztworu stałego α (rys. 58a), z oznakami niejednorodności odkształcenia oraz stosunkowo nielicznymi pęknięciami i mikropęknięciami. Ze wzrostem temperatury odkształcania obserwuje się zwiększenie niejednorodności vielkości ziarna z tendencją do lokalizacji mikropęknięć w obszarach gruboziarnistych lub na styku obszarów gruboziarnistych i drobnoziarnistych (rys. 58b).





Fig. 59. Structure of CuZn32 brass, with initial grain size of 274 μm, deformed with strain rate of 0.85·10¹ s⁻¹, at temperature of: a) 500°C, b) 450°C, c) and d) 550°C

Rozciąganie w temperaturze w zakresie 500-800°C prowadzi do powstawania struktury bez wyraźnego ukierunkowania w stosunku do kierunku odkształcania, z występowaniem efektu niejednorodnej wielkości ziarna (rys. 58c,d). Po odkształceniu w niższej temperaturze tego zakresu występują pęknięcia i mikroszczeliny po granicach ziaren w strefach oddzielających obszary gruboziarniste od drobnoziarnistych. Po odkształceniu w wyższej temperaturze tego zakresu niejednorodność wielkości ziarna ulega zmniejszeniu oraz zmniejsza się liczba pęknięć. Po rozciąganiu w temperaturze powyżej 800°C całą objętość próbki wypełniają zrekrystalizowane ziarna o małym zróżnicowaniu wielkości z nielicznymi pęknięciami i mikropęknięciami.

Obserwacje struktury gruboziarnistego stopu CuZn32 odkształcanego z szybkością 0,85·10¹ s⁻¹ wskazują (rys. 59), że w zakresie temperatury 300-450°C występuje niewielkie wydłużenie ziaren, zwłaszcza po odkształceniu w temperaturze 300°C. Wydłużenie ziaren po odkształceniu w temperaturze 450°C jest słabo zauważalne. W wymienionym zakresie temperatury występują pęknięcia i mikroszczeliny, które lokalizują się w połączeniach trzech granic ziaren, na przecięciu bliźniaków z granicą ziarna, jak również wzdłuż pierwotnych granic ziaren "dekorowanych" drobnymi zrekrystalizowanymi ziarnami (rys. 59a). Po od-kształceniu w wymienionym zakresie temperatury wyraźnie widoczne są efekty niejedno-rodnego odkształcenia w postaci mikrobliźniaków i pasm poślizgu często towarzyszących występującym pęknięciom i mikroszczelinom.

3. Badania własne

Po odkształceniu w zakresie 500-800°C częściowo obserwowano efekty opisane dla struktur powstałych w wyniku odkształcenia w zakresie 300-450°C. Najczęściej jednak obserwowano drobne zrekrystalizowane ziarna na pierwotnych granicach ziaren oraz warstwę drobnych zrekrystalizowanych ziaren na powierzchni próbek (rys. 59c). Pęknięcia i mikroszczeliny najczęściej lokalizują się na granicy obszaru drobnych zrekrystalizowanych ziaren. Wzrost temperatury odkształcenia prowadzi stopniowo do wypełniania się całej objętości próbki drobnymi zrekrystalizowanymi ziarnami, niejednokrotnie o zróżnicowanej wielkości (rys. 59d). Powyżej 800°C efekty powyższe nie występują lub występują sporadycznie, a całą objętość próbki wypełniają zrekrystalizowane ziarna o małej niejednorodności wielkości.

Rozciąganie drobnoziarnistego stopu CuZn32 z szybkością odkształcania $0.85 \cdot 10^1 \text{ s}^{-1}$ w zakresie temperatury 300-450°C prowadzi do powstawania struktury wyraźnie ukierunkowanej zgodnie z kierunkiem odkształcenia plastycznego. W tym zakresie temperatury obserwuje się wydłużone ziarna roztworu stałego α o zróżnicowanej wielkości, z pęknięciami i mikroszczelinami zlokalizowanymi na granicach ziaren (rys. 60a).

Odkształcanie próbek w temperaturze w zakresie 500-800°C prowadzi do powstawania struktury, w której nie występuje efekt ukierunkowania ziaren. W niższej temperaturze tego zakresu zaobserwowano zrekrystalizowane ziarna o zróżnicowanej wielkości z pęknięciami zlokalizowanymi w strefie stykania się obszarów drobnoziarnistych z gruboziarnistymi (rys. 60e,f). W wyższej temperaturze wspomnianego zakresu występuje struktura o mniejszym zróżnicowaniu wielkości ziarna. Powyżej 800°C występuje struktura zrekrystalizowanych ziaren o mało zróżnicowanej wielkości ziarna, które wypełniają objętość badanych próbek (rys. 60f).

Obserwacje zgładów nietrawionych, wzdłużnych i poprzecznych, próbek gruboziarnistych i drobnoziarnistych ze stopu CuZn32, po rozciąganiu do zerwania z szybkością odkształcania 1,65 10² s⁻¹, wykazują mikroszczeliny i pęknięcia, których gęstość (liczba na jednostkę powierzchni) oraz wielkość zmienia się w zależności od temperatury. Podobnie jak dla innych stosowanych w pracy szybkości odkształcania stwierdzono jakościowo, że dla zakresu niższej temperatury rozciągania gęstość mikroszczelin jest mniejsza i wraz ze wzrostem temperatury odkształcania zwiększa się, a następnie ponownie się zmniejsza.

Na zgładach trawionych próbek gruboziarnistych, odkształconych z szybkością 1,65·10² s⁻¹ w temperaturze 300-450°C, ujawniono nieznaczne wydłużenie ziaren w kierunku odkształcenia. Obserwowano nieliczne pęknięcia lokalizujące się na granicach ziaren oraz oznaki niejednorodnego odkształcenia w postaci mikrobliźniaków odkształcenia oraz pasm poślizgu przebiegających często w pobliżu połączenia trzech granic ziaren (rys. 61a,b). W miarę wzrostu temperatury odkształcania liczba pęknięć i mikroszczelin zwiększa się oraz zmniejsza się kierunkowy charakter struktury, który po odkształceniu w 400-450°C jest prawie niewidoczny.

Odkształcanie w temperaturze 500-800°C prowadzi do powstawania struktury bez znamion kierunkowości. Dla niższej temperatury tego zakresu obserwowano strukturę z występującymi obszarami drobnych zrekrystalizowanych ziaren rozmieszczonych wzdłuż pierwotnych granic ziaren oraz większymi obszarami drobnych zrekrystalizowanych ziaren. Pęknięcia i mikroszczeliny są relatywnie liczne i lokalizują się wzdłuż pierwotnych granic ziaren dekorowanych drobnymi zrekrystalizowanymi ziarnami i w pobliżu stref styku obszarów drobnoziarnistych i gruboziarnistych (rys. 61d-f). Obserwowano również charakterystyczne efekty występowania warstwy drobniejszych zrekrystalizowanych ziaren na powierzchni próbki, której "grubość" zwiększa się wraz ze wzrostem temperatury odkształcania. Dla wyższej temperatury tego zakresu obserwuje się coraz większe wypełnienie objętości próbek obszarami drobniejszych w stosunku do pierwotnych zrekrystalizowanych ziaren.





Rys. 60. Struktura stopu CuZn32 o wyjściowej wielkości ziarna 16 µm odkształcanego z szybkością 0,85·10¹ s⁻¹ w temperaturze: a) 300°C - przekrój wzdłużny, b) 300°C - przekrój poprzeczny, c) 400°C - przekrój wzdłużny, d) 400°C - przekrój poprzeczny, e) 550°C, f) 800°C

Fig. 60. Structure of CuZn32 brass, with initial grain size of 16 μm, deformed with strain rate of 0.85·10¹ s⁻¹, at temperature of: a) 300°C - longitudinal section, b) 300°C - transverse section, c) 400°C - longitudinal section, d) 400°C - transverse section, e) 550°C, f) 800°C

Jednocześnie obserwuje się zróżnicowanie wielkości ziarna. Odkształcanie w zakresie powyżej 800°C prowadzi do struktury, w której opisane efekty występują w stopniu minimalnym lub nie występują. Cała objętość próbki wypełniona jest zrekrystalizowanymi ziarnami o małej niejednorodności wielkości ziarna.

Rozciąganie drobnoziarnistego mosiądzu CuZn32 z szybkością odkształcania 1,65 10² s⁻¹ w zakresie temperatury 300-450°C prowadzi do struktury o ziarnach wydłużonych w kierunku





Rys. 61. Struktura stopu CuZn32 o wyjściowej wielkości ziarna 274 µm odkształcanego z szybkością 1,65-10[±] s⁻¹ w temperaturze: a) 350°С, b) 400°С, c) 450°С, d) 500°С, e) 650°С, f) 800°С

Fig. 61. Structure of CuZn32 brass, with initial grain size of 274 μm, deformed with strain rate of 1.65 10² s⁻¹, at temperature of: a) 350°C, b) 400°C, c) 450°C, d) 500°C, e) 650°C, f) 800°C

odkształcania. Efekt ten zanika stopniowo w miarę podwyższania temperatury odkształcania we wspomnianym zakresie. Jednocześnie wraz ze wzrostem temperatury coraz wyraźniejsze staje się zjawisko powstawania struktury o niejednorodnej wielkości ziarna (selektywny wzrost ziaren – rys. 62b-e). Występujące pęknięcia i mikroszczeliny lokalizują się na granicach ziaren i rzadziej wewnątrz.

Po rozciąganiu w temperaturze 500-800°C w obserwowanych strukturach nie występuje efekt kierunkowości. W tym zakresie temperatury obserwowano zrekrystalizowane ziarna o niejednorodnej wielkości, z pęknięciami i mikroszczelinami przebiegającymi najczęściej



Rys. 62. Struktura stopu CuZn32 o wyjściowej wielkości ziarna 16 µm odkształcanego z szybkością 1,65·10² s⁻¹ w temperaturze: a) 350°C - przekrój wzdłużny, b) 350°C - przekrój poprzeczny, c) i d) 550°C, e) 600°C, f) 800°C

Fig. 62. Structure of CuZn32 brass, with initial grain size of 16 µm, deformed with strain rate of 1.65 $10^2 s^{-1}$, at temperature of: a) 350°C - longitudinal section, b) 350°C - transverse section, c) and d) 550°C, e) 600°C, f) 800°C

w strefie styku obszarów drobnoziarnistych i gruboziarnistych. Efekt ten zmniejsza się wraz ze wzrostem temperatury odkształcania (rys. 62f) i nie występuje powyżej 800°C.

Badania metalograficzne odlewanego mosiądzu CuZn32

Wyniki przeprowadzonych badań mosiądzu CuZn32 w stanie lanym nie wykazują istotnych różnic między strukturą próbek poprzecznych i wzdłużnych, jak również między



Rys. 63. Struktura lanego stopu CuZn32 po rozciąganiu z szybkością odkształcania $4.2 \cdot 10^{-3} s^{-1}$ w temperaturze: a) 500°C (czas wygrzewania przed odkształceniem $t_w = 5$ min), b) 500°C ($t_w = 5$ 60 min), c) i d) $600^{\circ}C (t_w = 60 \text{ min})$

Fig. 63. Structure of cast CuZn32 alloy after tensile test with strain rate 4.2 10^3 s⁻¹, at temperature: a) 500°C (time of holding before deformation $t_w = 5$ min), b) 500°C ($t_w = 60$ min), c) and d) $600^{\circ}C(t_w = 60 \text{ min})$

struktura próbek wygrzewanych przez 5 i 60 min przed rozciąganiem. Obserwacje próbek odkształcanych z szybkościa 4.2·10⁻³ s⁻¹ w zakresie temperatury do około 700°C wykazują, że występuje w nich struktura dużych, źle trawiących się obszarów o charakterze podendrytycznym, która ujawnia się w postaci specyficznego reliefu w trakcie zmiany ostrości obrazu. Wspomniane obszary oddzielone są długimi granicami, często przebiegającymi w poprzek całej próbki.

W strukturze próbek odkształconych w zakresie TMP (400-600°C) stwierdzono liczne peknięcia wewnątrz próbek (rys. 63a,b) oraz pęknięcia biegnące od powierzchni w głąb próbki, niejednokrotnie na duże odległości (rys. 63c,d). Wspomniane obszary podendrytyczne często trawią się niejednorodnie, co ujawnia rozwinięty charakter oddzielających je granic. W próbkach odkształconych w temperaturze nieco powyżej TMP, na powierzchni próbek obserwowano waska strefę drobnych zrekrystalizowanych ziaren, której szerokość w miarę wzrostu temperatury rozciągania zwiększa się, obejmując duże obszary próbki (rys. 63c,d). Wraz ze wzrostem temperatury odkształcania zwiększa się wielkość zrekrystalizowanych ziaren.

W strukturze próbek odkształcanych z szybkością 4,2·10⁻³ s⁻¹ w zakresie temperatury 450--700°C obserwowano drobne zrekrystalizowane ziarna w postaci waskiego, czasami przerywanego pasma, przebiegającego od powierzchni w głąb próbki, z ziarnami rozmieszczonymi



Rys. 64. Struktura lanego stopu CuZn32 po rozciąganiu z szybkością odkształcania 4,2·10⁻³ s⁻¹ w temperaturze: a) i b) 700°C (czas wygrzewania przed odkształceniem t_w = 60 min), c) 700°C (t_w = 5 min), d) 800°C (t_w = 5 min)

Fig. 64. Structure of cast CuZn32 alloy after tensile test with strain rate $4.2 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, at temperature: a) and b) 700°C (time of holding before deformation $t_w = 60 \text{ min}$), c) 700°C ($t_w = 5 \text{ min}$), d) 800°C ($t_w = 5 \text{ min}$)

po obu stronach granic obszarów podendrytycznych (rys. 64a). Wzdłuż takich granic najczęściej powstają rozległe pęknięcia, których liczba zmniejsza się wraz z podwyższeniem temperatury rozciągania. W próbkach odkształcanych w 700 i 800°C wielkość obszarów zrekrystalizowanych osiąga znaczne rozmiary (rys. 64), jednocześnie liczba pęknięć zmniejsza się, a przede wszystkim zmniejsza się ich długość (rys. 64c).

W próbkach odkształcanych z szybkością $4,2\cdot10^{-1}$ s⁻¹ w zakresie do 700°C również stwierdzono strukturę charakteryzującą się istnieniem dużych obszarów podendrytycznych oddzielonych długimi granicami o rozwiniętym kształcie (rys. 65). Obszary te, w odróżnieniu od podobnych w próbkach odkształcanych z szybkością $4,2\cdot10^{-3}$ s⁻¹, trawią się lepiej i w pełni ukazują strukturę w układzie dendrytycznym. Pęknięcia przebiegające wzdłuż długich granic ujawniono już w próbkach rozciąganych w 400°C (rys. 65e,f). W tych próbkach wygrzewanych przed odkształceniem przez 60 min stwierdzono na ich powierzchni bardzo cienką strefę drobnych zrekrystalizowanych ziaren (rys. 65d).

Charakterystyczne zmiany struktury zachodzące podczas rozciągania odlewanego mosiądzu CuZn32 w zależności od temperatury odkształcania przebiegają podobnie dla obu zastosowanych szybkości odkształcania, z tym że zachodzą w odpowiednio wyższej temperaturze stosownie do wpływu szybkości odkształcania na TMP.



- Rys. 65. Struktura lanego stopu CuZn32 po rozciąganiu z szybkością odkształcania 4,2·10⁻¹ s⁻¹ w temperaturze: a) 300°C (czas wygrzewania przed odkształceniem $t_w = 5$ min), b) 300°C ($t_w = 60$ min), c) 350°C ($t_w = 5$ min), d), e) i f) 400°C ($t_w = 60$ min)
- Fig. 65. Structure of CuZn32 cast alloy after tensile test with strain rate of $4.2 \cdot 10^{-1} \text{ s}^{-1}$, at temperature of: a) 300° C (time of holding before deformation $t_w = 5$ min), b) 300° C ($t_w = 60$ min), c) 350° C ($t_w = 5$ min), d), e) and f) 400° C ($t_w = 60$ min)

Badania metalograficzne odlewanego mosiądzu CuZn27Ni18

Badania metalograficzne próbek z lanego mosiądzu CuZn27Ni18 po rozciąganiu z szybkością odkształcenia 4,2-10⁻³ s⁻¹ wykazują istnienie struktury dendrytycznej lub podendrytycznej w całym zakresie badanej temperatury odkształcania, natomiast nie wykazują istotnych różnic między strukturą próbek poprzecznych i wzdłużnych, jak również między strukturą próbek wygrzewanych przez 5 i 60 min przed rozciąganiem. Po rozciąganiu w temperaturze



Rys. 66. Struktura lanego stopu CuZn27Ni18 po rozciąganiu z szybkością odkształcania 4,2·10⁻³ s⁻¹ w temperaturze: a) 500°C, b)-d) 800°C (czas wygrzewania przed odkształceniem 5 min)

Fig. 66. Structure of CuZn27Ni18 cast alloy after tensile test with strain rate of $4.2 \cdot 10^{-1} s^{-1}$, at temperature of: a) 500°C, b)-d) 800°C (time of holding before deformation 5 min)

500°C zaobserwowano w strukturze próbek pęknięcia przebiegające wzdłuż granic obszarów o różnej orientacji dendrytów oraz przechodzące przez te obszary (rys. 66a,b). W tym drugim przypadku w pobliżu pęknięć występują niewielkie zmiany w strukturze spowodowane odkształceniem i procesami aktywowanymi cieplnie. Wraz ze wzrostem temperatury odkształcenia wspomniane zmiany strukturalne obejmują większe obszary oraz nadal występują pęknięcia, a na powierzchni próbek zarejestrowano strefy drobnych zrekrystalizowanych ziaren (rys. 66c). Wewnątrz próbek nawet po odkształceniu w temperaturze 800°C występuje struktura dendrytyczna, miejscami w znacznym stopniu zniekształcona (rys. 66d).

Obserwacje próbek odkształcanych z szybkością 4,2·10⁻¹ s⁻¹ wskazują na ten sam charakter zmian struktury w zależności od temperatury rozciągania jak dla 4.2·10⁻³ s⁻¹. Stwierdzono liczne pęknięcia na powierzchniach styku dendrytów (rys. 67). Strefy drobnych zrekrystalizowanych ziaren ujawniono w próbkach odkształcanych w temperaturze 600°C (rys. 67b.c). W strukturze próbek rozciąganych w 800°C stwierdzono występowanie stref zrekrystalizowanych ziaren, przebiegających wzdłuż granic obszarów dendrytycznych o różnej orientacji (rys. 67d-f) oraz pęknięcia występujące w takich miejscach,

Badania metalograficzne odlewanego miedzioniklu CuNi25

Rozciąganie odlewanego stopu CuNi25 z szybkością odkształcania 4,2·10⁻³ s⁻¹, w zakresje temperatury 300-450°C, prowadzi do uzyskania struktury o bardzo wyraźnym charakterze



Rys. 67. Struktura lanego stopu CuZn27Ni18 po rozciąganiu z szybkością odkształcania 4,2.10⁴ s w temperaturze: a) 500°C (czas wygrzewania przed odkształceniem $t_w = 60$ min), b) 600°C $(t_w = 5 \text{ min}), c) 600^{\circ}C (t_w = 60 \text{ min}), d) 700^{\circ}C, e) i f) 800^{\circ}C (t_w = 5 \text{ min})$

Fig. 67. Structure of CuZn27Ni18 cast alloy after tensile test with strain rate of $4.2 \cdot 10^{-1} s^{-1}$, at temperature of: a) 500°C (time of holding before deformation $t_w = 60$ min), b) 600°C ($t_w = 5$ min), c) $600^{\circ}C$ ($t_w = 60 \text{ min}$), d) $700^{\circ}C$, e) and f) $800^{\circ}C$ ($t_w = 5 \text{ min}$)

podendrytycznym z nielicznymi pęknięciami na granicach i wewnątrz ziaren oraz licznymi pasmami poślizgu przebiegającymi na znaczne odległości (rys. 68a). Po odkształceniu w 450°C sporadycznie powstają nieliczne pęknięcia w punktach potrójnego łączenia granic ziaren.

Po rozciąganiu w temperaturze 500°C częściej obserwowano pęknięcia na granicach ziaren (rys. 68c), które występują również po odkształceniu w zakresie temperatury 500-750°C



Rys. 68. Struktura lanego stopu CuNi25 po rozciąganiu z szybkością odkształcania 4,2-10⁻³ s⁻¹ w temperaturze: a) 300°C, b) 400°C, c) 500°C, d) i e) 600°C, f) 700°C

Fig. 68. Structure of CuNi25 cast alloy after tensile test with strain rate of 4.2·10⁻³ s⁻¹, at temperature of: a) 300°C, b) 400°C, c) 500°C, d) and e) 600°C, f) 700°C

(rys. 68d). Po odkształceniu w temperaturze 700°C zaobserwowano drobne zrekrystalizowane ziarna na powierzchni próbek (rys. 68f). W strukturze próbek rozciąganych powyżej 600°C istnieją liczne granice ziaren o charakterystycznym ząbkowanym kształcie z drobnymi zrekrystalizowanymi ziarnami wzdłuż tych granic.

Rozciąganie z szybkością $4,2\cdot10^{-1}$ s⁻¹ w zakresie temperatury 300-750°C prowadzi do zmian strukturalnych podobnych do opisanych wcześniej dla mniejszej szybkości odkształcania (rys. 69 i 70). Po odkształceniu w zakresie 300-500°C stwierdzono strukturę dużych ziaren roztworu stałego α w układzie dendrytycznym, w których występują pasma poślizgu





Rys. 69. Struktura lanego stopu CuNi25 po rozciąganiu z szybkością odkształcania 4,2·10⁻¹ s⁻¹ w temperaturze: a) 300°C, b) 350°C, c) 400°C, d) 450°C, e) 500°C, f) 600°C

Fig. 69. Structure of CuNi25 cast alloy after tensile test with strain rate of 4.2-10⁻¹ s⁻¹, at temperature of: a) 300°C, b) 350°C, c) 400°C, d) 450°C, e) 500°C, f) 600°C

przebiegające wewnątrz i od powierzchni próbek (rys. 69a), oraz nieliczne pęknięcia w połączeniach potrójnych granic ziaren (rys. 69b). Po odkształceniu w 550°C obserwowano liczne pęknięcia na powierzchni i wewnątrz próbek przebiegające wzdłuż granic ziaren (rys. 69e).

Po rozciąganiu lanego miedzioniklu CuNi25 w temperaturze wyższej od około 600°C widoczne są liczne pęknięcia po granicach ziaren, granice "ząbkowane" (rys. 70a,b), a po odkształceniu w 700°C występują drobne zrekrystalizowane ziarna na powierzchni próbek (rys. 70c). Wyjątkowo ziarna takie obserwowano w próbkach po odkształceniu w 500°C (rys. 69e).



Rys. 70. Struktura lanego stopu CuNi25 po rozciąganiu z szybkością odkształcania 4,2·10⁻¹ s⁻¹ w temperaturze: a)-c) 700°C, d) 750°C

Fig. 70. Structure of CuNi25 cast alloy after tensile test with strain rate of 4.2·10⁻¹ s⁻¹, at temperature of: a)-c) 700°C, d) 750°C

Badania metalograficzne po skręcaniu odlewanych mosiądzów

Generalnie struktury mosiądzów po wysokotemperaturowym skręcaniu są podobne do struktur mosiądzów po wysokotemperaturowym rozciąganiu, jakkolwiek odpowiadają innemu zakresowi temperatury odkształcenia, zwłaszcza dla większej szybkości odkształcania, jaką można było zrealizować w przypadku skręcania. Podobnie jak dla mosiądzów po rozciąganiu, badania metalograficzne nie wykazują istotnych różnic między strukturą próbek poprzecznych i wzdłużnych, jak również między strukturą próbek wygrzewanych przez 5 i 60 min przed skręcaniem.

Struktura odlewanych próbek z mosiądzu CuZn32 odkształcanych z szybkością $4,2\cdot10^{-1}s^{-1}$ w zakresie 300-500°C charakteryzuje się występowaniem dużych, źle trawiących się obszarów o charakterze podendrytycznym – ziaren oddzielonych długimi granicami o rozwiniętym kształcie (rys. 71). Podendrytyczny charakter tych obszarów ujawnia się w postaci specyficznego reliefu w trakcie zmiany ostrości obrazu. Ujawniono również, że w strukturze próbek po skręcaniu występują liczne pęknięcia przebiegające wzdłuż granic wspomnianych obszarów podendrytycznych, od powierzchni w głąb próbki niejednokrotnie na znaczne odległości. Pęknięcia te występują najliczniej w temperaturze 500°C – to jest w TMP (rys. 71b-d). W strukturze próbek skręcanych w 500°C obserwowano cienkie strefy drobnych zrekrystalizowanych ziaren oraz pojedyncze ziarna na powierzchni próbek i rozmieszczone po obu stronach granic obszarów podendrytycznych (rys. 71d), przebiegających od powierzchni w głąb próbek, wzdłuż których najczęściej przebiegają pęknięcia.





Rys. 71. Struktura lanego stopu CuZn32 po skręcaniu z szybkością odkształcania 4,2·10⁻¹ s⁻¹ w temperaturze: a) 400°C, b)-d) 500°C, e)-h) 700°C (czas wygrzewania przed odkształceniem 5 min)
Fig. 71. Structure of CuZn32 cast alloy after torsion test with strain rate of 4.2·10⁻¹ s⁻¹, at temperature of: a) 400°C, b)-d) 500°C, e)-h) 700°C (time of holding before deformation 5 min)



Rys. 72. Struktura lanego stopu CuZn32 po skręcaniu z szybkością odkształcania 10 s⁻¹ w temperaturze: a) 450°C, b) 500°C, c) 550°C, d) i e) 600°C, f) i g) 700°C, h) 800°C (czas wygrzewania przed odkształceniem 5 min)

Fig. 72. Structure of CuZn32 cast alloy after torsion test with strain rate of 10 s⁻¹, at temperature of: a) 450°C, b) 500°C, c) 550°C, d) and e) 600°C, f) and g) 700°C, h) 800°C (time of holding before deformation 5 min)

3. Badania własne



Rys. 73. Struktura lanego stopu CuZn27Ni18 po skręcaniu z szybkością odkształcania 4,2·10⁻¹ s⁻ w temperaturze: a) 550°C, b) 650°C (czas wygrzewania przed odkształceniem 5 min)

Fig. 73. Structure of CuZn27Ni18 cast alloy after torsion test with strain rate of 4.2·10⁻¹ s⁻¹, at temperature of: a) 550°C, b) 650°C (time of holding before deformation 5 min)

Wraz z podwyższeniem temperatury skręcania powyżej 500°C zaobserwowano w strukturze lanego mosiądzu CuZn32 wzrost grubości powierzchniowej strefy zrekrystalizowanych ziaren oraz grubości stref przebiegających wzdłuż granic obszarów podendrytycznych. Dopiero skręcanie w 700°C prowadzi do struktury, w której zrekrystalizowane ziarna obejmują całą objętość próbki, a ich wielkość zwiększa się od powierzchni w głąb próbki (rys. 71e-h). W tych próbkach stwierdzono również mikropęknięcia na granicach zrekrystalizowanych ziaren.

W próbkach mosiądzu CuZn32 skręcanych z szybkością odkształcania 10 s⁻¹ stwierdzono, że w temperaturze niższej od TMP powstają w trakcie odkształcenia rozległe pasma poślizgu oraz pęknięcia w pobliżu powierzchni próbki przechodzące w pasma poślizgu i obszary o drobnych zrekrystalizowanych ziarnach selektywnie rozciągające się od powierzchni w głąb próbki (rys. 72). W próbkach odkształconych w tym zakresie temperatury występuje podobna jak dla szybkości odkształcania 4,2·10⁻¹ s⁻¹ struktura dużych obszarów podendrytycznych, jednak miejscami lepiej trawiąca się; w obszarach tych widoczne są ślady odkształcenia plastycznego i przebiegu procesów aktywowanych cieplnie (rys. 72).

Po skręcaniu w temperaturze zbliżonej do TMP w strukturze mosiądzów stwierdzono występowanie rozległych mikropęknięć wzdłuż granic obszarów podendrytycznych (rys. 72d) oraz strefy drobnych zrekrystalizowanych ziaren na powierzchni próbki i rozmieszczonych wzdłuż granic obszarów podendrytycznych. Wraz ze wzrostem temperatury odkształcenia powyżej 550°C strefa drobnych zrekrystalizowanych ziaren zwiększa się od powierzchni w głąb próbki i po odkształceniu powyżej 700°C obejmuje całą objętość próbki (rys. 72d-f), przy czym podobnie jak dla mniejszej szybkości odkształcania wielkość ziarna jest zróżnicowana i zwiększa się w kierunku wnętrza próbki, a w strukturze zrekrystalizowanych ziaren występują mikropęknięcia na granicach ziaren (rys. 72g,h).

Badania metalograficzne mosiądzu CuZn27Ni18 skręcanego z szybkością 4,2·10⁻¹ s⁻¹ wykazują istnienie struktury dendrytycznej w całym zakresie stosowanej temperatury odkształcania. Po odkształceniu w 550°C zaobserwowano w strukturze próbek mikropęknięcia biegnące wzdłuż granic obszarów o różnej orientacji dendrytów (rys. 73a). W strukturze próbek odkształcanych powyżej 550°C oprócz wspomnianych mikropęknięć stwierdzono zmiany w strukturze dendrytycznej spowodowane odkształceniem i procesami aktywowanymi cieplnie oraz drobne zrekrystalizowane ziarna na powierzchni próbek (rys. 73b).



Rys. 74. Struktura lanego stopu CuZn27Ni18 po skręcaniu z szybkością odkształcania: a) 4,2·10⁻¹ s⁻¹ w temperaturze 800°C oraz z szybkością odkształcania 10 s⁻¹ w temperaturze: b) 550°C, c) 650°C, d) 800°C (czas wygrzewania przed odkształceniem dla wszystkich próbek 5 min)

Fig. 74. Structure of CuZn27Ni18 cast alloy after torsion test with strain rate of: a) 4.2·10⁻¹ s⁻¹ at temperature 800°C, and with strain rate of 10 s⁻¹ at temperature of: b) 550°C, c) 650°C, d) 800°C (time of holding before deformation for all options 5 min)

Obserwacje struktury próbek mosiądzu CuZn27Ni18 odkształcanych z szybkością 10 s^{-1} ujawniają ten sam charakter zmian w strukturze w zależności od temperatury skręcania jak dla szybkości odkształcania 4,2·10⁻¹ s⁻¹, z tym że analogiczne zmiany obserwowano w wyższym zakresie temperatury odpowiednio do wyższej TMP stwierdzonej dla szybkości 10 s^{-1} (rys. 74).

3.4.10. Wyniki badań metalograficznych w transmisyjnym mikroskopie elektronowym

Obserwacje cienkich folii wykonanych z badanych mosiądzów nie pozwalają na uchwycenie generalnych zmian struktury zachodzących w TMP wynikających z zastosowania różnej szybkości odkształcania, dla różnych mosiądzów o różnej wielkości ziarna.

Obserwacje cienkich folii z mosiądzu CuZn1 w mikroskopie elektronowym po rozciąganiu w 350°C, niezależnie od wielkości ziarna, ujawniają występowanie komórkowej struktury dyslokacyjnej (rys. 75) o dużej gęstości dyslokacji w ściankach komórek. W pobliżu szerokokątowych granic ziaren struktura dyslokacyjna charakteryzuje się dużą niejednorodnością pod względem kształtu i wielkości komórek dyslokacyjnych. W strefach tych obserwowano często występowanie podłużnych komórek dyslokacyjnych (rys. 75), co może wskazywać na zróżnicowany przebieg procesów odkształcenia i aktywowanych cieplnie w porównaniu z innymi





Rys. 75. Struktura stopu CuZn1 po odkształcaniu w temperaturze 350°C: a) $\varepsilon'=4,2\cdot10^{-3} s^{-1}$, $d=64 \mu m$, b) i c) $\varepsilon'=4,2\cdot10^{-1} s^{-1}$, $d=64 \mu m$, d)-f) $\varepsilon'=4,2\cdot10^{-3} s^{-1}$, $d=24 \mu m$, (cienkie folie)

Fig. 75. Structure of CuZn1 brass after deformation at temperature of 350° C: a) $\varepsilon'=4.2 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, $d=64 \ \mu\text{m}$, d)-f) $\varepsilon'=4.2 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, $d=24 \ \mu\text{m}$, (thin foils)

obszarami. Struktury obserwowane dla różnych badanych wielkości ziarna i szybkości odkształcania nie wykazują istotnych jakościowych różnic.

Zastosowanie odkształcenia w temperaturze wyższej od 450°C sprzyja tworzeniu się nieprostoliniowych, powyginanych, "ząbkowanych" granic ziaren (rys. 76). W niektórych przypadkach w strefie granic ziaren tworzą się drobne obszary, które mogą być nowymi drobnymi ziarnami (rys. 76). W omawianym zakresie temperatury w roztworze stałym α występuje komórkowa struktura dyslokacyjna o zróżnicowanym stopniu wykształcenia, natomiast w pobliżu granic ziaren występują komórki dyslokacyjne o zmiennej wielkości

105



- Rys. 76. Struktura stopu CuZn1 po odkształcaniu w temperaturze 450°C: a) i b) $\varepsilon'=4,2\cdot10^{-3} \text{ s}^{-1}, d=64 \ \mu\text{m}, c) \ \varepsilon'=4,2\cdot10^{-1} \text{ s}^{-1}, d=64 \ \mu\text{m}, d) \ i e) \ \varepsilon'=4,2\cdot10^{-3} \text{ s}^{-1}, d=24 \ \mu\text{m}, f) \ \varepsilon'=4,2\cdot10^{-1} \text{ s}^{-1}, d=24 \ \mu\text{m}, (cienkie folie)$
- Fig. 76. Structure of CuZn1 brass after deformation at temperature of 450°C: a) and b) $\varepsilon'=4.2 \cdot 10^{-3} s^{-1}$, $d=64 \ \mu m, c) \ \varepsilon'=4.2 \cdot 10^{-1} s^{-1}, \ d=64 \ \mu m, d) \ and e) \ \varepsilon'=4.2 \cdot 10^{-3} s^{-1}, \ d=24 \ \mu m, f) \ \varepsilon'=4.2 \cdot 10^{-1} s^{-1}, \ d=24 \ \mu m, (thin foils)$

i kształcie (rys. 76). Rozciąganie w temperaturze 500°C nie powoduje istotnych zmian strukturalnych. Proces odbudowy zgniecionej struktury odbywa się na drodze zdrowienia dynamicznego, co prowadzi do tworzenia się komórkowej struktury dyslokacyjnej (rys. 77).

Wzrost szybkości odkształcania do 4,2·10⁻¹ s⁻¹ prowadzi do powstawania struktury o nieznacznie większym zagęszczeniu dyslokacji w ściankach w porównaniu z komórkami powstającymi przy mniejszej szybkości odkształcania. Granice ziaren wykazują tendencję do





- Rys. 77. Struktura stopu CuZn1 po odkształcaniu w temperaturze 500°C: a) $\varepsilon'=4,2\cdot10^{-3} \text{ s}^{-1}$, $d=64 \ \mu\text{m}$, b) $\varepsilon'=4,2\cdot10^{-1} \text{ s}^{-1}$, $d=64 \ \mu\text{m}$, c)-e) $\varepsilon'=4,2\cdot10^{-3} \text{ s}^{-1}$, $d=24 \ \mu\text{m}$, f) $\varepsilon'=4,2\cdot10^{-1} \text{ s}^{-1}$, $d=24 \ \mu\text{m}$, (cienkie folie)
- Fig. 77. Structure of CuZn1 brass after deformation at temperature 500°C: a) $\varepsilon' = 4.2 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, $d = 64 \ \mu\text{m}$, b) $\varepsilon' = 4.2 \cdot 10^{-1} \text{ s}^{-1}$, $d = 64 \ \mu\text{m}$, c)-e) $\varepsilon' = 4.2 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, $d = 24 \ \mu\text{m}$, f) $\varepsilon' = 4.2 \cdot 10^{-1} \text{ s}^{-1}$, $d = 24 \ \mu\text{m}$, (thin foils)

wyginania się, a w ziarnach przylegających do tych granic, w strefie przygranicznej występują komórki dyslokacyjne o zróżnicowanej wielkości i różnej gęstości dyslokacji (rys. 77d,e). Z uwagi na niejednorodną strukturę dyslokacyjną nawet niskoenergetyczne granice bliźniacze ulegają wygięciu tworząc łukowato zakrzywione granice.

Obserwowane wtrącenia niemetaliczne w większości przypadków określono jako Cu₂O (rys. 78b-d). Wtrącenia te są przyczyną zakotwiczenia granicy, tak że wygięcie granicy

Ryszard Nowosielski



- Rys. 78. Struktura stopu CuZn1 po odkształcaniu: a) i b) w 500°C, $\varepsilon'=4,2\cdot10^{-3} \text{ s}^{-1}$, $d=24 \ \mu\text{m}$, e) w 700°C, $\varepsilon'=4,2\cdot10^{-1} \text{ s}^{-1}$, $d=64 \ \mu\text{m}$, f) w 700°C, $\varepsilon'=4,2\cdot10^{-3} \text{ s}^{-1}$, $d=24 \ \mu\text{m}$; c) dyfraktogram z rys. b, d) rozwiązanie dyfraktogramu z rys. c, (cienkie folie)
- Fig. 78. Structure of CuZn1 brass after deformation: a) and b) at 500°C, $\varepsilon'=4.2\cdot10^{-3} \text{ s}^{-1}$, $d=24 \mu m$, e) at 700°C, $\varepsilon'=4.2\cdot10^{-1} \text{ s}^{-1}$, $d=64 \mu m$, f) at 700°C, $\varepsilon'=4.2\cdot10^{-3} \text{ s}^{-1}$, $d=24 \mu m$; c) diffraction pattern from fig. b, d) solution of diffraction pattern from fig. c, (thin foils)

zachodzi między sąsiednimi komórkami dyslokacyjnymi rozdzielonymi obszarami o zróżnicowanej gęstości dyslokacji. Zdrowienie dynamiczne jest dominującym procesem aktywowanym cieplnie, jaki zachodzi przy wyższej temperaturze odkształcania (rys. 78), czego efektem jest występowanie komórkowej struktury dyslokacyjnej o zróżnicowanym stopniu wykształcenia. Po odkształceniu w 700°C granice dyslokacyjne są słabiej wykształcone niż po odkształceniu w temperaturze niższej.





- Rys. 79. Struktura stopu CuZn10 po odkształcaniu: a) w 300°C, $\varepsilon'=4,2\cdot10^{-1} s^{-1}$, $d=16 \ \mu m$, b) w 450°C, $\varepsilon'=4,2\cdot10^{-1} s^{-1}$, $d=185 \ \mu m$, c) w 500°C, $\varepsilon'=4,2\cdot10^{-1} s^{-1}$, $d=185 \ \mu m$, d) w 550°C, $\varepsilon'=4,2\cdot10^{-1} s^{-1}$, $d=185 \ \mu m$, e) w 550°C, $\varepsilon'=4,2\cdot10^{-1} s^{-1}$, $d=16 \ \mu m$, f) w 700°C, $\varepsilon'=4,2\cdot10^{-1} s^{-1}$, $d=16 \ \mu m$, (cienkie folie)
- Fig. 79. Structure of CuZn10 brass after deformation: a) at 300°C, $\varepsilon'=4.2 \cdot 10^{-1} s^{-1}$, $d=16 \ \mu m$, b) at 450°C, $\varepsilon'=4.2 \cdot 10^{-1} s^{-1}$, $d=185 \ \mu m$, c) at 500°C, $\varepsilon'=4.2 \cdot 10^{-1} s^{-1}$, $d=185 \ \mu m$, d) at 550°C, $\varepsilon'=4.2 \cdot 10^{-1} s^{-1}$, $d=185 \ \mu m$, e) at 550°C, $\varepsilon'=4.2 \cdot 10^{-1} s^{-1}$, $d=16 \ \mu m$, f) at 700°C, $\varepsilon'=4.2 \cdot 10^{-1} s^{-1}$, $d=16 \ \mu m$, (thin foils)

Obserwacje w mikroskopie elektronowym cienkich folii z mosiądzu CuZn10 pozwalają stwierdzić, że zarówno próbki ze stopu gruboziarnistego, jak i drobnoziarnistego po odkształceniu z szybkością $4,2\cdot10^{-3}$ s⁻¹ i $4,2\cdot10^{-1}$ s⁻¹ (rys. 79) w zakresie temperatury 400-600°C mają strukturę o zróżnicowanej gęstości dyslokacji w różnych obszarach ziaren oraz w różnym stopniu wykształconą komórkową strukturę dyslokacyjną. Jednocześnie z umiarkowaną



Rys. 80. Struktura stopu CuZn10 o wyjściowej wielkości ziarna: a)-c) 185 µm, d)-f) 16 µm, odkształcanego z szybkością 1,65·10² s⁻¹ w temperaturze: a) 400°C, b) 800°C, c) 950°C, d) 600°C, e) i f) 650°C, (cienkie folie)

Fig. 80. Structure of CuZn10 brass, with initial grain size: a)-c) 185 μm, d)-f) 16 μm, deformed with strain rate 1.65·10² s⁻¹, at temperature: a) 400°C, b) 800°C, c) 950°C, d) 600°C, e) and f) 650°C, (thin foils)

częstotliwością obserwowano szerokokątowe granice ziaren z wygięciami i uskokami. Po odkształcaniu z dużą szybkością, tj. 0,85·10¹ s⁻¹ i 1,65·10² s⁻¹ (rys. 80), również obserwuje się duże zróżnicowanie gęstości dyslokacji w obrębie poszczególnych ziaren oraz znacznie częściej niż dla mniejszej szybkości odkształcania charakterystyczne granice szerokokątowe z wygięciami, uskokami i "ząbkowaniami" oraz obszary o komórkowej strukturze dyslokacyjnej (rys. 80). Obserwowano również drobne sferyczne ziarna wewnątrz większych ziaren.





Rys. 81. Struktura stopu CuZn32: a) powierzchnia części środkowej wlewka bez odkształcenia, pole ciemne z (111) β', b) dyfraktogram z rys. a, c) rozwiązanie dyfraktogramu z rys. b, d)-f) po skręcaniu z szybkością odkształcania 10 s⁻¹ w temperaturze: d) i e) 600°C, f) 700°C, (cienkie folie)

Fig. 81. Structure of CuZn32 brass: a) surface of middle part of undeformed ingot, dark field from (111) β' , b) diffraction pattern from fig. a, c) solution of diffraction pattern from fig. b, d)--f) after torsion test with strain rate of 10 s⁻¹, at: d) and e) 600°C, f) 700°C, (thin foils)

Badania cienkich folii wykonanych z wlewka z mosiądzu CuZn32 ujawniają strukturę fazy α z bardzo niewielkim udziałem fazy β' (rys. 81) występującej na granicach ziaren roztworu stałego α , głównie w postaci pojedynczych wydłużonych płytek. Faza β' występuje zarówno w głowie, w stopie, jak i w części środkowej wlewka, tak na powierzchni, jak i w rdzeniu. Obserwacje cienkich folii z różnych obszarów wlewka wykazują, że faza β' w rdzeniu wlewka występuje w postaci rozległych pojedynczych ziaren, a jej udział jest większy niż w warstwie powierzchniowej wlewka.



Rys. 82. Struktura stopu CuZn32 o wyjściowej wielkości ziarna 274 μm odkształcanego z szybkością 4,2·10⁻³ s⁻¹ w temperaturze: a) 300°C, b) 400°C; c) dyfraktogram z rys. b, d) rozwiązanie dyfraktogramu z rys. c, (cienkie folie)

Fig. 82. Structure of CuZn32 brass, with initial grain size of 274 μm, deformed with strain rate of 4.2·10⁻³ s⁻¹, at temperature of: a) 300°C, b) 400°C; c) diffraction pattern from fig. b, d) solution of diffraction pattern from fig. c, (thin foils)

W fazie α będącej osnową mosiądzu CuZn32 stwierdzono zróżnicowaną pod względem gęstości i układów strukturę dyslokacyjną oraz wyraźnie zaznaczającą się strukturę dendrytyczną. W przestrzeniach międzydendrytycznych często obserwowano wtrącenia niemetaliczne, które występują w stanie niezmienionym również w mosiądzu po odkształceniu (rys. 81d,e). Obserwowane zróżnicowanie kontrastu w obszarach dendrytycznych (rys. 81f) prawdopodobnie wynika z nierównomiernie przebiegającego procesu ścieniania elektrolitycznego i jest związane z niejednorodnością składu chemicznego tych obszarów. Badania cienkich folii z próbek odlewanego mosiądzu CuZn32 po odkształceniu plastycznym w podwyższonej temperaturze (po rozciąganiu i skręcaniu) pozwalają stwierdzić, że faza β ' występuje zazwyczaj w postaci wydłużonych ziaren. W ziarnach roztworu stałego α występuje struktura o dużej gęstości dyslokacji i różnych układach dyslokacji.

Badania metalograficzne cienkich folii z mosiądzu CuZn32, o wyjściowej strukturze uzyskanej w wyniku wyżarzania i odkształcenia w zakresie TMP, nie wykazują istotnych jakościowych różnic w strukturze, wynikających z wielkości ziarna. Próbki odkształcane w zakresie temperatury 300-450°C z szybkością odkształcania $4,2\cdot10^{-3}$ s⁻¹ wykazują strukturę roztworu stałego α o zróżnicowanej strukturze dyslokacyjnej pod względem gęstości dyslokacji i ich układów (rys. 82 i 83). Miejscami w ziarnach roztworu stałego α występują bliźniaki odkształcenia o zmiennej szerokości. W pobliżu strefy przełomu próbki obserwuje





Rys. 83. Struktura stopu CuZn32 o wyjściowej wielkości ziarna 274 µm odkształcanego z szybkością 4,2·10⁻³ s⁻¹ w temperaturze: a) i b) 450°C, e) i f) 500°C; c) dyfraktogram z rys. b, d) rozwiązanie dyfraktogramu z rys. c, (cienkie folie)

Fig. 83. Structure of CuZn32 brass, with initial grain size of 274 μm, deformed with strain rate of 4.2·10⁻³ s⁻¹, at temperature of: a) and b) 450°C, e) and f) 500°C; c) diffraction pattern from fig. b, d) solution of diffraction pattern from fig. c, (thin foils)

się strukturę dyslokacyjną o dużej gęstości dyslokacji i bardzo słabo wykształconej strukturze komórkowej. Układy takie częściej obserwuje się w próbkach odkształcanych z dużą szyb-kością. Po odkształcaniu stopów w zakresie 400-450°C w cienkich foliach występują miej-scowo "pofalowane" lub "zygzakowate" granice ziaren oraz skupiska i spiętrzenia dyslokacji tych granic. W nielicznych miejscach stwierdzono występowanie płytek fazy β' o dużej smukłości (rys. 82b-d).



- Rys. 84. Struktura stopu CuZn32 o wyjściowej wielkości ziarna 274 µm odkształcanego z szybkością 4,2·10⁻¹ s⁻¹ w temperaturze: a) 300°C, b) 400°C, c)-e) 500°C, f) 600°C, (cienkie folie)
- Fig. 84. Structure of CuZn32 brass, with initial grain size of 274 μm, deformed with strain rate of 4.2·10⁻¹ s⁻¹, at temperature of: a) 300°C, b) 400°C, c)-e) 500°C, f) 600°C, (thin foils)

Po odkształcaniu z szybkością 4,2·10⁻³ s⁻¹ (rys. 83) w pierwotnych ziarnach niezrekrystalizowanych stwierdzono bliźniaki ze znaczną gęstością dyslokacji (rys. 83b-d). W próbkach rozciąganych w 500°C występują obszary częściowo zrekrystalizowane, w których miejsca o niskiej gęstości dyslokacji poprzedzielane są równoległymi pasmami splotów dyslokacji o dużej gęstości (rys. 83e,f). Po odkształcaniu w coraz wyższej temperaturze w badanych foliach występują coraz liczniejsze obszary zrekrystalizowane.

W próbkach odkształcanych z szybkością 4,2·10⁻¹ s⁻¹ w zakresie temperatury do 350°C nie ujawniono istotnych zmian struktury w porównaniu z próbkami odkształconymi z mniejszą





- Rys. 85. Struktura lanego stopu CuZn27Ni18 po wstępnym wygrzewaniu przez 60 min i skręcaniu z szybkością odkształcania 10 s⁻¹ w temperaturze: a) 450°C, b) 500°C; c) dyfraktogram z rys. b, d) rozwiązanie dyfraktogramu z rys. c, (cienkie folie)
- Fig. 85. Structure of CuZn27Ni18 cast brass, after holding before deformation during 60 min, and after torsion test with strain rate of 10 s⁻¹, at temperature of: a) 450°C, b) 500°C; c) diffraction pattern from fig. b, d) solution of diffraction pattern from fig. c, (thin foils)

szybkością (rys. 84a). Natomiast w cienkich foliach uzyskanych z próbek rozciąganych w 400°C obserwowano częściowo zrekrystalizowane obszary z występującymi w nich nielicznymi dyslokacjami (rys. 84b), obok równoległych pasmowych stref o dużej gęstości dyslokacji znajdujących się w ich otoczeniu. Strefy o większej gęstości dyslokacji zawierają grupy dyslokacji położonych blisko siebie, tworzących zakrzywione lub "zygzakowate" granice niskokątowe.

Po odkształceniu w 500°C nadal występują obszary częściowo zrekrystalizowane (rys. 84), z równoległymi układami szeregów dyslokacji usytuowanych obok obszarów o nieuporządkowanym układzie dyslokacji (rys. 84c,d). Podobnie jak dla mniejszej szybkości odkształcania, w obszarach o większej gęstości dyslokacji występują bliźniaki odkształcenia. Obserwacje próbek odkształconych w temperaturze wyższej ujawniają większy udział struktury zrekrystalizowanej. Odkształcanie próbek z większą szybkością nie prowadzi do istotnych zmian jakościowych w strukturze cienkich folii. Istnieją pewne różnice ilościowe w występowaniu opisanych elementów struktury w odniesieniu do szybkości odkształcania oraz zmiany dotyczące zakresu temperatury, w którym wspomniane elementy występują.

Obserwacje cienkich folii z odlewanego mosiądzu CuZn27Ni18 poddanego odkształceniu plastycznemu (rys. 85) nie wykazują istotnych różnic w strukturze materiału rozciąganego i skręcanego. Po odkształceniu w zakresie temperatury 450-500°C stwierdzono strukturę

Ryszard Nowosielski



Rys. 86. Struktura lanego stopu CuZn27Ni18 po wstępnym wygrzewaniu przez 60 min i skręcaniu z szybkością odkształcania 10 s⁻¹ w temperaturze 550°C, a) i d) obraz struktury, b) dyfraktogram z rys. a, c) rozwiązanie dyfraktogramu z rys. b, (cienkie folie)

Fig. 86. Structure of CuZn27Ni18 cast brass, after holding before deformation by 60 min, and torsion test with strain rate of 10 s^{-1} , at temperature of 550°C: a) and d) structure pattern, b) diffraction pattern from fig. a, c) solution of diffraction pattern from fig. b, (thin foils)

roztworu stałego α o dość dużej zróżnicowanej gęstości dyslokacji w różnych układach oraz obecność nielicznych cienkich płytek fazy β' na granicach roztworu stałego α (rys. 85). Badania struktury cienkich folii po odkształceniu w temperaturze 550°C wykazują również obecność fazy β' (rys. 86a-c) oraz roztworu stałego α o zróżnicowanej pod względem gęstości i układów strukturze dyslokacyjnej i obszary o charakterystycznym pasmowym układzie (rys. 86d) będące skupiskami bliźniaków odkształcenia o charakterystycznych powyginanych i łukowatych granicach.

3.4.11. Wyniki pomiarów energii aktywacji odkształcenia plastycznego mosiądzów

Obliczenia energii aktywacji odkształcenia mosiądzów CuZn1, CuZn4, CuZn10 i CuZn32 dla stałych szybkości odkształcania $4,2\cdot10^{-3}$ s⁻¹ i $4,2\cdot10^{-1}$ s⁻¹ wskazują, że w zależności od temperatury odkształcania występują dwa zakresy poziomów energii aktywacji procesu odkształcania mosiądzów: niskotemperaturowy, dla którego energia aktywacji osiąga wartości niższe w zakresie 100 do 200 kJ/mol, oraz wysokotemperaturowy, w którym energia aktywacji osiąga wartości wyższe na poziomie 200 do 500 kJ/mol (rys. 87-90). Można zaobserwować tendencję, że poziom energii aktywacji generalnie jest niższy dla mosiądzów o niższym stężeniu cynku oraz niższy dla mniejszej wielkości ziarna i szybkości odkształcania.







Rys. 88. Wyniki pomiaru energii aktywacji odkształcenia plastycznego mosiądzu CuZn4 Fig. 88. Results of energy activation measurement of plastic deformation for CuZn4 brass

116

117



Rys. 89. Wyniki pomiaru energii aktywacji odkształcenia plastycznego mosiądzu CuZn10

Fig. 89. Results of energy activation measurement of plastic deformation for CuZn10 brass



Rys. 90. Wyniki pomiaru energii aktywacji odkształcenia plastycznego mosiądzu CuZn32

Fig. 90. Results of energy activation measurement of plastic deformation for CuZn32 brass

3. Badania własne

Tendencje te nie są wyraźne, a ponadto występują od nich odstępstwa. Temperatura zmiany energii aktywacji procesu odkształcenia plastycznego mosiądzów oscyluje w granicach 400--600°C. Szczegółowe wartości energii aktywacji odkształcenia plastycznego mosiądzów zestawiono na rys. 87-90.

3.4.12. Wyniki pomiarów tarcia wewnętrznego

Pomiary tarcia wewnętrznego prowadzone były w próżni, w związku z tym zostały ograniczone do badań stopu CuZn1 ze względu na najmniejszą skłonność tego stopu do powierzchniowego odcynkowania, które bardzo intensywnie zachodzi dla pozostałych stopów o wyższym stężeniu cynku.

Przeprowadzone pomiary tarcia wewnętrznego Q⁻¹ dla stopu CuZn1 o trzech strukturach wyjściowych: po zgniocie, po wyżarzaniu w 450°C/1h (wielkość ziarna 24 µm), po wyżarzaniu w 800°C/2h (wielkość ziarna 64 µm), wykazują na spektrach tłumienia występowanie pików w zakresie temperatury 350-450°C. Dla stopu o strukturze wyjściowej po zgniocie pik tłumienia stwierdzono w temperaturze 336°C. Dla stopu o strukturze wyjściowej po wyżarzaniu w 450°C/1h, o wielkości ziarna 24 µm, pik tłumienia stwierdzono w temperaturze 375°C, natomiast dla stopu o strukturze wyjściowej po wyżarzaniu w 450°C/2h, o wielkości ziarna 24 µm, pik tłumienia – zależność tarcia wewnętrznego Q⁻¹ w funkcji temperaturze 419°C. Spektra tłumienia – zależność tarcia wewnętrznego Q⁻¹ w funkcji temperatury – przedstawiono dla poszczególnych wariantów na rys. 91-93. Ponadto wyznaczono czas relaksacji τ dla analizowanych wariantów, przyjmując warunek $\omega \tau = 1$, gdzie $\omega = 2\pi f$ jest częstotliwością oscylacji przy maksimum tłumienia. Z zależności logarytmu czasu relaksacji od odwrotności temperatury w K dla analizowanych wariantów wyznaczono energię aktywacji procesów odpowiedzialnych za powstawanie pików tłumienia



Rys. 91. Spektrum tłumienia dla stopu CuZn1 o strukturze wyjściowej po zgniocie na zimno

Fig. 91. Mechanical attenuation spectrum for CuZn1 alloy with initial structure after cold deformation

Ryszard Nowosielski



Rys. 92. Spektrum tłumienia dla stopu CuZn1 o strukturze wyjściowej po wyżarzaniu w 450°C/1h (wielkość ziarna 24 µm)

Fig. 92. Mechanical attenuation spectrum for CuZn1 alloy with initial structure after annealing at 450°C/1h (grain size of 24 μm)



Rys. 93. Spektrum tłumienia dla stopu CuZn1 o strukturze wyjściowej po wyżarzaniu w 800°C/2h (wielkość ziarna 64 μm)

Fig. 93. Mechanical attenuation spectrum for CuZn1 alloy with initial structure after annealing at 800°C/2h (grain size of 64 µm)

(rys. 94). Energia aktywacji wynosi odpowiednio 134 kJ/mol dla próbek zgniecionych, 146 kJ/mol dla wyżarzonych o wielkości ziarna 24 μm i 167 kJ/mol dla próbek wyżarzonych o wielkości ziarna 64 μm. Dla analizowanych wariantów stwierdzono również duże różnice w poziomie tłumienia, który jest najwyższy dla stopu zgniecionego, mniejszy dla stopu wyżarzonego o wielkości ziarna 24 μm i najniższy dla stopu wyżarzonego o wielkości ziarna 64 μm.





Rys. 94. Wykres Arrheniusa czasu relaksacji dla stopu CuZn1; d - wielkość ziarna, ∆H - energia aktywacji procesu relaksacji

Fig. 94. Arrhenius plot of relaxation time for CuZn1 alloy; d - grain size, ΔH - activation energy of relaxation process

3.4.13. Wyniki pomiarów densometrycznych

W celu określenia zmian objętości mikroszczelin – pustek powstających w procesie odkształcenia plastycznego w funkcji temperatury, przeprowadzono ważenie hydrostatyczne próbek odkształconych z 10% wydłużeniem. Ważenie realizowano w celu określenia gęstości odkształconej części próbki i nieodkształconej części próbki (łba). Za miarę objętości mikroszczelin przyjęto różnicę gęstości między łbem a odkształconą częścią pomiarową próbki. Zależność objętości mikroszczelin od temperatury rozciągania dla szybkości odkształcania 4,2·10⁻⁵ s⁻¹ przedstawia rys. 95a. W zakresie temperatury 300-450°C objętość mikroszczelin uzyskuje małe wartości, na poziomie średnio około 0,2%. Pomiary obarczone były dosyć



- Rys. 95. Zmniejszenie gęstości próbek z mosiądzu CuZn32 o wyjściowej wielkości ziarna 274 μm, w funkcji temperatury rozciągania, odkształcanych do 10% wydłużenia z szybkością: a) 4.2·10⁻³ s⁻¹, b) 4.2·10⁻¹ s⁻¹
- Fig. 95. Abatement of sample density of CuZn32 brass with initial 274 μm grain size, as a function of tensile test temperature, after 10% elongation with strain rate of: a) 4,2·10⁻³ s⁻¹, b) 4,2·10⁻¹ s⁻¹

121

Ryszard Nowosielski

dużym błędem, gdyż pewna część wyników uzyskała wartości ujemne. Te wyniki zostały odrzucone. W zakresie temperatury 450-550°C objętość mikroszczelin osiąga wartości najwyższe, średnio około 1-2%, przy czym wartości ujemne dla tego zakresu temperatury odkształcania uzyskiwano sporadycznie. Powyżej 600°C objętość mikroszczelin stopniowo zmniejsza się wraz ze wzrostem temperatury odkształcania.

Dla próbek rozciąganych z szybkością odkształcania 4,2·10⁻¹ s⁻¹ stwierdzono, że objętość mikroszczelin uzyskuje wartości średnie na poziomie 0,2-0,3% w całym zakresie badanej temperatury (rys. 95b). W zakresie 500-600°C obserwowano niewielki wzrost objętości mikroszczelin, w skrajnym przypadku do około 1%. Generalnie dla większej szybkości odkształcania wyniki pomiaru objętości mikroszczelin osiągają wartości mniejsze.



and they first from the second of the

4. OMÓWIENIE WYNIKÓW BADAŃ

Teorie naukowe do końca lat siedemdziesiątych XX w. kształtowały się pod wpływem paradygmatu newtonowsko-kartezjańskiego nazywanego paradygmatem deterministycznomechanistycznym. Koncepcja I. Newtona zakładała skrajnie zdeterminowany obraz ruchu wszystkich ciał, czas niezależny od materii i płynący zawsze w jednym kierunku oraz statyczność świata. Według tej koncepcji rozwiązanie problemu jest sumą rozwiązań części, na które problem można podzielić (zasada redukcjonizmu). Deterministyczne rozumienie rzeczywistości spowodowało wąskie widzenie przyczynowości. Stąd też następujące założenia teoretyczne:

- przyczyna jest skutkiem zajścia,
- takie same przyczyny wywołują takie same skutki,
- skutki są zależne od przyczyny,
- skutek nie tworzy przyczyny, lecz jest przez nią wywołany.

Założenia te pozwoliły na opracowanie wielu ciekawych i formalnie poprawnych modeli teoretycznych.

W wyniku gwałtownego rozwoju nauk został sformułowany nowy paradygmat nazywany ewolucyjno-dynamicznym. Na jego kształtowanie zdecydowany wpływ miały:

- teoria ewolucji i związane z nią powszechne prawo rozwoju,
- prawo entropii, które zakwestionowało odwracalność procesów i pozostałe zasady termodynamiki,
- teoria względności, której konsekwencją było nowe postrzeganie rzeczywistości i stwierdzenie, że żaden składnik rzeczywistości nie istnieje samodzielnie, a każde zdarzenie oddziałuje na inne zdarzenia,
- teoria systemów, z której wynika, że im bardziej skomplikowaną strukturę ma system, tym bardziej wzrasta liczba elementów, które mogą decydować o zachowaniu się całości; nie bez znaczenia są także występujące w systemach efekty synergiczne i katalityczne,
- koncepcja chaosu deterministycznego, według której wszystkie dynamiczne systemy, o więcej niż dwóch stopniach swobody, mogą się charakteryzować chaotycznością zachowania, co powoduje ich nieprzewidywalność w dłuższym okresie.

Zachodzące zmiany nie ominęły również metaloznawstwa i zapewne spowodują dalsze zmiany w rozumieniu jego współczesnych problemów i metody. Traktując metal jako dynamiczny i bardzo złożony system o skomplikowanej strukturze, można się oprzeć na szeregu założeniach paradygmatu ewolucyjno-dynamicznego.

We współczesnym metaloznawstwie istnieje wiele problemów, których wyjaśnienie wymaga powiązania efektów obserwowanych w skali makro ze zjawiskami i mechanizmami zachodzących w skali mikro i mezo. Często efekty obserwowane w skali makro związane są z przebiegiem wielu różnych mechanizmów i procesów przebiegających w skali mikro- bądź mezoskopowej, z różnym ich udziałem i stochastycznie się układającą ich lokalizacją w skali mikro-, mezo- i makroskopowej. Przykładem takiego efektu może być efekt nadplastycznego odkształcenia lub pozornie jego zaprzeczenie, czyli efekt występowania temperatury mini-malnej plastyczności (TMP), który określa temperaturę odkształcania metalu (zazwyczaj podwyższoną), w której makroskopowo mierzona plastyczność próbek osiąga wartość mini-malną. Najczęściej TMP bada się w wysokotemperaturowej próbie rozciągania, w której miarą plastyczności jest wydłużenie i przewężenie próbek ze wszystkimi konsekwencjami wynikającymi z takiego eksperymentu. Podejrzenie stochastycznego charakteru tego efektu, którą może





Fig. 96. Relationship of elongation and reduction of area for fine-grained binary brasses versus temperature and strain rate of a 4.2·10⁻³ s⁻¹, b) 1.65·10² s⁻¹

być niejednorodne odkształcenie i w konsekwencji niejednorodny przebieg procesów aktywowanych cieplnie, ogranicza możliwości zaplanowania tak zwanego "czystego eksperymentu". Ponieważ niejednorodne odkształcenie jest wynikiem nie tylko budowy krystalicznej metali, ale również wynikiem szeregu innych niejednorodności, takich jak chemiczna, geometryczna, wielkości ziarna, termiczna itp., to zaplanowanie "czystego eksperymentu" wyklucza występowanie wspomnianego efektu, bądź go istotnie osłabia utrudniając jego badanie. Ponieważ prawdopodobną przyczyną efektu TMP są niejednorodności i w konsekwencji niejednorodne odkształcenie, to warunki badania tego efektu są związane z jednoczesnym oddziaływaniem różnych czynników, co daje wrażenie, że eksperyment jest "nieczysty", a wynika z istoty tego efektu – niejednorodności.





- Rys. 97. Zależność wydłużenia i przewężenia drobnoziarnistych mosiądzów dwuskładnikowych od temperatury i szybkości odkształcania: a) 4,2·10⁻³ s⁻¹, b) 1,65·10² s⁻¹
- Fig. 97. Relationship of elongation and reduction of area for coarse-grained binary brasses versus temperature and strain rate of: a) $4.2 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, b) $1.65 \cdot 10^{2} \text{ s}^{-1}$

Przeprowadzone próby odkształcania mosiądzów w temperaturze podwyższonej jednoznacznie wykazują, że TMP jest obserwowana dla wszystkich badanych mosiądzów i innych badanych stopów miedzi niezależnie od stężenia cynku i niklu, jak również od stanu wyjściowego stopu (stopy odlewane, kute, wyciskane i przeciągane). Występowanie TMP stwierdzono zarówno dla stopów gruboziarnistych o wielkości ziarna zbliżonej do 200 µm, jak i dla stopów drobnoziarnistych o wielkości ziarna o rząd mniejszej, tj. około 20 µm. Również występowanie TMP stwierdzono zarówno w przypadkach rozciągania i skręcania, z różną szybkością odkształcania w stosunkowo szerokim zakresie 10^{-3} - 10^2 s⁻¹, a nawet w warunkach kucia. W literaturze spotyka się opisy eksperymentów, w których efekt TMP obserwowano przy szybkości odkształcania 10^{-5} - 10^{-4} s⁻¹ (patrz punkt 2.1).

4. Omówienie wyników badań





Rys. 98. Zależność wydłużenia i przewężenia od szybkości i temperatury odkształcania dla drobnoziarnistego mosiądzu CuZn10

Fig. 98. Relationship of elongation and reduction of area versus strain rate and deformation temperature for fine-grained CuZn10 brass

Analiza wyników prób rozciągania wskazuje, że TMP występuje jako pewien zakres temperatury, w którym stop charakteryzuje się obniżoną plastycznością. W zależności od wymienionych wyżej parametrów, a więc wielkości ziarna, szybkości odkształcania oraz składu chemicznego i historii technologicznej stopu, wielkość temperaturowego zakresu TMP i jego położenie na osi temperatury, jak również średni poziom (obniżonej) plastyczności ulegają zmianom. Trudno określić zależność tych zmian od wymienionych czynników, ponieważ zależności te nie są w pełni jednoznaczne. Można natomiast określić podstawowe tendencje w charakterze tych zmian, pomimo że występują wyjątki, które być może potwierdzają regułę. Próbę ujęcia wzajemnych zależności przedstawiono na rys. 96-99. Generalnie można stwierdzić, że zwiększanie stężenia cynku w mosiądzach wpływa na zmniejszenie TMP, natomiast zwiększanie szybkości odkształcania podwyższa TMP i często jest przyczyną rozszerzenia temperaturowego zakresu obniżonej plastyczności, zwłaszcza stopów o małym stężeniu cynku. Podobnie wpływa wielkość ziarna, powodując występowanie TMP w wyższym zakresie temperatury dla mniejszego ziarna. Bezwzględna wartość tych zmian (wielkość przesunięcia TMP, zmiany w średniej lub minimalnej wartości wydłużenia lub przewężenia w zakresie TMP) jest różna i nieproporcjonalna do miary wymienionych czynników, a czasami prawie zerowa, nie licząc wspomnianych wcześniej wyjatków. Sugeruje to stochastyczny charakter analizowanego efektu, który zależy od przebiegu mechanizmów odkształcenia plastycznego i ewentualnie równolegle przebiegających procesów aktywowanych cieplnie oraz wpływu na te procesy wielu wcześniej wymienionych czynników ("zakłóceń procesu odkształcania") i temperatury odkształcania.

Stosunkowo duży zakres szybkości odkształcania zastosowany w niniejszych eksperymentach od 10⁻³ do 10² s⁻¹ wskazuje, że TMP występuje w obszarach funkcjonowania różnych mechanizmów odkształcenia, w których istnieje zawsze zakres temperatury funkcjonowania procesów aktywowanych cieplnie, w tym rekrystalizacji dynamicznej (rys. 100). Można wykazać, korzystając z mapy odkształcenia plastycznego miedzi i przyjmując na podstawie przeprowadzonych badań oraz danych literaturowych, że zakres TMP mosiądzów wynosi



- Rys. 99. Zależność wydłużenia i przewężenia od szybkości i temperatury odkształcania dla gruboziarnistego mosiądzu CuZn32
- Fig. 99. Relationship of elongation and reduction of area versus strain rate and deformation temperature for coarse-grained CuZn32 brass



- Rys. 100. Mapa odkształcenia plastycznego dla miedzi jak na rys. 11 [95]; na mapie zaznaczono zakres temperatury rekrystalizacji statycznej i zakres temperatury minimalnej plastyczności dla mosiądzów
- Fig. 100. Plastic deformation map for copper as fig. 11 [95]; on the map is marked a range of static recrystalisation temperature and ductility minimum temperature for brasses

127



Rys. 101. Zależność wielkości ziarna od zgniotu i temperatury wyżarzania, według [55,62]

Fig. 101. Relationship of grain size versus strain and annealing temperature, according to [55,62]

400-600°C, zakres poczatku rekrystalizacji statycznej miedzi 180-230°C [55,56,62], a zakres temperatury wyżarzania rekrystalizującego miedzi i mosjądzów dwuskładnikowych odpowiednio 300-400°C i 230-370°C, że TMP mosiądzów występuje między zakresem temperatury rekrystalizacji statycznej i rekrystalizacji dynamicznej (pole zakropkowane - dane eksperymentalne dla miedzi - rys. 100). Nie zważając na to, że mapę odkształcenia plastycznego miedzi wyliczono dla ziarna o wielkości 100 µm [95] oraz że dane obliczeniowe zależa również od wielkości odkształcenia, można stwierdzić, że TMP wystepuje w zakresje temperatury, w którym niejednorodnie uruchamiają się procesy aktywowane cieplnie tylko w obszarach materiału do tego zdolnych. Aby procesy takie mogły zachodzić, w strukturze musi być przekroczona pewna wartość energii zmagazynowanej w wyniku odkształcenia plastvcznego [159,160]. A wiec w stosunkowo niskiej temperaturze procesy aktywowane cieplnie mogą przebiegać tylko w obszarach o odpowiednio dużym zgniocie. Realizowanie takiego procesu w odpowiedniej temperaturze przy zgniocie krytycznym może prowadzić do selektywnego wzrostu ziaren we wspomnianych obszarach, co w warunkach dynamicznych jest raczej utrudnione. Niemniej obserwowano obszary, w których nastepuje selektywny wzrost ziarna i powstawanie pęknięć (rys. 36,37,40,45,46,51,52,59,60). Gniot krytyczny dla miedzi i mosiądzów kształtuje się w zakresie 5-7% (rys. 101), a w warunkach dynamicznych może sięgnąć nawet 20% (rys. 102) w zależności od temperatury odkształcania. Wprawdzie zaprezentowane wyniki odnoszą się do średniej średnicy i średniej powierzchni ziarna, przez to nie uwzględniają lokalnej niejednorodności wielkości ziarna oraz prawdopodobnego selektywnego wzrostu ziaren w niektórych obszarach, ale wskazują na zależność gniotu krytycznego od temperatury odkształcania, jak również nasuwają pytanie, jak się zmienia gniot krytyczny w zależności od wyjściowej wielkości ziarna i szybkości odkształcania.

W pierwszym etapie odkształcenia (np. rozciągania próbki) w wyniku niejednorodnego odkształcenia⁷⁾ tylko w niewielkiej części objętości próbki występują obszary zgniecione [148], w których energia zmagazynowana osiąga wartości umożliwiające przebieg procesów aktywowanych cieplnie (zmierzających do odbudowy odkształconej struktury stopu). W wyniku tego w odpowiedniej temperaturze odkształcania może powstać stan równowagi, w którym odkształcenie próbki nie przebiega jednakowo w całej jej objętości, a stabilnie w stochastycznie rozmieszczonych obszarach, w których zachodzi lokalizacja odkształcenia



Rys. 102. Zależność średniej powierzchni ziarna od gniotu i temperatury odkształcenia plastycznego dla mosiądzu CuZn15 [55,158]

Fig. 102. Relationship of average grains surface versus strain and temperature of plastic deformation for CuZn15 brass [55,158]

i lokalizacja przebiegu procesów aktywowanych cieplnie (zdrowienie lub rekrystalizacja dynamiczna).

Przy tak przebiegającym odkształceniu powstają pęknięcia na granicach wspomnianych obszarów, które są przyczyną koncentracji naprężeń i kolejnej lokalizacji odkształcenia w kolejnych mikroobszarach, pękania i w następstwie zniszczenia (zerwania) próbki. W im mniejszej objętości próbki takie procesy zachodzą, tym prędzej dochodzi do zniszczenia próbki, co w rezultacie daje efekt makroskopowo małej plastyczności metalu. Jeżeli uznać, że zaproponowany stochastycznie przebiegający mechanizm odkształcania i niszczenia próbki w zakresie TMP jest prawdopodobny, to tym samym uzasadniona może być teza, że TMP jest związana z niejednorodnym odkształceniem i niejednorodnym przebiegiem ogólnie rozumianych procesów aktywowanych cieplnie. Tak postawiony problem może prowadzić do koncepcji modelu odkształcania w warunkach powstawania w metalu struktury z miejscami "twardymi" i "miękkimi" [1-3], w którym przy określonym poziomie naprężeń metal odkształca się w wyniku lokalizacji odkształcenia w miejscach "miękkich", czego konsekwencją jest przedwczesne zniszczenie próbki (jej kruchość w skali makro).

Badania metalograficzne próbek odkształconych w zakresie TMP, wykonane na mikroskopie świetlnym, dobitnie wskazują na niejednorodny przebieg odkształcenia plastycznego i procesów aktywowanych cieplnie. Tam gdzie przeważają procesy rekrystalizacji, jest to szczególnie widoczne, natomiast tam gdzie dominują procesy zdrowienia, jest to mniej wyraźne. Dotyczy to głównie próbek o strukturze wyjściowej po przeciąganiu i wyżarzaniu, zarówno gruboziarnistych, jak i drobnoziarnistych. W przypadku stopów odlewanych, po ich odkształceniu obserwowano mniej wyraźne ślady niejednorodnego odkształcenia i przebiegu procesów aktywowanych cieplnie. Niemniej jednak występowanie drobnych zrekrystalizowanych ziaren po pierwotnych granicach ziaren, często w towarzystwie pęknięć przebiegających wzdłuż granic ziaren, dekorowanych drobnymi ziarnami, obserwowano w wielu przypadkach we wszystkich badanych stopach odlewanych (rys. 63,64,67,69,72).

⁷⁾ Za miarę niejednorodnego odkształcenia przyjęto stosunek obszarów, w których odkształcenie przy danym naprężeniu zachodzi, do całkowitej objętości próbki.

Ryszard Nowosielski

Generalnie na podstawie przeprowadzonych badań metalograficznych można wyróżnić dwa przebiegi zmian struktury obserwowanych po odkształcaniu w temperaturze podwyższonej stopów o strukturze wyjściowej uzyskanej w wyniku przeciągania i wyżarzania. Przebiegi te można przede wszystkim odróżnić dla stopów drobnoziarnistych i gruboziarnistych oraz mniej wyraźnie dla małej i dużej szybkości odkształcania, jak również dla małego i dużego steżenia cvnku.

Dla stopów gruboziarnistych (rys. 103) w temperaturze poniżej TMP obserwuje się klasyczne struktury po odkształceniu plastycznym na zimno. W zakresie niskotemperaturowej części strefy TMP obserwuje się występowanie peknieć po granicach ziaren w towarzystwie drobnych zrekrystalizowanych ziaren (rys. 103). W zakresie wysokotemperaturowej strefy TMP obserwuje się obszary drobnych i dużych ziaren, a pęknięcia najczęściej przebiegają po granicach obszarów gruboziarnistych i drobnoziarnistych (rys. 103). Odkształcanie w temperaturze wyższej od TMP prowadzi do powstawania struktury zrekrystalizowanej o mniejszej od wyjściowej wielkości ziarna. Przedstawiony przebieg jest bardziej wyraźny dla mniejszej szybkości odkształcania i stopów o wyższym stężeniu cynku.

W stopach o wyjściowej strukturze drobnoziarnistej (rvs. 104) przebieg zmian struktury jakościowo jest bardzo podobny do poprzedniego, ale pozbawiony etapu powstawania drobnych zrekrystalizowanych ziaren na granicach ziaren pierwotnych. W obu przypadkach w niskotemperaturowei strefie TMP obserwuje sie również



- Rys. 103. Schemat zmian struktury mosiądzów o wyjściowej strukturze gruboziarnistej w trakcie odkształcania w temperaturach podwyższonych
- Fig. 103. Schema of structure changes of coarse-grained brasses during deformation at elevated temperatures





Rys. 104. Schemat zmian struktury mosiądzów o wyjściowej strukturze drobnoziarnistej w trakcie odkształcania w temperaturach podwyższonych

Fig. 104. Schema of structure changes of fine-grained brasses during deformation at elevated temperatures

poślizg po granicach ziaren i w związku z tym mechanizm odkształcania zaproponowany przez Gifkinsa [161] - model "płaszcza i rdzenia" (rys. 105). W tym przypadku widać, że wielkość ziarna może mieć wpływ na wielkość strefy odkształconej, na wielkość zarodków rekrystalizacji i w konsekwencji na przebieg lub nie rekrystalizacji dynamicznej lub metadynamicznej w obszarach przygranicznych. Wykazano ścisłe powiązanie poślizgu po granicach ziaren z poślizgiem wewnątrz ziaren oraz cykliczność poślizgu po granicach ziaren związaną z kolejno następującym po sobie umocnieniem i zdrowieniem [155].

Alternatywą jest mięknięcie na skutek innych mechanizmów. Poślizg po granicach ziaren w badanych stopach, zwłaszcza gruboziarnistych, prawdopodobny przy szybkości odkształcania rzędu 10⁻³ s⁻¹ i mniejszej, musi wywoływać silną akomodację przez odkształcenie

pekniecia po granicach ziaren, bez występowania drobnych zrekrystalizowanych ziaren dekorujących granice pierwotną, co może sugerować, że niekoniecznie mięknięcie obszarów przygranicznych i lokalizacja odkształcenia w tej strefie musza zachodzić na drodze rekrystalizacji dynamicznej lub jest to wynik wzajemnych proporcji wielkości obszarów odkształconych i wielkości ziarna.

Wymienione czynniki, a więc wielkość ziarna, szybkość odkształcania, steżenie cynku, w różny sposób mogą wpływać na przebieg opisanego mechanizmu niejednorodnego odkształcenia i niejednorodnego przebiegu procesów aktywowanych cieplnie.

Wielkość ziarna generalnie ma wpływ na stopień niejednorodności odkształcenia. W stopie o większym ziarnie należy sie spodziewać większej niejednorodności odkształcenia niż w stopie drobnoziarnistym. Równocześnie wielkość obszarów miękkich w stopie drobnoziarnistym powinna być mniejsza. Z drugiej strony im mniejsze ziarno, tym mniejsza droga swobodna dla dyslokacji i w konsekwencji wieksza gęstość dyslokacji w porównaniu z ziarnami dużymi, a tym samym wieksze prawdopodobieństwo, że energia zmagazynowana wcześniej w trakcie procesu odkształcenia osiagnie wartość odpowiednią dla przebiegu procesów aktywowanych cieplnie.

Przy mniejszej szybkości odkształcania możliwy jest również

4. Omówienie wyników badań



Rys. 105. Model "płaszcza" i "rdzenia" Gifkinsa [161], wyjaśniający akomodację odkształceniową podczas poślizgu po granicach ziaren



plastyczne obszarów przygranicznych. Stąd wyraźne ślady rekrystalizacji tych obszarów w stopach odkształcanych (rys. 54). Przy większej szybkości odkształcania liczba tych śladów w postaci drobnych ziaren dekorujących granice pierwotne wyraźnie się zmniejsza, co może mieć związek ze zmniejszeniem udziału poślizgu po granicach ziaren i szybszym osiąganiem w obszarach odkształconych odpowiedniej dla przebiegu procesów aktywowanych cieplnie energii zmagazynowanej.

Oczywiste jest, że skład chemiczny, a w szczególności stężenie cynku w mosiądzach dwuskładnikowych istotnie wpływa na przebieg procesu odkształcenia plastycznego, a tym samym na zachowanie się stopu w zakresie TMP. Znana i oczywista jest umacniająca rola cynku w procesie odkształcenia plastycznego. Mniej oczywisty jest wpływ cynku na przebieg procesu odkształcenia plastycznego i procesów aktywowanych cieplnie. Wzrost stężenia cynku w mosiądzach powoduje zmniejszanie się energii błędu ułożenia (EBU) (rys. 106). Od pewnego stężenia cynku (około 10%) w mosiądzach obserwuje się zmianę charakteru poślizgu. Wiąże się to z wpływem cynku na energię błędu ułożenia i w konsekwencji na tworzenie się różnych struktur dyslokacyjnych i przebieg różnych procesów aktywowanych cieplnie (zdrowienia dynamicznego i rekrystalizacji dynamicznej). Stwierdzono, że w mosiądzach o stężeniu cynku poniżej 10% dominują procesy zdrowienia dynamicznego, co koreluje z zaprezentowanymi wynikami badań. W stopach o stężeniu cynku większym dominują procesy rekrystalizacji dynamicznej [161]. Relacje te mogą być wzmacniane lub osłabiane przez wpływ wielkości ziarna oraz temperatury i szybkości odkształcania.

Wspomniane już niejednorodności składu chemicznego mogą potęgować przebieg niejednorodnego odkształcenia. Niejednorodności te mogą powstawać jako efekt niedoskonałego procesu wytwarzania metali, ale również mogą być nieuniknione i powstawać samorzutnie w wyniku specyficznego przebiegu procesów dyfuzji, wleczenia pierwiastków, np. cynku, przez migrującą granicę ziarna [92,93], co może prowadzić nawet do 2% zróżnicowania stężenia cynku. W wyniku nierównowagowego, lokalnego wzrostu stężenia cynku może powstawać w mosiądzach nierównowagowa faza β' stwierdzona w cienkich foliach oraz rentgenograficznie w mosiądzach odlewanych, z całą pewnością wywołująca lokalnie inny przebieg procesu odkształcenia (potęguje niejednorodność odkształcania) i ewentualnych procesów aktywowanych cieplnie. Fazę β' obserwowano w mosiądzu CuZn32, natomiast nie





Fig. 106. Influence of zinc concentrations on stacking fault energy of binary brass [161]

obserwowano w pozostałych mosiądzach dwuskładnikowych, co nie ma wpływu na jakościowy przebieg zmian plastyczności stopów w funkcji temperatury.

Skutki niejednorodności chemicznych są oczywiste, jeżeli dyskutuje się zróżnicowanie naprężenia niezbędnego do odkształcenia (obszary o zróżnicowanym składzie chemicznym mają różne własności mechaniczne). Zazwyczaj nie zauważa się, że lokalne zmiany składu chemicznego mogą wpływać na lokalną zmianę EBU, a w konsekwencji na lokalnie zróżnicowany przebieg procesu odkształcenia i procesów aktywowanych cieplnie, co może prowadzić do lokalizacji odkształcenia i pękania stopu. W szczególności EBU wpływa na układy dyslokacyjne formujące się podczas odkształcenia plastycznego. To z kolei kontroluje intensywność poślizgu poprzecznego i wspinania dyslokacji, które decydują o ilości energii zmagazynowanej.

Stopy o dużej EBU (poniżej 10% Zn) wykazują stały wzrost natężenia zdrowienia dynamicznego wraz ze wzrostem odkształcenia. Wiąże się to ze zdolnością do magazynowania energii i następnego jej wykorzystania, co związane jest z niekorzystnymi warunkami dla procesów wspinania dyslokacji i poślizgu poprzecznego. W stopach o małej EBU (powyżej 20% Zn) wzrasta skłonność stopu do rekrystalizacji dynamicznej, jakkolwiek również zdrowienie dynamiczne odgrywa ważną rolę przy odkształceniu powyżej 30%. Zwiększanie odkształcenia silnie intensyfikuje proces zdrowienia dynamicznego, prawdopodobnie z powodu dużej ilości energii zmagazynowanej [162]. Tego typu relacje mogą mieć istotny wpływ na przebieg procesu odkształcenia plastycznego i procesów aktywowanych cieplnie w mikroobszarach, zwłaszcza w niższej temperaturze (zakres TMP) oraz przy mniejszych lub przynajmniej średnich odkształceniach (wielkość odkształcenia w mikroobszarach jest nieznana), charakterystycznych dla TMP.

Niewykluczony jest również przebieg procesów aktywowanych cieplnie, statycznych lub metadynamicznych. Próbki użyte do badań mogą być odkształcone przed próbą rozciągania, a więc zawierać energię zmagazynowaną pochodzącą z wcześniejszych procesów wytwarzania próbki (na przykład w próbkach odlewanych lub w wyniku obróbki mechanicznej), co często się zdarza w przypadku miękkich mosiądzów. W takich przypadkach podczas nagrzewania do wysokotemperaturowej próby rozciągania lub w pierwszych stadiach przebiegu próby w obszarach tych, w zależności od wielkości odkształcenia i innych wcześniej

4. Omówienie wyników badań

Ryszard Nowosielski

opisanych warunków, mogą przebiegać statyczne procesy aktywowane cieplnie, które w efekcie mogą prowadzić do powstawania obszarów miękkich i w konsekwencji do dalszej lokalizacji procesu odkształcenia plastycznego i pękania. Wpływ odkształcania się tych obszarów na makroskopową plastyczność próbek jest nieznany i może zależeć od wzajemnego stosunku obszarów miękkich powstających dynamicznie i statycznie. Przykładem takiego procesu mogą być obserwowane po odkształceniu drobne zrekrystalizowane ziarna na powierzchni próbek z pęknięciami przebiegającymi prostopadle od tej strefy w głąb próbki (rys.39-41,44-46,52,61,63,64,69-71). Strefy te powstają prawdopodobnie w wyniku zgniotu powierzchniowego w procesie toczenia próbek oraz rekrystalizacji statycznej w czasie nagrzewania próbek do próby rozciągania lub metadynamicznie.

W takiej sytuacji nasuwa się spostrzeżenie, że właściwie dla wystąpienia efektu TMP nie jest istotne, jakie mechanizmy prowadzą do powstania obszarów "miękkich" i "twardych" w stopie, ponieważ na tym etapie dochodzi do niejednorodnego odkształcenia oraz jego lokalizacji w wyniku równoległego przebiegu procesów aktywowanych cieplnie. Faktem jest, że jakościowy opis takiego mechanizmu może wydawać się oczywisty lub nie, w zależności od tego, jak daleko można go związać w sposób ilościowy z wywołującymi go mikromechanizmami. Takie zadanie jest znacznie trudniejsze, a być może współcześnie nawet niewykonalne.

Pomiary energii aktywacji procesu odkształcenia plastycznego również potwierdzają, że w zakresie TMP dochodzi do zmiany mechanizmów odkształcenia plastycznego, co związane jest ze zmianą energii aktywacji procesu odkształcenia plastycznego w zakresie temperatury zbliżonym do zakresu TMP (punkt 3.4.11).

Zwykle stosowaną metodą pomiaru energii aktywacji Q wysokotemperaturowego procesu odkształcania jest stosowanie zależności Arrheniusa w postaci (30) [148] i obliczenia wartości Q z nachylenia linii prostej odpowiadającej danym eksperymentalnym we współrzędnych log $\varepsilon' - T^1$ przy stałym naprężeniu [163-166].

$$\varepsilon' \propto \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right)$$
 (30)

Ze względu na trudność w stosowaniu maszyn umożliwiających zagwarantowanie stałego naprężenia wygodniejszą metodą jest zastosowanie równania typu:

$$\sigma \propto \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right)$$
(31)

i wykreślenia wyników we współrzędnych log σ - T⁻¹ przy stałej szybkości odkształcania [165].

Prezentowane w pracy wyniki uzyskano przy stosowaniu drugiej z podanych metod. Obie jednak z zaprezentowanych metod dają wyniki pozorne, a przynajmniej obarczone błędem jeśli chodzi o wartość energii aktywacji, ponieważ nie biorą pod uwagę faktu zmienności parametru m – czułości naprężenia na szybkość odkształcania z temperaturą. Dla uwzględnienia tego faktu zaprezentowane równania powinny być stosowane w zmodyfikowanej postaci:

$$\varepsilon' \propto \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right)\sigma^{\frac{1}{m}}$$
 (32)

a wartość Q oblicza się z nachylenia linii we współrzędnych m⁻¹log σ - T⁻¹ przy stałym ε' lub:

$$\sigma \propto \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \varepsilon^{\prime m}$$
 (33)

i wtedy wartość Q wyznacza się z nachylenia linii we współrzędnych m log ε' - T¹ przy stałym naprężeniu [166].

Znane są inne metody wyznaczania energii aktywacji odkształcenia plastycznego, w tym również dokładniejsza metoda wyznaczania energii aktywacji Q z zależności w układzie współrzędnych log ε' - log σ [167-169]. Dyskusja na temat dokładności i zakresu stosowania poszczególnych metod określania energii aktywacji odkształcenia plastycznego trwa od dawna i do dzisiaj nie została zakończona.

W analizowanym przypadku zastosowanie innych opisanych metod pomiaru energii aktywacji wiązałoby się z kłopotami sprzętowymi, a ewentualny wysiłek w podwyższeniu dokładności pomiaru w zasadzie nie byłby rekompensowany możliwością wyciągania innych jakościowo wniosków. Ponadto nie należy się spodziewać w realizowanym eksperymencie dużych wartości i zmian parametru m, co znacznie ograniczy niedokładność pomiaru.

Uzyskane wyniki potwierdzają również przewidywany różny przebieg mechanizmów odkształcenia i procesów aktywowanych cieplnie w zależności od steżenia cynku w mosiadzach. Dla stężenia cynku do 10% energia aktywacji jest zbliżona do energii aktywacji dyfuzji po granicach ziaren w miedzi⁸⁾ (dla zakresu niskotemperaturowego) i samodyfuzji objetościowej miedzi w zakresie wysokotemperaturowym⁹⁾. Wartości te wyraźnie odbiegają od cechujących mosiądz o stężeniu cynku 32%, zwłaszcza w zakresie wysokotemperaturowym. Jedna z prawdopodobnych przyczyn może być bardziej istotny udział cynku w przebiegających procesach dyfuzyjnych i prawdopodobny inny udział różnych mechanizmów odkształcenia i procesów aktywowanych cieplnie, np. rekrystalizacji dynamicznej. Stwierdzono [95], że w niskiej temperaturze lub przy dużej szybkości odkształcania, o zależnościach pomiędzy σiε' decyduje dyfuzja międzyfazowa (marginalna w omawianym przypadku występowania nierównowagowej fazy β') lub dyfuzja w rurkach dyslokacji 10, podczas gdy w wysokiej temperaturze i przy małej szybkości odkształcania decyduje dyfuzia objetościowa. Może to w pewnym stopniu wyjaśniać różnice w energii aktywacji określonej dla mosiądzów o różnym stężeniu cynku. Bezspornym faktem jest zmiana energii aktywacji w zakresie TMP, co świadczy o zmianie mechanizmów odkształcenia w tym zakresie temperatury, tj. 400-600°C.

Obserwowane w badaniach metalograficznych zmiany strukturalne i pęknięcia obszarów granic ziaren stały się podstawą do podjęcia, ograniczonych zresztą do jednego stopu, obserwacji tłumienia granic ziaren w eksperymencie tarcia wewnętrznego. W literaturze donoszono o wielu badaniach tłumienia powierzchni granicznych podczas pomiaru tarcia wewnętrznego [173,174], często wiążąc występowanie piku tłumienia od granic ziaren z występowaniem poślizgu po granicach ziaren [155,173-175]. Jednak pełne wyjaśnienie tego efektu jeszcze nie nastąpiło. Istnieje wiele luk w opisach zjawisk związanych z rozpraszaniem energii przez powierzchni granicznych. Spośród sugerowanych modeli wyjaśniających tłumienie powierzchni granicznych można wymienić modele opierające się na poślizgu po granicach ziaren [155,175], migracji protuzji granic ziaren [176], tłumienia przez dyslokacje w granicach ziaren [177], czy w końcu migracji granic ziaren [178,179]. Spośród wymienionych modeli wszystkie są prawdopodobne i być może zjawisko tłumienia przez powierzchnie graniczne

⁸⁾ Energia aktywacji dyfuzji po granicach ziaren Q_B wynosi 1/2 Q_V, tj. w miedzi około 104 kJ/mol [81,148,171].

⁹⁾ Energia aktywacji samodyfuzji w czystych metalach Q_V wynosi 34T_M w kal. (gdzie T_m - temperatura topnienia w K); dla miedzi wynosi 197 kJ/mol [95,148,170].

¹⁰⁾ Energia aktywacji dyfuzji w rurkach dyslokacji w miedzi wynosi 117 kJ/mol [172].

4. Omówienie wyników badań

jest wypadkową wielu wymienionych mechanizmów, z których wszystkie mogą być kontrolowane dyfuzją po granicach ziaren. Uwzględniając, że poślizg po granicach ziaren ściśle związany jest z poślizgiem wewnątrz ziarna, to przyjęcie do rozważań tylko tego mechanizmu również nie gwarantuje jednoznaczności.

Przeprowadzone dla stopu CuZn1 pomiary tarcia wewnętrznego wykazują, że w stopach tych o różnej strukturze wyjściowej (wielkości ziarna) obserwowano klasyczne piki tłumienia granic ziaren obserwowane dla czystej miedzi i dla wielu innych metali [180,181]. Z danych literaturowych wynika, że temperatura piku tłumienia i samo tłumienie zmieniają się w zależ-ności od wielkości ziarna, od udziału i wielkości wtrąceń niemetalicznych lub wydzieleń [81].

Stwierdzone piki tłumienia niekoniecznie są ściśle związane z zakresem występowania TMP, chociaż zazwyczaj poprzedzają TMP i znajdują się w zakresie temperatury, w którym zaczyna się obserwować zmniejszanie plastyczności stopu. Uzyskane wyniki bardzo dobrze korelują z danymi uzyskanymi dla stopów CuSi0,1 oraz dla stopów CuGe0,2 [81], zarówno w zakresie poziomu tłumienia, jak i temperatury piku tłumienia. Dla czystej miedzi pik tłumienia obserwowano w temperaturze 300°C przy niższym poziomie tłumienia (rys. 91) [180]. Może to sugerować, że pierwiastki rozpuszczone w stopie, podobnie jak cząsteczki, wywierają wpływ na przebieg zjawiska tłumienia przez powierzchnie graniczne.

Pomiary czasu relaksacji oraz wyznaczone wartości energii aktywacji procesu tłumienia są zbliżone do danych literaturowych dla czystej miedzi (138 kJ/mol) [180], jak i dla wspomnianych stopów CuSi0,1 i CuGe0,2 [81] i zbliżone są do energii aktywacji dyfuzji po granicach ziaren w miedzi (107 kJ/mol). Ponadto energie te są zbliżone do energii aktywacji procesu odkształcenia plastycznego w niskotemperaturowym zakresie TMP dla stopu CuZn1 (rys. 87).

Znane z literatury wyrażenie (34) [181] wyraźnie wskazuje na zależność czasu relaksacji τ od wielkości ziarna:

$\tau = \frac{a\eta}{Gd}$

(34)

(35)

- a wielkość ziarna,
- η współczynnik lepkości warstwy granicznej,
- d efektywna grubość granicy,
- G moduł sprężystości poprzecznej.

Znane są również wyrażenia uwzględniające wpływ cząstek w stopie [81]:

$$\tau = 0,14 \frac{kT(1-v^2)}{E\Omega} \cdot \frac{p^2 d}{\lambda^2} \cdot \frac{1}{\delta D_B}$$

gdzie:

- k stała Boltzmanna,
- v współczynnik Poissona,
- E moduł sprężystości wzdłużnej,
- Ω objętość atomowa,
- d wielkość ziarna,
 - średnica cząstek,
- λ odległość cząstek,
- δ grubość granicy,
- D_B współczynnik dyfuzji po granicach ziaren.

Wstawiając do wyrażenia (35) wartości p = 0 i $\lambda = 0$, otrzymujemy bardzo zbliżone wyrażenie do wyrażenia (34), jakkolwiek trudno wyobrazić sobie rzeczywisty stop bez wtrąceń.

Przedstawione wyniki pomiaru tarcia wewnętrznego, a w szczególności zgodność energii aktywacji procesu tłumienia powierzchni granicznych z energią aktywacji dyfuzji po granicach ziaren, sugeruja, że prawdopodobnym procesem kontrolującym przebieg tłumienia przez granice ziaren jest poślizg po granicach ziaren, przebiegający w miedzi i mosiądzach w zakresie temperatury powyżej 300°C. Ten zakres temperatury przynajmniej cześciowo pokrywa się z zakresem TMP w mosiądzach. Poślizg po granicach ziaren jako jeden z możliwych mechanizmów odkształcania metali w temperaturze podwyższonej może mieć swój udział w zmniejszaniu się plastyczności stopu, zwłaszcza w przejściowym zakresie temperatury odkształcania i szybkości odkształcania. Właściwy dla funkcjonowania poślizgu po granicach ziaren jest zakres wysokiej temperatury i małej szybkości odkształcania. Przy małym odkształceniu (na przykład przy badaniu tarcia wewnetrznego) możliwa jest spreżysta akomodacja poślizgu po granicach ziaren. Przy wiekszym odkształceniu konieczna iest akomodacja plastyczna, wywołująca odkształcenie w przygranicznym obszarze sąsiadujących ziaren (model "płaszcza i rdzenia"). Jak wcześniej wspomniano, może to prowadzić do niejednorodnego przebiegu odkształcenia i procesów aktywowanych cieplnie i ewentualnej lokalizacji odkształcania. Jednak nie należy przypuszczać, że poślizg po granicach ziaren w temperaturze przejściowej (TMP) jest jedynym mechanizmem odpowiedzialnym za występowanie minimum plastyczności. Stwierdzenie to jest prawdopodobne, tym bardziej że TMP obserwowana była w różnych warunkach dotyczących struktury wyjściowej oraz warunków odkształcania, a zwłaszcza wiekszej szybkości odkształcania, przy której intensywny poślizg po granicach ziaren jest mało prawdopodobny, a o odkształceniu plastycznym metalu decydują inne mechanizmy. Pomimo braku dowodów na występowanie w tym zakresie szybkości odkształcania poślizgu po granicach ziaren, w stopach tak odkształcanych rejestrowano występowanie TMP. Podobne wnioski nasuwają przeprowadzone badania densometryczne próbek po odkształceniu plastycznym.

Pomiary gęstości próbek po 10% odkształceniu wykazały odmienność w przebiegu zależności różnicy gęstości próbek odkształconych i nieodkształconych w funkcji temperatury odkształcania dla szybkości odkształcania 4,2·10⁻³ s⁻¹ i 4,2·10⁻¹ s⁻¹ (rys. 95). Różnice dotyczą przede wszystkim średniego poziomu objętości mikroszczelin, który w zakresie powyżej TMP jest wyższy dla próbek po odkształceniu z szybkością 4,2·10⁻³ s⁻¹. Generalnie jednak obserwuje się tendencję do wzrostu objętości mikroszczelin w zakresie TMP dla próbek odkształcanych z obiema szybkościami odkształcania.

Przedstawione zależności wskazują prawdopodobnie, że ewentualna kawitacja międzykrystaliczna, rozumiana jako proces powstawania mikroszczelin na granicach ziaren w wyniku procesów pełzania lub poślizgu po granicach ziaren, nie jest procesem, a raczej nie jest jedynym procesem, kontrolującym przebieg zmian plastyczności przy szybkości odkształcania 4,2·10⁻³ s⁻¹ w zakresie TMP. Objętość mikroszczelin w zakresie do około 500°C jest mała, na poziomie 0,2%, a powyżej tej temperatury wzrasta średnio prawie o rząd wielkości. Mimo to powyżej 500°C plastyczność stopu się zwiększa (rys. 95). Z takiego układu wyników należy sądzić, że ewentualna kawitacja zachodzi w temperaturze powyżej 500°C, a jej wpływ na poziom plastyczności stopu jest niewielki.

W próbkach po odkształceniu 10% z szybkością odkształcenia 4,2·10⁻¹ s⁻¹ w zakresie 300--700°C objętość mikroszczelin kształtuje się średnio na poziomie 0,3-0,4% z tendencją do wzrostu w zakresie TMP i jest zbliżona do średniej objętości mikroszczelin stwierdzonej w próbkach odkształcanych z mniejszą szybkością w zakresie 300-450°C. Pozwala to na przypuszczenie, że kawitacja międzykrystaliczna przy szybkości odkształcania 4,2·10⁻¹ s⁻¹ nie zachodzi lub zachodzi w dużo mniejszym stopniu. Zestawione fakty są zgodne z danymi literaturowymi (punkt 2.4), z których wynika, że kawitacja międzykrystaliczna jest

Ryszard Nowosielski

obserwowana w zakresie temperatury powyżej 0,4 Ttop. przy małej szybkości odkształcania (poniżej 10⁻³ s⁻¹).

Przeprowadzone badania różnicy gestości próbek obarczone sa dużym błedem niesystematycznym zbliżonym do 100%, głównie spowodowanym wprowadzaniem do cieczy pomiarowej razem z próbką powietrza. Świadczą o tym uzyskiwane ujemne wartości różnicy gęstości między próbka nieodkształcona a odkształcona, których czestotliwość uzyskiwania była wieksza dla zakresu temperatury i szybkości odkształcania, dla których otrzymywano małe wartości różnicy gestości. Pomimo tych błedów, jakimi obarczone sa omawiane wyniki. jakościowy obraz zmian objętości mikroszczelin w zależności od temperatury odkształcania i szybkości odkształcania nie budzi zastrzeżeń. Szacowanie objętości mikroszczelin na podstawie obserwacji zgładów metalograficznych próbek po 10% odkształceniu potwierdza opisane tendencie. Dotyczy to również zwiększania się objętości mikroszczelin po odkształceniu w zakresie TMP. Przebieg zmian struktury obserwowanych w próbkach po 10% odkształceniu bardzo dobrze koreluje ze struktura próbek rozciaganych do zerwania.

Z zaprezentowanego obrazu zachowania sie materiału w zakresie TMP wynika podstawowy wniosek, że nie jest istotne, w jaki sposób dochodzi do niejednorodnego odkształcenia i powstania obszarów o różnym odkształceniu, ponieważ w konsekwencji oddziaływania pośredniej temperatury (zakres TMP) przebiegają niejednorodnie procesy aktywowane cieplnie prowadząc do powstania stabilnego układu obszarów "miekkich" i "twardych" w materiale, gdzie odkształcenie lokalizuje się w obszarach "miękkich" i prowadzi do pekania i w konsekwencji zerwania próbki. Stąd kolejny wniosek, że zachowanie materiału w takich warunkach może opisywać prosty makroskopowy płaski model próbki metalowej składający się z obszarów "miękkich" odkształcających się przy mniejszym naprężeniu i "twardych" odkształcających się przy większym naprężeniu.

4.1. Koncepcja modelu miejsc "twardych i miękkich"

Proces odkształcenia plastycznego metali w swej istocie jest procesem niejednorodnym [148], to znaczy że odkształcenie plastyczne przebiega kolejno w różnych obszarach metalu. Wynika to z budowy krystalicznej metali i możliwości odkształcania się różnych obszarów stopu przy różnym naprężeniu (odkształcają się w pierwszej kolejności obszary, w których potrzebne do tego naprężenie jest mniejsze). W rzeczywistych próbkach wykonanych z metali polikrystalicznych niejednorodne odkształcenie, jak już wspomniano wcześniej, może być ponadto wywołane niejednorodnością składu chemicznego, niejednorodnością wielkości ziarna, niejednorodnością rozkładu temperatury czy niejednorodnością geometryczną prowadzącą do koncentracji naprężeń itp. W zakresie temperatury, w którym procesy aktywowane cieplnie nie zachodzą, nie obserwuje się efektu TMP, ponieważ nie zachodzi ziawisko "mięknięcia" obszarów o większym gniocie. Natomiast umocnienie się jednych obszarów zazwyczaj prowadzi do odkształcenia w innych obszarach, co w efekcie daje wieksze wartości, na przykład wydłużenia lub przewężenia.

Odkształcanie w zakresie temperatury zbliżonej do temperatury początku funkcjonowania procesów aktywowanych cieplnie powoduje, że procesy te mogą zachodzić tylko w obszarach o największym odkształceniu (największej energii zmagazynowanej), a więc nielicznych w początkowych etapach procesu odkształcania i w niższej temperaturze. To w konsekwencji wywołuje lokalizację procesu odkształcenia w małej objętości materiału, powstanie pęknięć w strefach granicznych pomiędzy obszarami "miękkimi", w których zachodzą procesy aktywowane cieplnie, a obszarami "twardymi", które przy danym poziomie naprężenia nie



odkształcają się, a związku z tym, w których odkształcenie jest zbyt małe, by procesy te mogły zachodzić. Przy krytycznej liczbie peknięć dochodzi do przebiegu procesów odkształcenia w warunkach koncentracji naprężeń i makroskopowego niszczenia próbki. W efekcie makroskopowe wskaźniki plastyczności są małe, a stop w tym zakresie temperatury makroskopowo jest "kruchy", pomimo że w mikroobszarach odkształcenie może być duże.

W temperaturze wyższej większa ilość obszarów (również te o mniejszym odkształceniu i mniejszej energii zmagazynowanej) może podlegać działaniu procesów aktywowanych cieplnie, co przy odpowiednio wysokiej temperaturze umożliwia zachodzenie procesów aktywowanych cieplnie w całej objętości próbki. W takim przypadku makroskopowe wskaźniki plastyczności próbki do zniszczenia są większe. Hipotetyczny makroskopowy przebieg procesu odkształcenia w zakresie TMP mogą zilustrować dwa różne jakościowo, chociaż w swej istocie podobne, modele A i B (rys. 107). Przedstawiony ogólny opis makroskopowego modelu odkształcenia plastycznego metali w zakresie TMP opiera się na trudnym do zmierzenia, a tym samym do zdefiniowania, pojęciu niejednorodnego odkształcenia.

Miara niejednorodności odkształcenia może być prosty stosunek objetości obszarów. w których odkształcenie plastyczne przebiega przy określonym poziomie naprężenia, do całkowitej objętości próbki. W warunkach modelowych jest to stosunkowo łatwe do określenia, natomiast w warunkach eksperymentalnych dużo trudniejsze. Przy tak zdefiniowanej mierze niejednorodności odkształcenia zaprezentowane modele A i B (rys. 107) są jakościowo identyczne, jakkolwiek ich zróżnicowanie ma swoje uzasadnienie w obserwacjach ekspervmentalnych.

138

139

Ryszard Nowosielski

4.2. Weryfikacja modeli A i B

W celu zweryfikowania modeli dla potrzeb symulacji komputerowej przyjęto następujące założenia:

- płaski stan odkształcenia,
- objętość obszarów "miękkich" (grubość warstwy "miękkiej" dla modelu A) jest funkcją temperatury,
- wielkość i kształt ziaren (rozpatrywanych elementów) jest stały,
- w temperaturze 700°C całe ziarno jest wypełnione "miękkim" materiałem jako wynik wzrostu "miękkich" obszarów ("miękkiej" warstwy),
- własności materiału miękkiego odpowiadają danym eksperymentalnym dla temperatury 700°C, a materiału twardego dla temperatury 300°C,
- obciążenie działające na próbkę nie powoduje dużych odkształceń ziaren, wywołuje natomiast przekroczenie granicy plastyczności materiału warstw granicznych. Wymaga to uwzględnienia nieliniowych związków konstytutywnych w metodzie elementów skończonych. Weryfikacje modeli A i B oparto na metodyce przedstawionej w pracach [182,183].

4.2.1. Model fizyczny ośrodka sprężysto-plastycznego

Do opisu ośrodka sprężysto-plastycznego przyjęto znane związki teorii plastycznego płynięcia. Zakładając, że rozpatrywany ośrodek jest geometrycznie liniowy, przyjęto następujące związki między przemieszczeniem i tensorem odkształcenia:

$$\varepsilon_{ij} = \frac{1}{2} \left(\frac{\partial u_i}{\partial x_j} - \frac{\partial u_j}{\partial x_i} \right) \quad dla \quad x_i \in V.$$
 (36)

Równanie równowagi dla takiego obszaru ma postać:

$$\frac{\partial \sigma_{ij}}{\partial x_i} + x_i = 0$$
 dla $x_i \in V$ (37)

przy warunkach brzegowych, dla brzegu obciążonego siłami:

 $\sigma_{ii}n_i = P_i \quad dla \quad x_i \in \partial \hat{V}$ (38)

dla brzegu z narzuconymi przemieszczeniami:

$$u_i = f_i(x_k)$$
 dla $x_k \in \partial V$

gdzie:

- V analizowany obszar,
- n_j normalna do brzegu,
- x_i współrzędne obszaru,
- x_k siły masowe w obszarze V,
- P_i siły brzegowe,
- u_i przemieszczenia,
- ϵ_{ij} tensor odkształcenia,
- σ_{ij} tensor naprężenia,

 $\partial \overline{V}$ - brzeg z narzuconymi przemieszczeniami,

 ∂V – obszar obciążony.

Związki (36)-(38) są prawdziwe dla przyrostów wielkości ui, Eij, oji, xij, Pij i przyjmują postać:

4. Omówienie wyników badań

$$d\varepsilon_{ij} = \frac{1}{2} \left(\frac{\partial du_i}{\partial x_j} + \frac{\partial du_j}{\partial x_i} \right)$$
(40)

$$\frac{\partial d\sigma_{ij}}{\partial x_i} + dx_i = 0 \tag{40a}$$

$$d\sigma_{ij}n_j = dP_i$$
 (40b)

$$lu_i = df_i(x_k). \tag{40c}$$

Równanie konstytutywne w tym przypadku przyjmie postać:

$$d\sigma_{ij} = \frac{E}{1+\nu} \left(d\varepsilon_{ij} + \frac{\nu}{1-2\nu} d\varepsilon_{kk} \,\delta_{ij} \right) - \frac{E}{1+\nu} d\lambda \frac{\partial F}{\partial \sigma_{ij}}$$
(41)

$$d\varepsilon_{ij}^{P} = d\lambda \frac{\partial F}{\partial \sigma_{ij}} = d\lambda s_{ij}$$
(41a)

gdzie:

F - powierzchnia płynięcia plastycznego zdefiniowana przez wyrażenie:

$$F = \frac{1}{2} s_{ij} s_{ij} - \frac{1}{3} \sigma^2 = 0$$
(42)

 $s_{ii} = \sigma_{ii} - \delta_{ii} \sigma_0$ – dewiator naprężenia,

 $\sigma = f(\varepsilon)$ – naprężenie dla stanu jednoosiowego rozciągania,

δ_{ij} - delta Kroneckera,

- ε_{ij}^{P} plastyczna składowa odkształcenia,
- dλ przyrost parametru λ obliczony przy założeniu hipotezy wiążącej przyrost dewiatora odkształcenia i dewiatora naprężenia:

$$d\lambda = \frac{de_{ij}^{P}}{s_{ii}}$$
(43)

lub:

gdzie:

 $d\epsilon_i^P = de_{ij}^P$ – przyrost składowej plastycznej dewiatora odkształcenia,

 $d\lambda = \frac{3}{2} \frac{d\epsilon_i^P}{\sigma}$

 $\sigma_i = \sqrt{\frac{3}{2}} s_{kl} s_{kl}$ – intensywność naprężenia,

 $d\varepsilon_i = \sqrt{\frac{2}{3}}\varepsilon_{kl}\varepsilon_{kl}$ – intensywność odkształcenia.

W efekcie przyrost parametru λ określa wyrażenie:

$$d\lambda = \frac{E}{1 - v} \frac{d\varepsilon_{ij} s_{ij}}{\frac{4}{9} \sigma^2 \left(E_k + \frac{3}{2} \frac{E}{1 + v}\right)}$$
(44)

gdzie:

 $E_k = \frac{d\sigma}{d\epsilon} - współczynnik sprężystości wzdłużnej dla stanu jednoosiowego rozciągania.$

141

(43a)

(39)
Ryszard Nowosielski

Zakładając również, że odkształcenie plastyczne nie powoduje zmian objętości, lecz tylko zmiany postaci, można zapisać $d\epsilon_{kk}^{P} = 0$. Wtedy zależność (41) przyjmuje formę:

$$d\sigma_{ij} = D_{ijkl} \left(d\epsilon_{kl} - d\epsilon_{kk}^{\mu} \right)$$
(45)

gdzie:

gdzie:

Ľ

$$D_{ijkl} = \frac{E}{1+\nu} \left(\delta_{ik} \, \delta_{jl} + \frac{\nu}{1-2\nu} \delta_{sk} \, \delta_{sl} \, \delta_{ij} \right).$$

Rozwiązanie układu równań (39) i (40) w przypadku ogólnym jest możliwe tylko na drodze numerycznej przez odpowiednia dyskretyzacje rozpatrywanego obszaru V. Do rozwiazania zastosowano metodę elementów skończonych.

4.2.2. Dyskretyzacja ośrodka

Założono, że zjawiska zachodzące w obszarze V mają cechy pozwalające na ich opis w układzie współrzędnych 0xy, tzn. że można zastosować zwiazki płaskiego stanu napreżenia lub odkształcenia.

Do dyskretyzacji płaskiego obszaru V przyjeto elementy trójkatne (jako elementy, z których składa się sześciokąt w modelu A), w których założono liniowe funkcje kształtu (rys. 108).



4. Omówienie wyników badań

Macierz współczynników sprężystości dla płaskiego stanu naprężenia ma postać:

$$\begin{vmatrix} 1 & v & 0 \\ v & 1 & 0 \\ 0 & 0 & \frac{1-v}{2} \end{vmatrix} \cdot \frac{E}{1-v^2} , \qquad (49)$$

natomiast dla płaskiego stanu odkształcenia ma postać następującą:

[D]=

$$[D] = \begin{bmatrix} 1 - v & v & 0 \\ v & 1 - v & 0 \\ 0 & 0 & \frac{1 - 2v}{2} \end{bmatrix} \frac{E}{(1 + v)(1 - 2v)} .$$
(50)

Wprowadzając dodatkowo macierz operatorową [E]:

	0 0	0	
[E]=	0	$\frac{\partial}{\partial y}$	
	D D	$\frac{\partial}{\partial x}$	

mozna zapisac:

 $\{\epsilon\} = [E] \{u\} = [E] [N] \{\Delta\} = [B] \{\Delta\}$ (52)

Wyrażenia (46), (49) i (50) są słuszne również dla przyrostów odpowiednich wartości {du}, $\{d\epsilon\}$ i $\{d\sigma\}$ i wtedy równanie konstytutywne przyjmie postać:

$$\{d\sigma\} = [D] (\{d\epsilon\} - \{d\epsilon^p\}) = [D] \{d\epsilon\} - \{d\sigma^p\}$$
(53)

gdzie:

 $\{d\epsilon^p\}$ – przyrost odkształceń plastycznych,

 $\{d\sigma^p\}$ – wektor wstępnych naprężeń plastycznych.

Wyrażenie (53) można zapisać w postaci:

$$\{d\sigma\} = [D] [B] \{d\Delta\} - [D] \{d\varepsilon^p\}.$$
(54)

Wprowadzając zasadę prac przygotowanych można otrzymać:

$$-\int \{dx\}^{T}[N] \{\delta\Delta\} dv^{e} - \int_{s^{*}} \{dP_{i}\}^{T}[N] \{\delta\Delta\} ds^{e} + \int \{d\sigma\}^{T} \{d\delta\varepsilon\} dv^{e} - \{R_{w}\}^{T} \{\delta\Delta\} = 0$$
(55)

gdzie:

(46)

(47)

(48)

 $\{dR_1\} = \int_{e}^{e} \{dx\}^{T}[N]dv^{e}$ – wektor sił objętościowych nałożony na węzeł elementu,

 $\{dR_s\} = \int \{dP_i\}^T[N] dv^e$ – wektor sił brzegowych rozłożony na węzły elementu,

 $\{dR_w\}$ – wektor sił węzłowych.

$$\{dR\} = \{dR_1\} + \{dR_s\} + \{dR_w\}$$

(51)

(56)

Ryszard Nowosielski

(57)

oraz uwzględniając zależność (54) można równanie (55) zapisać w postaci:

$$[B]^{T}[D][B]\{d\Delta\} dv^{e}\{\delta\Delta\} - \{R\}^{T}\{\Delta\} - \int_{a} [B]^{T}[D]\{d\epsilon^{p}\} dv^{e} = 0.$$
(58)

Wprowadzając oznaczenia:

 $[K] = \int [B]^{T} [D] [B] dv^{e}$ – macierz sztywności,

 $\{dR\} = \int [B]^{T}[D] \{d\epsilon^{p}\} dv^{e}$ - wektor sił początkowych,

otrzymano po agregacji po elementach obszaru V podstawowy układ równań pozwalający otrzymać rozwiązanie:

 $\delta \varepsilon = [B] \{\delta \Delta\}$

$$K] \{ d\Delta \} = \{ dR \} + \{ dR^{\sigma} \}.$$
(59)

Zakładając w równaniu wektora sił początkowych, że znany jest przyrost odkształceń plastycznych, można określić wektor $\{dR^{\sigma}\}$, rozwiązać równanie względem $\{d\Delta\}$ i określić proces iteracyjny.

4.2.3. Algorytm rozwiązania numerycznego

Równanie (55) można rozwiązać na drodze iteracyjnej. Graficzną ilustrację przebiegu procesu iteracyjnego przedstawia rys. 109.



Rys. 109. Ilustracja algorytmu rozwiązania iteracyjnego

Rys. 109. Illustration of iteration solution algorithm

W pierwszym przybliżeniu przyjęto, że:

$[K] \{ d\Delta \}_0 = \{ dR \},$	(60)
skąd wyznaczono wektor odkształcenia {dɛ}o traktowany jako początkowy:	
$\{d\varepsilon\}_0 \to \{d\varepsilon^p\}^0 = d\lambda_0 \ \{s\} \to \{dR^\sigma\}_1$	(61)
$\{d\sigma\} = [D] (\{d\epsilon\} - \{d\epsilon^p\}^0$	(61a)

gdzie:

{s} - dewiator tensora naprężenia,

$$d\lambda_0 = \{d\epsilon\}^T \{s\} / [\frac{4}{9}\sigma^2 (E_k + \frac{3}{2}\frac{E}{1+v})]$$

4. Omówienie wyników badań

Znając macierz $\{dR^{\sigma}\}_1$, rozwiązuje się równanie:

$$\{K\} \{d\Delta\}_1 = \{dR^{\sigma}\}_1,$$
 (62)

a następnie określa się: {d ε }₁, {d ε ^P}₁, {d σ }₁, {dR^{σ}}, sprawdzając warunek plastyczności. Proces iteracyjny zostaje zakończony, jeśli warunek plastyczności jest spełniony z dokładnością ε ; |F| $\leq \varepsilon$.

Po każdym kroku iteracyjnym konstruowana jest macierz całkowitych przemieszczeń, napreżeń i odkształceń:

 $\{d\varepsilon\}_{n+1} = \{\varepsilon\}_n + \{d\varepsilon\}_n, \qquad (63a)$

$$\{\mathrm{d}\sigma\}_{n+1} = \{\sigma\}_n + \{\mathrm{d}\sigma\}_n, \qquad (63b)$$

$$\Delta\}_{n+1} = \{\Delta\}_n + \{d\Delta\}_n. \tag{63c}$$

Przedstawiony proces iteracyjny można powtarzać dla kolejnych przyrostów obciążenia i analizować w ten sposób zachowanie się obiektu poddanego obciążeniu wywołującemu w nim odkształcenia trwałe.

4.2.4. Model zniszczenia materiału

Ponieważ model ośrodka sprężysto-plastycznego przedstawiony w pracy nie ma ograniczeń w zakresie wielkości odkształceń plastycznych, wprowadzono dodatkowe kryteria zniszczenia materiału opierając się na pracach Kołmogorowa [184] i innych [185,186] oraz ustalono stopień zniszczenia materiału próbki w postaci:

$$\left(\varepsilon_{i}^{p}\right) = \int_{0}^{\varepsilon_{i}^{p}} \frac{d(\varepsilon_{i}^{p})}{\varepsilon_{i}^{p}}$$
(6)

gdzie:

ε^p – intensywność odkształcenia plastycznego,

H

- ε_i^{tp} intensywność odkształcenia plastycznego w momencie zniszczenia materiału, zależna od stanu naprężenia określanego przez parametr $\gamma = \frac{3\sigma_0}{2}$,
- $\sigma_0 = (\sigma_{11} + \sigma_{22} + \sigma_{33}),$
- σ_i intensywność naprężenia.

Ponieważ funkcja $\varepsilon^{fp}_{i}(\gamma)$ dla analizowanych mosiądzów jest nieznana, założono, że jest stała i równa intensywności odkształcenia dla próby rozciągania $\varepsilon_{i \text{ tens}}$ w temperaturze 300 i 700°C. Wtedy wyrażenie (64) przyjmie postać:

$$H\left(\varepsilon_{i}^{p}\right) = \frac{1}{\varepsilon_{i \text{ tens}}} \int_{0}^{\varepsilon_{i}} d\left(\varepsilon_{i}^{p}\right)$$
(65)

gdzie:

εi tens - intensywność odkształcenia plastycznego dla próby rozciągania.

W zakresie obliczeniowym maksymalny poziom zniszczenia $H(\varepsilon^{p_i})$ wynosi 0,359. Dla tej wartości z danych eksperymentalnych wyznaczono wartości $\varepsilon^{p_{x300}} = \varepsilon_{tens300} \cdot 0,359$ i odpowiednio wartość $\varepsilon^{p_{x700}}$ dla temperatury 300 i 700°C. Znając wartości z symulacji komputerowej oraz cytowane wartości $\varepsilon^{p_{x300}}$ i $\varepsilon^{p_{x700}}$, zbudowano wykres stopnia uplastycznienia materiału w funkcji grubości warstwy "miękkiej" dla modelu A (rys. 110a), co odpowiada jakościowo eksperymentalnej zależności wydłużenia w funkcji temperatury dla badanych mosiądzów.

145

4.2.5. Weryfikacja modelu B

W modelu B założono, że objętość próbki wypełniona jest ziarnami o stałej wielkości i kształcie, z których część odpowiada własnościom mosiądzu w temperaturze 300° C – ziarna "twarde", a druga część własnościom mosiądzu w temperaturze 700° C – ziarna "miękkie". W temperaturze 300° C 100% ziaren jest "twardych", a w temperaturze 700° C – 100% ziaren jest "miękkich". Stąd można założyć, że objętość (a ściślej pole powierzchni) ziaren "miękkich" jest funkcją temperatury i zwiększa się z temperaturą (udział objętości ziaren "miękkich" do całej objętości próbki osiąga wartość 1 dla 700°C). Wprowadzając identyczne warunki obliczeniowe jak dla modelu A oraz przyjmując, że dla temperatury 300° C $\varepsilon_{x300} = 0,37$, a dla temperatury 700° C $\varepsilon_{x700} = 0,3$, wykonano obliczenia. Zależności stopnia uplastycznienia próbek od udziału ziaren "miękkich" w całej objętości próbki ilustruje rys. 110b.



Rys. 110. Wyniki weryfikacji obliczeniowej modelu A i B

Fig. 110. Computational verification results of A and B model



5. PODSUMOWANIE

Zaproponowany "zgrubny" makroskopowy model odkształcenia plastycznego w zakresie TMP w swej prostocie jest uniwersalny, jako że można przytoczyć wiele mikromechanizmów funkcjonujących w metalach odkształcanych w temperaturze podwyższonej, które moga mieć wpływ na hipotetyczny proces powstawania miejsc "twardych" i "miękkich" w metalach i na ich wzajemne relacje. W mosiądzach jednofazowych prawdopodobnym mechanizmem kontrolujacym ten proces jest niejednorodne odkształcenie i niejednorodny przebieg procesów aktywowanych cieplnie. Proces taki jest prawdopodobny w większości metali i stopów, chociaż w wielu przypadkach proces niejednorodnego odkształcania potegowany jest przez występujące lub powstające w procesie odkształcania równowagowe lub nierównowagowe niejednorodności składu chemicznego i wynikające z tego konsekwencje, jak powstawanie wtraceń, cząstek lub warstw czy ziaren drugiej fazy. Interesującym przykładem potwierdzającym funkcjonowanie modelu A w rzeczywistości są badania efektu temperatury minimalnej plastyczności w stalach [10,13,32-45]. Minimum plastyczności w stalach niskostopowych badanych w zakresie 600-900°C występuje przeważnie w temperaturze 750°C. Wraz ze zwiększeniem stężenia węgla temperatura minimalnej plastyczności obniża się proporcjonalnie do zmiany temperatury A3. Uważa się, że podstawowym czynnikiem odpowiedzialnym za pojawianie się minimum plastyczności w obszarze przemiany $\gamma \leftrightarrow \alpha$ jest grubość warstwy ferrytu na granicach ziaren austenitu, lub udział objętościowy ferrytu [32,38-42]. Grubość warstwy ferrytu zależy oczywiście od temperatury, ale również od czasu wytrzymania w temperaturze przemiany. Zmiana grubości warstwy ferrytu od 7-10 µm do 43 µm w stali zawierającej 0,032% Nb powoduje wzrost przeweżenia od 40 do 70% (rys. 111).



- Rys. 111. Zależność przewężenia od grubości warstwy ferrytu stali niskowęglowej o zawartości 0,032% Nb, rozciąganej w temperaturze 750°C [41]
- Fig. 111. Dependence of reduction of area versus layer ferrite thickness of low carbon steel with content of 0.32% Nb, pulled at 750°C [41]

Przedstawione wyniki bardzo dobrze potwierdzają funkcjonowanie modelu A. Ale występowanie temperatury minimalnej plastyczności stwierdzono również dla innej postaci ferrytu. Podczas izotermicznego wytrzymania w temperaturze początku przemiany $\gamma \rightarrow \alpha$ postać

5. Podsumowanie

powstającego ferrytu jest różna dla stali niskowęglowych z Nb i B. W stali z Nb ferryt występuje w postaci cienkiej warstwy na granicach ziaren austenitu, natomiast w stali z B występuje w postaci globularnej, co poprawia plastyczność, ale nie likwiduje efektu minimalnej plastyczności [42]. Przykład stali z borem potwierdza możliwość funkcjonowania modelu B. Chociaż również i w stali z borem, w wyniku dynamicznego wydzielania się ferrytu w trakcie odkształcania, powstaje siatka ferrytu po granicach ziaren austenitu, jednak grubość warstwy w tym przypadku jest większa niż w stali z Nb, co polepsza plastyczność [42].

Obniżona plastyczność stali w zakresie występowania cienkiej warstwy ferrytu po granicach ziaren austenitu jest spowodowana niejednorodnym odkształceniem między fazami α i γ oraz jego lokalizacją w obszarach ferrytu na skutek różnicy własności obu faz [37,40,41]. Wielce prawdopodobny jest również w tym przypadku niejednorodny przebieg procesów aktywowanych cieplnie w obszarach odkształcanych. Podobnych efektów można próbować poszukiwać w mosiądzach dwufazowych lub o granicznym stężeniu cynku.

Charakterystyczną cechą temperatury minimalnej plastyczności w stalach podeutektoidalnych jest fakt jej niezmienności przy stosowaniu różnych szybkości odkształcania. Obserwuje się natomiast zwiększenie plastyczności wraz ze zwiększeniem szybkości odkształcania w zakresie do 10¹ s⁻¹, co wiązane jest ze zmniejszeniem udziału poślizgu po granicach ziaren od około 30% do zera [41]. Dotyczy to TMP w zakresie około 750°C. W stalach obserwuje się co najmniej trzy zakresy temperaturowe występowania minimum, w których z dużym prawdopodobieństwem można się doszukać funkcjonowania modelu miejsc "twardych i miękkich", a minimum plastyczności występuje przy progowym minimalnym udziale miejsc "miękkich" w objętości próbki, w których zachodzi lokalizacja odkształcenia.

Przeprowadzone obliczenia i dokonane porównania z wynikami eksperymentów dla różnych metali wskazują na możliwość potwierdzenia funkcjonowania wspomnianych modeli A i B w rzeczywistości, przez wykazanie, przynamniej jakościowo, zależności makroskopowo mierzonej plastyczności od udziału w objętości próbki miejsc, w których może się lokalizować odkształcenie plastyczne. Im udział tych miejsc jest mniejszy, tym mniejsza mierzona makroskopowo plastyczność. W rzeczywistości przebieg tego procesu jest bardziej złożony, czego wynikiem jest brak korelacji ilościowej między wynikami eksperymentu a obliczeniami, zwłaszcza jeśli chodzi o wyznaczenie TMP oraz określenie wyjściowej "progowej" minimalnej objętości miejsc "miękkich", która prawdopodobnie jest zależna od charakterystyki stopu i warunków odkształcenia, a ma wpływ na przebieg analizowanych krzywych plastyczności (rys. 112). Trudno sobie wyobrazić, by model taki w rzeczywistości funkcjonował przy objętości miejsc "miekkich" bliskiej zero. Istnieje prawdopodobnie pewien progowy (graniczny, najmniejszy) udział miejsc "miękkich" w objętości próbki, poniżej którego wspomniany model nie "funkcjonuje" w odróżnieniu od modelu obliczeniowego, a wpływ niejednorodnego odkształcania na plastyczność nie występuje lub jest mały. Wspomniany progowy udział może być zależny od parametrów strukturalnych i geometrycznych (np. niejednorodności wielkości ziaren lub kształtu miejsc "miekkich"), ale również może zależeć od stochastycznego rozkładu miejsc "miekkich" w objętości próbki (rozkład równomierny lub nierównomierny z występującymi koncentracjami).

Poszukiwanie dowodów i poszlak potwierdzających przebieg odkształcania w zakresie temperatury minimalnej plastyczności zgodnie ze wspomnianym modelem jest stosunkowo łatwe, gdy wspomniane obszary "miękkie" i "twarde" oddzielone są granicami międzyfazowymi. Dużo trudniej, a czasami wcale nie można obszarów takich obserwować w stopach jednofazowych, jakkolwiek można je zaobserwować po śladach niejednorodnie przebiegającej rekrystalizacji (np. w mosiądzach lub brązach). W przypadku gdy dominującym procesem jest zdrowienie dynamiczne, obserwacje takie są o wiele mniej skuteczne.





Fig. 112. Schema illustrating an influence of threshold value P on plasticity curve's course, at assumption, that "soft" places participation M is a function of temperature; T - "hard" places participation in a sample volume

Przeprowadzone badania i analizy nie doprowadziły do ostatecznego udowodnienia postawionej tezy, ale również zdecydowanie uniemożliwiają jej odrzucenie. Wiele dowodów i analiz wskazuje jednak na duże prawdopodobieństwo funkcjonowania opisanego modelu miejsc "twardych" i "miękkich", a niektóre podobieństwa występujące w identycznym, jakościowym zachowaniu się różnych metali i stopów i towarzyszące temu zmiany strukturalne sugerują, że zaproponowany model mógłby być uniwersalny, czego stwierdzenie wymaga dalszych badań i analiz rezultatów opublikowanych dla różnych metali i stopów.

149

Literatura

- 26. O. Izumi: Bull. Japan Inst. Metal., 18 (1979), s. 15.
- 27. M. Ohmori, Y. Sakakibara, K. Kaneko, Y. Yoshinga: J. Japan Inst. Metals, 40 (1976), s. 802.
- 28. N. Igata, S. Sato, T. Morimoto, T. Ogura: J. Japan Cooper Brass Res. Assoc., 17 (1978), s. 156.
- 29. N. Igata, K. Miyahara, K. Tanaka: Trans. JIM, 20 (1979), s. 345.
- 30. J.P. Chubb, J. Billingham: Metals Technol., 3 (1978), s. 100.
- 31. S.A. Gavin, J. Billingham, J.P. Chubb, P. Hancock: Metals Technol., 11 (1978), s. 397.
- 32. H.G. Suzuki, S. Nishimura, S. Yamaguchi: Trans. ISIJ, 22 (1982), s. 48.
- 33. M. Wolf: Trans. ISIJ, 24 (1984), s. 351.
- 34. H.G. Suzuki, S. Nishimura, Y. Nakamura: Trans. ISIJ, 24 (1984), s. 57.
- 35. T. Yamamoto, Y. Hanci, Y. Okazaki: Trans. ISIJ, 24 (1984), s. B-213.
- 36. H. Homma, N. Mori, S. Saito: Trans. ISIJ, 24 (1984), s. 24.
- 37. H.G. Suzuki, S. Nishimura: Trans. ISIJ, 24 (1984), s. 169.
- 38. H. Ohtsubo, F. Togashi, T. Kawasaki, I. Takada: Trans. ISIJ, 24 (1984), s. B-127.
- 39. N.E. Hannerz: Trans. ISIJ, 25 (1985), s. 149.
- 40. B. Mintz, J.M. Arrowsmith: Inter. Conf. Proc. on Hot Working & Form. Proc., D43899 (1979), s. 99.
- 41. C. Ouchi, K. Matsumoto: Trans. ISIJ, 22 (1982), s. 181.
- 42. T. Maki, I. Tamura: Trans. ISIJ 24 (1984), s. B-131.
- 43. L. Norstrom, B. Johanson: Scan. J. Metallurgy, 11 (3) (1982), s. 139.
- 44. A. Darsouni, B. Bouzabata, F. Moutlaillet: Journal de Phisique, 5 (7) (1995), s. 347.
- E.P. Georg, D.P. Pope, V. Sklenicka: Conf. Proc. Clean Steel Technology, Illinois, 2-5 Nov, 1992, s. 17.
- J.J. Tapsell, W.J. Clenshaw: Properties of Materials at High Temperatures, Eng. Res. Sp. Rep., London 1927.
- 47. A.M. Hammad, Z.M. Yousef, A. El-Nakoch: J. Mat. Scie., 28 (20) (1993), s. 5630.
- 48. V.M. Vorobev: Metall. Term. Obrobotka Metall., 4 (1992), s. 10.
- 49. K.S. Kumar, S.A. Brown: Phil. Mag. A, 65 (1) (1992), s. 91.
- 50. T. Hasegawa, K. Kawaguchi, T. Murata, T. Yakou: Mater. Trans. JIM, 32 (3) (1991), s. 244.
- 51. S. Sagat, D.M.R. Taplin: Acta Met. 24 (1976) s. 307.
- 52. M. Omori: J. Japan Inst. Metals, 37 (1973), s. 69.
- 53. J. Kotova: Cvet. Metally, 47 (4) (1974), s. 57.
- 54. M.P. Davies i inni: J. Inst. Metals, 99 (1971), s. 195.
- 55. K. Wesołowski: Metaloznawstwo metale nieżelazne i ich stopy, WNT, Warszawa 1966.
- 56. M. Tokarski: Metaloznawstwo metali i stopów nieżelaznych w zarysie, Wyd. Śląsk, Katowice 1985.
- 57. L.I. Chernova, V.V. Chervjakova, A.J. Charnkov: Vest. AN SSR, 8 (1974), s. 69.
- 58. S.U. Abdykulov, U.K. Dusemalev, A.A. Presnjakov: Vest. AN SSR, 9 (1974), s. 68.
- 59. U.K. Dusemalev, S.U. Abdykulov, A.A. Presnjakov: Cvet. Metally, 9 (1973), s. 64.
- 60. M. Mc Queen: Metalurgia i Odlewnictwo, 5 (1979), s. 431.
- 61. K. Hanser: "Untersuchungen über die Warmverarbeitbarkeit des Messings", Zft. Metallkunde, (1926), s. 247.
- 62. A. Wójcik: Zagadnienia technologiczne i jakościowe mosiądzu prętowego, Centralny Zarząd Przemysłu Hutniczego, Katowice 1947.
- 63. M. Ruhle: Metall. 30 (1976), s. 416.
- 64. E.Voce, A.P.C. Hallowes: J. Inst. Metals, 73 (1947), s. 323.

- **LITERATURA**
- 1. R. Nowosielski: "Modele odkształcenia plastycznego jednofazowych mosiądzów dwuskładnikowych w zakresie temperatury minimalnej plastyczności", Proc. 7th International Scientific Conference "Achievements in the Mechanical and Materials Engineering AMME'98", PAN, Gliwice – Zakopane 1998, s. 373.
- 2. R. Nowosielski: "Ductility minimum temperature in selected mono-phase, binary brasses", Journal of Materials Processing Technology, (1999), wydanie specjalne (w druku).
- 3. R. Nowosielski: "High temperature plastic behaviour of CuZn1 and CuZn4 brasses", Proc. 4th International Scientific Conference "Advances in Materials and Processing Technology" AMPT'98, Kuala Lumpur, Malaysia, August 1998, s. 113.
- R. Nowosielski: "Temperatura minimalnej plastyczności wybranych dwuskładnikowych mosiądzów jednofazowych", Proc. 6th International Scientific Conference "Achievements in the Mechanical and Materials Engineering AMME'97", Gliwice – Wisła 1997, s. 145.
- R. Nowosielski: "Wpływ struktury wyjściowej i kawitacji międzykrystalicznej na temperaturę minimalnej plastyczności w mosiądzu CuZn32", XII Konferencja Metaloznawcza, Materiały, Katowice – Kozubnik 1987, tom I, s. 397.
- 6. R. Nowosielski: "Temperatura minimalnej plastyczności w mosiądzach CuZn32" praca w druku.
- R. Nowosielski: "Influence of strain rates on ductility minimum temperature for CuZn10 brass", Mat. V Konferenz "Metallkundliche Probleme der Werkstof Fentwicklung, Freiberg 1986, s. 192.
- 8. R. Nowosielski: praca niepublikowana, Gliwice 1986.
- 9. R. Oleksiak: "Zjawisko obniżonej plastyczności stali szynowych w podwyższonych temperaturach", Praca doktorska, Politechnika Śląska, Biblioteka Główna, Gliwice 1987.
- L.W. Cepeda, J.M. Rodriguez-Ibabe, J.J. Urcola: Zft. Metallkunde, 83 (11) (1992), s. 801.
- 11. S.A. Brown, K.S. Kumar: Journal of Materials Research, 8 (8) (1993), s. 1763.
- 12. W.C. Porr: "Elevated Temperature Fracture of Advanced Powder Metallurgy Aluminium Alloys 8009", Dissertation Abstract International, 53 (8) (1993).
- J.I. Komi, A.J. Kyrolainen, L.P. Karjalainen, N.J. Sutala: Conf. Proc. Stainless Steels '91, Chiba, Japan 1991, v.2, s. 807.
- 14. G. Hünβler, H. Behmeier, K. Schwarz: Neue Hütte, 29 (5) (1984), s. 191.
- 15. F.N. Rhines, P.J. Wray: Trans. ASM, 54 (1961), s. 118.
- 16. A.S. Wagh, L.N. Ezegbunam: Scripta Met., 18 (1984), s. 933.
- 17. H. Yamagata, O. Izumi: J. Japan Inst. Metals, 42 (1978), s. 1012.
- 18. H. Yamagata, O. Izumi: J. Japan Inst. Metals, 42 (1978), s. 1096.
- 19. H. Yamagata, O. Izumi: J. Japan Inst. Metals, 42 (1978), s. 1167.
- 20. H. Yamagata, O. Izumi: J. Japan Inst. Metals, 42 (1978), s. 1173.
- 21. M. Ohmori, K. Wakasa, Y. Yoshinga: J. Japan Inst. Metals, 37 (11) (1973), s. 1188.
- 22. H. Yamagata, O. Izumi: J. Japan Inst. Metals, 43 (1978), s. 209.
- 23. A. Muto, S. Goto, M. Tagami, S. Aso: J. Japan Inst. Metals, 58 (1994), s. 146.
- 24. A. Muto, S. Goto, M. Tagami, S. Aso: J. Japan Inst. Metals, 59 (1995), s. 23.
- 25. C. Upthegrove, H.L. Burghoff: "Elevated-temperature properties of cooper and cooperbase alloys", ASTM Special Technical Publication No. 181, Philadelphia 1956.

65. R.V. Fougler, E. Nicholls: Metals Technology, 3 (1976), s. 366. 66. G. Chadwick i inni: Grain boundary structure and properties, Acad. Press, London 1976. 67. M.C. Dang, J.J. Blandin, B. Baudelet: Acta Mater., 44 (10) (1996), s. 3991. 68. M. Cook, E. Davies: J. Inst. Metals, 76 (1950), s. 501. 69. F. Inoko, T. Yoshikawa, K. Kashihara: Mater. Sci. Forum, 207-209 (1996), s. 629. 70. F. Inoko, T. Okada, T. Muraga i inni: Interface Sci., 4 (3-4) (1996), s. 263. 71. A.A. Presnjakov: Fizicheskaja priroda anomal'noj plastichnosti u metalicheskikh splavov, Izd. AN Kaz. SSR, Alma-Ata 1964. 72. A.A. Presnjakov i inni: Latuni, Metallurgizdat., Moskva, 1969. 73. A.V. Bobylev, J.P. Manzenko: Cvet. Metally, 9 (1966), s. 72. 74. Patent Canad., No 885601. 75. Patent USA, No 3.930894. 76. P. Davies i inni: J. Inst. Metals, 99 (1971), s. 195. 77. A. Shen i inni: J. Met. Science, 18 (1978), s. 1084. 78. R. Petkovic i inni: J. Met. Science, 18 (1979), s. 569. 79. J.W. Edington, I.N. Melton, C.P. Cutler: Progr. Mat. Sci., 21 (1976), s. 61. 80. A.N. Stroh: Proc. Roy. Soc. A, 233 (1954), s. 404, za [68]. 81. D.R. Mosher, R. Raj: Acta Met., 22 (1974), s. 1469. 82. I. Jäger, E. Werner: Zft. Metallkunde, 75 (1984), s. 827. 83. H. Suzuki, K. Nakanishi: Trans. JIM, 16 (1975) s. 17. 84. J.D. Meakin, N.J. Petch: Phil. Mag., 29 (1974), s. 1149. 85. H. Gleiter, B. Chalmers: Progr. Mat. Sci., 16 (1972), s. 43. 86. T. Takasugi, O. Izumi: Trans. JIM, 21 (1980), s. 293. 87. D. Levin i inni: Scripta Met., 2 (1968), s. 1965. 88. L. Hanneman i inni: Scripta Met., 2 (1968), s. 485. 89. L. Chongomo: Metallography, 16 (1983), s. 59. 90. R.W. Balluffi, J.W. Chan: Acta Met., 29 (1981), s. 493. 91. P.G. Shewmon: Acta Met., 29 (1981), s. 1567. 92. T.J. Piccone, D.B. Butrymowicz, D.E. Newbury, J.R. Manning, J.W. Chan: Scripta Met., 16 (1982), s. 839. 93. D.B. Butrymowicz, T.J. Piccone, J.R. Manning, D.E. Newbury: Metallography, 16 (1983), s. 349. 94. M. Menyhärd, L. Uray: Scripta Met., 17 (1983), s. 1195. 95. H.J. Frost, M.F. Ashby: Deformation Mechanism Maps, Pergamon Press, Oxford -New York 1989. 96. M.F. Ashby: Acta Met., 20 (1972), s. 887. 97. F.A. Mohamed, T.G. Langdon: Met. Trans., 5 (1974), s. 2339. 98. J.G. Harper, J.E. Dorn: Acta Met., 5 (1957), s. 654. 99. J.G. Harper, L.A. Shepard, J.E. Dorn: Acta Met., 6 (1958), s. 509. 100. C. Herring: J. Appl. Phys., 21 (1950), s. 437. 101. F.R. Nabarro: Report on Conference on the Strenght of Metals (Phys. Soc. London) 1948, za [84]. 102. R.L. Coble: J. Appl. Phys., 34 (1963), s. 1679. 103. C.J. Beevers, R.W.K. Honeycomb: Phil. Mag., 7 (1962), s. 765. 104. K.E. Puttick: Phil. Mag., 4 (1959), s. 164. 105. K.E. Puttick: Phil. Mag., 5 (1960), s. 759. 106. D. McLean: Mechanical Properties of Metals, J. Wiley, New York - London 1962. 107. Ch.J. McMahon: Microplasticity, Interscience Publ., J. Wiley, New York - London -Sydney 1970.

Literatura

108, J. Adamczyk: Metaloznawstwo teoretyczne. Cz.3 - Własności mechaniczne - Materiały monograficzne, Wydawnictwo Politechniki Śląskiej, Gliwice 1989. 109. A.K. Muckeriee, J.E. Bird, J.E. Dorn: Trans. ASM., 62 (1969), s. 155. 110. T. Shibayanagi, A. Yoshimoto, S. Hori; J. Japan Inst. Met., 54 (1) (1990), s. 9. 111. E. Svenson, G.L. Dunlop: Metal Sci., 16 (1982), s. 57. 112. F.W. Grossman, M.F. Ashby: Acta Met., 23 (1975), s. 425. 113. A.J. Perry: J. Mat. Sci., 9 (1974), s. 1773. 114. G.H. Greenwood: Inst. Metals, 2 (1973), s. 102. 115. D.A. Kelly: Acta Met., 23 (1975), s. 1267. 116. D.M.R. Taplin: Phil. Mag., 20 (1969), s. 1079. 117. S. Sagat, P. Blenkinshop, D.M.R. Taplin: Inst. Met., 100 (1972), s. 268. 118. T. Chandra, J.J. Jonas, D.M.R. Taplin: Aust. J. Met., 20 (1975), s. 220. 119. S. Sagat, D.M.R. Taplin: Acta Met., 24 (1976), s. 307. 120. G.L. Dunlop, E. Shapiro, D.M.R Taplin i inni: Met. Trans., 4 (1973), s. 2039. 121. K. Matuki, M. Yarmada: J. Japan Inst. Met., 37 (1973), s. 448. 122. J.W. Edington, K.N. Melton, C.P. Cutler: Prog. Mat. Sci., 21 (1976), s. 61. 123. R. Nowosielski: Nadplastyczność strukturalna stali węglowych, Biblioteka Główna Politechniki Śląskiej, Gliwice 1978. 124. E.G. Fleck, C.J. Beevers, D.M.R. Taplin: J. Met. Sci., 9 (1974), s. 1737. 125. A.N. Stroh: Proc. Roy. Soc., A233 (1954), s. 404, za [124]. 126. Y. Ishida, D. McLean; Met. Sci. 1 (1967), s. 1971. 127. R.G. Fleck, D.M.R. Taplin, G.J. Beevers: Acta Met., 23 (1975), s. 415. 128. J.E. Harris: Trans. AIME, 233 (1965), s.1509. 129. I.J. Spark, D.M.R. Taplin: J. Aust. Inst. Met., 14 (1969), s. 298. 130. R. Rai, M.F. Ashby: Acta Met., 23 (1975), s. 653. 131. R. Raj, H.M. Smith, H.H. Johnson: Scripta Met., 11 (1977), s. 839. 132. J.W. Hancock: Met. Sci., 11 (1976), s. 319. 133. S. Sagat: University of Waterloo, Praca doktorska, 1974, za [124]. 134. C.W. Humphries, N. Ridley: J. Mat. Sci., 9 (1967), s. 3. 135. E. Smith, J.T. Barnaby: Met. Sci., 1 (1967), s. 1971. 136. R.W. Ballufi, L.L. Seigle: Acta Met., 5 (1957), s. 449, za [124]. 137. D. Hull, D.E. Rimmer: Phil. Mag., 4 (1959), s. 673. 138. G.W. Greenwood: Phil. Mag., 12 (1963) s. 707. 139. M.V. Speight, J.E. Harris: Met. Sci., 1 (1967), s. 83. 140. J. Weertman: Met. Trans., 5 (1974), s. 1743. 141. H. Nazir, R. Pearce: Sheet Met. Ind., 2 (1969), s. 11. 142. B. Baudelet: Metals and Mat., 2 (1974), s. 117. 143. B. Baudelet: Mem. Sci. Rev. Met., 2 (1975), s. 101. 144. R. Pearce, C.J. Swanson: Sheet Met. Ind., 2 (1970), s. 599. 145. A. Karim, D.L. Holt, W.A. Backofen: Trans. AIME, 245 (1969), s. 1131. 146. D. Hull, D.E. Rimmer: Phil. Mag., 4 (1959), s. 673. 147. B. Burton, P.T. Heald: Phil. Mag., 11 (1975), s. 1079. 148. R.W. Cahn, P. Haansen: Physical Metallurgy, North Holland Physics Publishing, Amsterdam - Oxford - New York - Tokyo 1992. 149. V.Y. Ayres, P.G. Winchell: J. Appl. Phys., 43 (1972), s. 816. 150. F.W. Balluffi, L.L. Scigle: Acta Met., 3 (1955), s. 1327. 151. A. Graierich, A. Guinier: Acta Met., 21 (1973), s. 1327. 152. K. Nagasaki, S. Haruyama, M. Kaneko, I. Itoh: J. Japan Inst. Metals, 34 (1970), s. 343. 153. I. Itoh, T. Hikage, M. Togasaki: J. Japan Inst. Metals, 38 (1974), s. 294.

- 154. I. Itoh, T. Hikage: Trans. Japan Inst. Metals, 17 (1976), s. 165.
- 155. J.W. Wyrzykowski, E. Pleszakow, J. Sieniawski: Odkształcenie i pękanie metali, WNT, Warszawa 1999.
- 156. J.C. Radon, E. Czoboly, T. Konkoly: Proc. II Int. Conf. "Mechanical Behaviour of Materials", Kyoto 1974.
- 157. F. Gillmont, E. Czoboly, I. Havas: Theoretical Appl. Fract. Mechanics, 4 (1985), s. 39.
- 158. I. Havas, E. Czoboly: Periodica Politechnica, Eng., 24 (1980), s. 19.
- 159. M. Blicharski, S. Gorczyca: Rekrystalizacja z udziałem drugiej fazy, Wyd. Śląsk, Katowice 1980.
- 160. L.A. Dobrzański: Metaloznawstwo z podstawami nauki o materiałach, WNT, Warszawa 1999.
- 161. R.C. Gifkins: Met. Trans., 7A (1976), s. 1225.
- 162. A. Korbel, L. Błaż, H. Dybiec, J. Gryziecki, J. Zasadziński: Metals Technology, 10 (1978), s. 391.
- 163. P. Chaudari: Acta Met., 15 (1967), s. 1777.
- 164. H.W. Hayden, R.C. Gibson, H.F. Merrick, J.M. Brophy: Trans. ASM, 60 (1967), s. 3.
- 165. M.W. Grabski: Nadplastyczność strukturalna metali, Wyd. Śląsk, Katowice 1973.
- 166. P. Maulik, K.A. Padmanabhan: J. Materials Sci., 10 (1975), s. 1646.
- 167. F.A. Mohamed, Shen-Ann Shei, T.G. Langdon: Acta Met., 23 (1975), s. 1443.
- 168. R.C. Gifkins: Scripta Met., 10 (1976), s. 433.
- 169. F.A. Mohamed, T.G. Langdon: Phys. Stat. Sol., (a) 33 (1976), s. 375.
- 170. V. Srikrishnan, P.J. Ficalora: Metallurgical Trans. A, 6A (1975), s. 2095.
- 171. G.F. Bolling, R.H. Richman: Acta Met., 13 (1965), s. 709.
- 172. A.M. Brown, M.F. Ashby: Scripta Met., 14 (1980), s. 1297.
- 173. T.S. Ke: Phys. Rev., 71 (1947), s. 533.
- 174. T.S. Ke: Phys. Rev., 72 (1947), s. 41.
- 175. R. Raj, M.F. Ashby: Met. Trans., 2 (1971), s. 1113.
- 176. R.C. Gifkins: Mat. Sci. Eng., 2 (1967), s. 181.
- 177. J.T.A. Roberts, P. Barrand: Trans. AIME, 242 (1968), s. 2299.
- 178. G.M. Leak: Proc. Phys. Soc., 78 (1961), s. 1520, za [81].
- 179. G.W. Miles, G.M. Leak: Proc. Phys. Soc., 78 (1961), s. 1529, za [81].
- 180. S. Weinig, E.S. Machlin: Trans. AIME, 209 (1957), s. 843.
- 181. R. Nowosielski: Rozdział 2 w pracy z., Badania własności fizycznych, WNT, Warszawa, 1987.
- 182. P. Adamiec, P. Bednorz, K. Grajek: Przegląd spawalnictwa, 2 (1987), s. 5.
- 183. P. Bednorz, K. Grajek: "Próba modelowania materiałów kompozytowych metodą elementów skończonych", 26 Sympozjon "Modelowanie w mechanice", Gliwice – Kudowa 1987.
- 184. U.L. Kolmogorov: Plasticity and fracture, Metallurgija, Moscov 1977.
- 185. N.N. Malinin, J. Rzysko: Mechanika materiałów, PWN, Warszawa 1981.
- 186. A.S. Nesmjanov, S.S. Sadakov: Problemy Prochnosti, 5 (1983), s. 20.

ZAŁĄCZNIK Analiza statystyczna wyników badań

Analizę statystyczną w zakresie ograniczonym do wyników prób rozciągania (zależności wytrzymałości, wydłużenia i przewężenia od temperatury rozciągania) przeprowadzono zgodnie z opisem zamieszczonym w punkcie 3.3.9. Ponieważ w analizowanym przypadku stosunek korelacyjny (29) jest równy uogólnionemu współczynnikowi korelacji (28) w ramach analizy wyznaczono współczynniki korelacji zestawione w tabeli 3 oraz przeprowadzono badania istotności otrzymanych współczynników korelacji i równań regresji.

Zestawienie współczynników korelacji stosowanych równań regresji do opisu badanych zależności

Stop	Wielkość	Szybkość	Wytrzy	małość	Wydł	użenie	Przew	ężenie
	ziarna,	odkształ-	w fu	nkcji	w fu	nkcji	w fu	nkcji
	μm	cania, s'	temper	ratury '	tempe	ratury '	tempe	ratury '
			R2	R1	A5	A3	Z5	Z3
		$4,2.10^{-3}$	1,0	1,0	0,97	0,95	0,97	0,96
	24	4,2.10-1	1,0	1,0	0,94	0,86	0,98	0,89
	24	0,85·10 ¹	-	-	0,99	0,94	0,99	0,97
CuZn1		$1,65 \cdot 10^2$	-	-	0,98	0,96	0,98	0,89
CuZIII		4,2.10-3	0,99	0,98	0,91	0,72 ^{#)}	0,96	0,75
	64	4,2.10-1	0,99	0,99	0,92	0,85	0,97	0,88
	04	$0,85 \cdot 10^{1}$	-	-	0,99	0,97	1,0	1,0
1		$1,65 \cdot 10^2$	-	-	0,98	0,96	0,98	0,97
		4,2.10-3	0,99	0,98	1,0	0,96	1,0	0,96
-	22	4,2.10-1	0,99	0,97	0,98	0,97	0,99	0,95
	22	$0,85 \cdot 10^{1}$		-	1,0	0,96	1,0	0,96
0.7-4		$1,65 \cdot 10^2$		-	0,99	0,99	0,99	0,99
CuZn4		4,2.10-3	0,98	0,98	0,99	0,99	0,99	0,96
	220	4,2.10-1	0,99	0,98	0,99	0,95	0,99	0,98
	229	0,85·10 ¹	-	-	0,99	0,94	0,99	0,94
The second		$1,65 \cdot 10^2$	-	-	0,99	0,98	0,99	0,98
		4,2.10-3	1,0	1,0	1,0	0,99	1,0	1,0
	24	4,2.10-1	1,0	1,0	1,0	0,99	0,99	0,98
	24	0,85·10 ¹	-	-	1,0	0,98	0,99	0,96
0.7.10		$1,65 \cdot 10^2$	-	-	0,96	0,93	0,95	0,9
CuZn10	-	4,2.10-3	1,0	1,0	1,0	0,99	0,99	0,98
	195	4,2.10-1	1,0	0,99	1,0	0,98	0,98	0,97
	185	$0,85 \cdot 10^{1}$	-	-	1,0	0,98	0,97	0,97
		$1,65 \cdot 10^2$	-	-	0,98	0,86	0,98	0,84

154

Tabela 3

Ryszard Nowosielski

Stop	Wielkość ziarna, μm	Szybkość odkształ- cania, s ⁻¹	Wytrzy w fu tempe	/małość nkcji ratury ^{*)}	Wydł w fu temper	użenie nkcji ratury ^{*)}	Przew w fu tempe	vężenie nkcji ratury ^{*)}
			R2	R1	A5	A3	Z5	Z3
		4,2·10 ⁻³	1,0	0,96	1,0	0,96	0,99	0,98
	16	4,2·10 ⁻¹	0,99	0,96	0,99	0,97	1,0	0,99
	10	$0,85 \cdot 10^{1}$	-	-	0,97	0,81	0,99	0,97
Cu7n32		$1,65 \cdot 10^2$	-	-	0,97	0,96	0,98	0,89
Cuziijz		4,2.10-3	1,0	0,96	0,99	0,98	0,99	0,97
	274	4,2.10-1	1,0	0,97	0,99	0,98	0,99	0,93
	2/4	0,85 10 ¹	-	-	0,99	0,95	0,99	0,96
		$1,65 \cdot 10^2$	-	-	0,98	0,91	0,99	0,92

⁷ oznaczenia:

R1 - regresja liniowa,

R2 – regresja paraboliczna,

A3, Z3 - regresja wielomianowa trzeciego stopnia,

A5, Z5 – regresja wielomianowa piątego stopnia.

^{#)} mały współczynnik korelacji i poziom istotności powyżej 0,05.

Dla wszystkich analizowanych przypadków (oprócz jednego) współczynniki korelacji liniowej i nieliniowej były istotne przy założonym współczynniku ufności 0,95. Do oceny istotności zastosowano test F Snedecora dla regresji nieliniowej i test t-Studenta dla regresji liniowej (tabela 4).

Tabela 4	Wyniki testów istotności	
$1 - \alpha = 0.95$	test t-Studenta dla współczynnika ufności	R1
$1 - \alpha = 0,95$	test F Snedecora dla współczynnika ufności	R2
$1 - \alpha = 0.95$	test F Snedecora dla współczynnika ufności	A3
$1 - \alpha = 0,95$	test F Snedecora dla współczynnika ufności	Z3
$1 - \alpha = 0,95$	test F Snedecora dla współczynnika ufności	A5
$1 - \alpha = 0,95$	test F Snedecora dla współczynnika ufności	Z5



EKSPLIKACJA EFEKTU MINIMALNEJ PLASTYCZNOŚCI MOSIĄDZÓW JEDNOFAZOWYCH

STRESZCZENIE

Praca dotyczy eksplikacji makroskopowo obserwowanego efektu związanego z występowaniem minimum na krzywej plastyczności w funkcji temperatury. W pracy postawiono tezę, że podstawowym mechanizmem odpowiedzialnym za efekt minimalnej plastyczności w mosiądzach jednofazowych jest niejednorodne odkształcenie i jednocześnie funkcjonujący, wywołany przez proces niejednorodnego odkształcania, niejednorodny przebieg procesów aktywowanych cieplnie w odkształconych obszarach, w których energia zmagazynowana osiągnęła dostateczną wartość. Mechanizm ten funkcjonuje w zakresie temperatury zbliżonym do początku operowania procesów aktywowanych cieplnie. Skutkiem jego funkcjonowania jest lokalizacja odkształcenia w tych obszarach i w konsekwencji pękanie materiału na styku obszarów odkształconych i nieodkształconych.

Skład chemiczny i jego lokalne zmiany oraz zmiany struktury wpływają na przebieg procesów związanych z odkształceniem i działaniem temperatury w różny sposób. Występujące zmniejszanie się plastyczności, z jednej strony, jest najczęściej skutkiem wspomnianego wpływu na zwiększenie niejednorodności odkształcania. Z drugiej strony wpływ ten może być przyczyną zmniejszania niejednorodności odkształcania.

Rozszerzeniem postawionej tezy jest bardziej uniwersalna koncepcja modelu miejsc "twardych i miękkich", która wyjaśnia efekt minimalnej plastyczności opisując makroskopowy przebieg odkształcenia w zakresie TMP, we wszystkich przypadkach, w których funkcjonujące w metalach mikromechanizmy prowadzą do powstania sytuacji, gdzie udział objętościowy miejsc "miękkich" jest funkcją temperatury i prowadzi do lokalizacji w nich odkształcenia. Temperatura minimalnej plastyczności pokrywa się z temperaturą, w której udział objętościowy miejsc miękkich osiąga pewną "progową", krytyczną ze względów mechanicznych, wartość.

W pracy przeprowadzono badania plastyczności mosiądzów jednofazowych (dwuskładnikowych CuZn1, CuZn4, CuZn10, CuZn32 oraz wieloskładnikowego CuZn27Ni18 i stopu CuNi25) w funkcji temperatury (w zakresie 300-900°C), dla szybkości odkształcania $(10^{-3}-10^2 \text{ s}^{-1})$, przy różnym stanie naprężenia (próby rozciągania i skręcania) i wielkości ziarna (około 20 i 200 µm) oraz stanu wyjściowego materiału (przerobiony plastycznie i odlewany), w celu określenia czynników wpływających na TMP oraz potwierdzenia danych literaturowych. Dla uzasadnienia tezy pracy przeprowadzono badania i pomiary: własności mechanicznych, metalograficzne na mikroskopie świetlnym i elektronowym, energii aktywacji procesu odkształcenia plastycznego, tarcia wewnętrznego, COD i densometryczne.

Dla potwierdzenia wyników eksperymentalnych zweryfikowano koncepcję modelu miejsc "twardych i miękkich" dokonując obliczeń zależności plastyczności mosiądzów w funkcji objętościowego udziału miejsc "miękkich", dla dwóch wariantów wspomnianego modelu, opierając się na zmodyfikowanej dla potrzeb modelu metodzie elementów skończonych.

Zaproponowany model miejsc "twardych i miękkich" opisuje zachowanie się mosiądzów w warunkach efektu minimalnej plastyczności, ale może być stosowany do opisu podobnego efektu w innych metalach i stopach. Wspomniany model, wprawdzie w sposób tylko jakościowy, wiąże przebieg procesu odkształcenia plastycznego w skali mikro i mezo z przebiegiem procesu w skali makroskopowej, jednak otwiera drogę do dalszych badań i poszukiwań, zgłębiających problem makroskopowej istoty plastyczności i jej zależności od składu chemicznego i struktury metali i stopów.

RESPECTIVE A DEPENDING AND A D

And a second second second bit was a second s

EXPLICATION OF MINIMUM PLASTICITY EFFECT OF MONO-PHASE BRASSES

SUMMARY

The work refers to explication of macroscopic observed minimum plasticity effect connected with existence, for metals and alloys, of ductility minimum temperature (DMT) for a dependence of plasticity versus deformation temperature.

The explication process was based on the following argument: that basic mechanism responsible for minimum plasticity effect in mono-phase brasses, is heterogeneous deformation and simultaneously working, developed by process heterogeneous deformation, heterogeneous course of thermal activated processes in deformed areas of metal, in which stored energy reached sufficient value. The mechanism works in the range of temperature close to the beginning of operating of thermal activated processes. Its result is location of deformation in these areas and in consequence cracking of material in junction points of deformed areas.

The chemical composition and its local changes and structure changes influence on the course of processes connected with deformation and thermal activation in a different manner. The plasticity diminishing, from one side, is most often a result of the above-mentioned influence on enlargement of deformation inhomogeneity. From the other side, the above-mentioned influence can be a reason of diminishing deformation inhomogeneity, causing most often weakness of minimum plasticity effect., or in an extreme chance of its disappearance

The widening of the presented argument is more universal idea of a model of "hard and soft" places, which explains a minimum plasticity effect describing a macroscopic course of deformation in the range of DMT. This model can describe behaviour of metals in DMT in all cases, in which working in metals micro-mechanisms induced a situation, where voluminal share of "soft" places is a function of deformation temperature and drives to a location of deformation. DMT agrees with temperature in which voluminal share of "soft" places in a volume of sample reaches critical (threshold) value from a mechanical point of view.

In the work widely conceived plasticity investigations of mono-phase, binary brasses (CuZn1, CuZn4, CuZn10, CuZn32), multiple brass CuZn27Ni18 and CuNi25 alloy were performed in function of deformation temperature (in the range 300-900°C), for strain rates in the range $(10^{-5}-10^2 \text{ s}^{-1})$, at different stress state (tension and torsion test), and a different initial structure of material (grain size about 20 and 200 µm after cold work and annealing and after cast), in order to determine factors influencing on DMT and confirmations literature date.

The following investigations and measurements as: mechanical properties, metallographic, energy activation, internal frictions, COD and densometric, were accomplished in order to justify the work argument

To confirm experimental results, the model of "hard and soft" places was verified by calculations of brasses plasticity as a function of a voluminal share of "soft" places in volume of a sample, basing on modified finite elements method.

The main result of the work is an elaboration of the model, which describes plastic behaviour of brasses in the range of DMT, and can be practical used for description of similar effects in other metals and alloys. The presented model, only in qualitative manner, joins the course of plastic deformation in a micro and mezzo scale with the course of this process in a macro scale, but opens way to further research exploring deeply this problem.

BIBLIOTEKA GŁÓWNA Politechniki Śląskiej 5 2 Druk: Drukemie Gilwice, ul. Zwycięstwa 27, tel. 230 49 50