ZESZYTY
NAUKOWE
POLITECHNIKI
ŚLĄSKIEJ

P. 3353/00

Grzegorz NIEWIELSKI

ZMIANY STRUKTURY I WŁAŚCIWOŚCI STALI AUSTENITYCZNEJ ODKSZTAŁCANEJ NA GORĄCO

HUTNICTWO
z. 58

WYDAWNICTWO POLITECHNIKI ŚLĄSKIEJ

GLIWICE 2000

POLITECHNIKA ŚLĄSKA
ZESZYTY NAUKOWE
Nr 1463

P. 3353/00

Grzegorz NIEWIELSKI

ZMIANY STRUKTURY I WŁAŚCIWOŚCI STALI AUSTENITYCZNEJ ODKSZTAŁCANEJ NA GORĄCO

Gliwice 2000

OPINIODAWCY
Prof. dr hab. inż. Franciszek Grosman
Prof. dr hab. inż. Jan Sieniawski

KOLEGIUM REDAKCYJNE

REDAKTOR NACZELNY – Prof. dr hab. Zygmunt Kleszczewski
REDAKTOR DZIAŁU – Doc. dr hab. inż. Stanisław Serkowski
SEKRETARZ REDAKCJI – Mgr Elżbieta Leśko

REDAKCJA
Mgr Aleksandra Kłobuszowska

REDAKCJA TECHNICZNA
Alicja Nowacka

Wydano za zgodą
Rektora Politechniki Śląskiej

PL ISSN 0324-802X

Wydawnictwo Politechniki Śląskiej
ul. Akademicka 5
44-100 Gliwice
tel./fax (0-32) 237-13-81

www.wydawnictwo.polsl.gliwice.pl
wydawnictwo@polsl.gliwice.pl

Nakl. 110+83 egz. Ark. wyd. 9 Ark. druk. 8 Papier offset. kl. III 70 x 100, 80 g
Oddano do druku 19.05.2000 r. Podpis. do druku 19.05.2000 r. Druk ukończ. w maju 2000 r.

Fotokopie, druk i oprawę wykonał „ROLEK", Gliwice, ul. Kazimierza Wielkiego 4

SPIS TREŚCI

Wykaz skrótów i oznaczeń 9
1. Wprowadzenie 11
2. Zjawiska strukturalne wywołane odkształcaniem na gorąco stali o małej EBU 14
2.1. Zmiany struktury podczas odkształcania plastycznego na gorąco 15
2.1.1. Zdrowienie dynamiczne 17
2.1.2. Rekrystalizacja dynamiczna 18
2.2. Energia aktywacji procesu odkształcania na gorąco stali 19
2.3. Procesy odbudowy mikrostruktury po zakończeniu odkształcania plastycznego na gorąco 22
2.3.1. Zdrowienie statyczne 23
2.3.2. Rekrystalizacja statyczna 25
2.4. Zależności matematyczne i fizyczne opisujące odkształcenie materiału 25
3. Założenia, cel i teza rozprawy 38
4. Przedmiot badań 40
5. Metodyka badań 42
5.1. Plastometryczna próba skręcania 42
5.2. Wyznaczanie energii aktywacji procesu odkształcania oraz parametru Zenera-Hollomona 50
5.3. Metodyka badań strukturalnych 52
5.3.1. Badania metalograficzne 52
5.3.2. Ilościowa ocena struktury 53
5.3.3. Modelowanie mikrostruktury stali trudno odkształcalnej 54
6. Wyniki badań 57
6.1. Wpływ warunków odkształcania na naprężenie uplastyczniające stali austenitycznej 57
6.2. Odbudowa mikrostruktury podczas i po odkształceniu na gorąco 71

6.3. Zmiana cech geometrycznych ziarna stali austenitycznej po odkształcaniu na gorąco 83
6.4. Modele zmian mikrostruktury stali austenitycznej w proce-sach odkształcania na gorąco 97
7. Analiza wyników 109
8. Podsumowanie i wnioski 115
Literatura 117
Streszczenia 123

CONTENTS

List of abbreviations and symbols 9
1. Introduction 11
2. Structural phenomena evoked by hot deformation of steel of small EBU 14
2.1. Changes of the structure due to hot plastic strain 15
2.1.1. Dynamic recovery 17
2.1.2. Dynamic recrystallisation 18
2.2. Activation energy the process of hot steel deformation 19
2.3. Processes of reconstructing the structure after hot plastic strain 22
2.3.1. Static recovery 23
2.3.2. Static recrystallisation 25
2.4. Mathematical and physical dependencies describing material strain 25
3. Assumptions, objective and thesis of the dissertation 38
4. Subject of the research 40
5. Methodology of the research 42
5.1. Plastometric torsion test 42
5.2. Determining the activation energy of the deformation process and the Zener Hollomon parameter 50
5.3. Methodology of the structural research 52
5.3.1. Metallographic research 52
5.3.2. Quantitative evaluation of the structure 53
5.3.3. Modeling the microstructure of low-deformable steel 54
6. Results of the research 57
6.1. Impact of the deformation conditions on yield stress of austenitic steel 57
6.2. Reconstruction of the microstructure during and after hot deformation 71

6.3. Changes of geometrical features of austenitic steel grains after hot deformation 83
6.4. Models of changes of the austenitic steel microstructure in hot deformation processes 97
7. Analysis of the results 109
8. Summary and conclusions 115
Bibliography 117
Summaries 123

INHALTSVERZEICHNIS

Liste der abkürzungen und bezeichnungen 9
1. Einleitung 11
2. Strukturerscheinungen, verursacht durch warmverformung des stahls mit kleinem EBU 14
2.1. Strukturänderungen während Warmverformung 15
2.1.1. Dynamische Erholung 17
2.1.2. Dynamische Rekristallisation 18
2.2. Aktivierungsenergie im Warmverformungsverfahren 19
2.3. Strukturaufbauprozesse nach Beendigung der plastischen Warmverformung 22
2.3.1. Statische Erholung 23
2.3.2. Statische Rekristallisation 25
2.4. Mathematische und physische Abhängigkeiten, die Formänderung des Materials beschreiben 25
3. Voraussetzungen, ziel und these der abhandlung 38
4. Gegenstand der prüfungen 40
5. Methodik der prüfungen 42
5.1. Plastometrischer Verdrehungsversuch 42
5.2. Ermittlung der Aktivierungsenergie des Verformungsverfahrens und des Parameter von Zener-Hollomon 50
5.3. Methodik der Strukturforschungen 52
5.3.1. Metallografische Prüfungen 52
5.3.2. Quantitätsbeurteilung der Struktur 53
5.3.3. Mikrostrukturmodellierung des schwerverformbaren Stahls 54
6. Prüfegebnisse 57
6.1. Einfluß der Verformungsbedingungen auf Formänderungsfestigkeit des austenitischen Stahls 57
6.2. Rekonstruktion der Mikrostruktur während und nach der Warmverformung 71

6.3. Änderung der geometrischen Eigenschaften austenitischen Stahlkornes nach Warmverformung 83
6.4. Modelle der Mikrostrukturänderungen austenitischen Stahls im Warmverformungsverfahren 97
7. Analyse der ergebnisse 109
8. Resümee / schlusswort 115
Literatur 117
Zusammenfassungen 123

WYKAZ SKRÓTÓW I OZNACZEŃ

$\bar{b}$	- wektor Burgersa
δ	- bezwymiarowy wskaźnik wydłużenia ziarn
d_0	- średnica pomiarowa próbki plastometrycznej [mm]
d_s	- średnia średnica podziarn dla ustalonego płynięcia plastycznego [μm]
ε	- odkształcenie rzeczywiste
ε_m	- odkształcenie odpowiadające maksymalnemu naprężeniu uplastyczniającemu σ_{pm}
ε_c	- odkształcenie krytyczne zdrowienia dynamicznego
ε_{cs}	- odkształcenie krytyczne zdrowienia statycznego
ε_{zn}	- odkształcenie graniczne
ε_s	- odkształcenie początku ustalonego płynięcia plastycznego
$\dot{\varepsilon}$	- prędkość odkształcania rzeczywistego; [s^{-1}]
γ	- odkształcenie postaciowe
ξ	- bezwymiarowy współczynnik kształtu ziarn
ρ	- gęstość dyslokacji [m^{-2}]
ρ_c	- krytyczna gęstość dyslokacji [m^{-2}]
σ	- naprężenie [MPa]
σ_p	- naprężenie uplastyczniające [MPa]
σ_{pm}	- maksymalne naprężenie uplastyczniające [MPa]
σ_{ps}	- naprężenie ustalonego płynięcia plastycznego [MPa]
σ_{pc}	- naprężenie krytyczne zdrowienia dynamicznego [MPa]
l	- średnia swobodna droga dyslokacji [m]
m	- współczynnik wrażliwości naprężenia na prędkość odkształcania
n	- współczynnik umocnienia przy odkształceniu na zimno
$\nu(\hat{A})$	- współczynnik zmienności płaskiego przekroju
p	- współczynnik umocnienia przy odkształceniu na gorąco
r_0	- promień próbki plastometrycznej [mm]
t	- czas skręcania [s]
$t_{0,5}$	- połówkowy czas rekrystalizacji [s]
$\hat{A}$	- średnia powierzchnia płaskiego przekroju ziarna [μm^2]
$\hat{A}_s$	- średnia powierzchnia płaskiego przekroju ziarna dla ustalonego płynięcia [μm^2]
$\hat{A}_0$	- średnia powierzchnia płaskiego przekroju ziarna wyjściowego [μm^2]
D	- średnia średnica ziarna zrekrystalizowanego [μm]
D_o	- średnia średnica ziarna wyjściowego [μm]
D_{ZD}	- średnia średnica ziarna po zdrowieniu dynamicznym [μm]
D_s	- średnia średnica ziarna dla ustalonego płynięcia plastycznego [μm]
D_{RS}	- średnia średnica ziarna po statycznej rekrystalizacji [μm]
EBU	- energia błędu ułożenia [mJ/m^2]

F - siła [N]
G - moduł sprężystości poprzecznej [MPa]
l_0 - długość pomiarowa próbki plastometrycznej [mm]
M - moment skręcający [Nm]
N_A - średnia liczba ziarn na jednostkę powierzchni [μm^{-2}]
N - liczba skręceń próbki plastometrycznej
$\dot{N}$ - prędkość obrotowa skręcania [min^{-1}]
Q - energia aktywacji [kJ/mol]
Q_{zn} - energia aktywacji pękania [kJ/mol]
Q_{MRD} - energia aktywacji rekrystalizacji metadynamicznej [kJ/mol]
Q_{RS} - energia aktywacji rekrystalizacji statycznej [kJ/mol]
Q_{ZD} - energia aktywacji zdrowienia dynamicznego [kJ/mol]
Q_{RD} - energia aktywacji rekrystalizacji dynamicznej [kJ/mol]
Q_{HW} - energia aktywacji odkształcenia na gorąco (przy ε_m, σ_m) [kJ/mol]
Q_{RZ} - energia aktywacji rozrostu ziarn [kJ/mol]
Q_v - energia aktywacji dyfuzji [kJ/mol]
R - stała gazowa [kJ/mol K]
Θ - intensywność umocnienia odkształceniowego [MPa]
T - temperatura [K]
T_a - temperatura wyżarzania [K]
T_T - temperatura topnienia [K]
X - ułamek zrekrystalizowanego materiału
Z - parametr Zenera - Hollomona; skorygowana temperaturą prędkość odkształcania [s^{-1}]
Z_C - krytyczna wartość parametru Zenera-Hollomona konieczna do zajścia rekrystalizacji dynamicznej [s^{-1}]

Uwaga: pozostałe skróty i oznaczenia objaśniono w tekście.

1. WPROWADZENIE

Stal o dużej zawartości manganu należy do stopów o małej energii błędu ułożenia / EBU/ austenitu, zależnej od składu chemicznego (5 - 50 mJ/m^2) [1-3]. Zawartość węgla rozpuszczonego w austenicie (od 0,2 do 0,4% w zależności od temperatury wygrzewania do odkształcania na gorąco) zmienia istotnie wartość EBU. Stal manganowa o dużej wytrzymałości (szczególnie ze zwiększoną zawartością azotu) znalazła wiele interesujących zastosowań technicznych [4÷8]. Właściwości mechaniczne tej grupy stali stanowiły podstawę do licznych prac badawczych [3,9,10] i poszukiwań ich racjonalnego wykorzystania [3, 4, 6, 10, 11]. Obecnie **stal chromowo-manganową** uważa się za odrębną grupę stali stopowej, wśród której ze względu na zastosowanie można wyróżnić [4-8, 9, 11-12]:

- **wysokowytrzymałą stal nierdzewną;**
- **stal żaroodporną i żarowytrzymałą;**
- **stal z metastabilną strukturą austenitu umacniającą się podczas eksploatacji;**
- **stal niemagnetyczną i do pracy w temperaturze kriogenicznej;**
- **stal austenityczno-ferrytyczną o dużej ciągliwości i nadplastyczności.**

Odkształcanie metali na gorąco od wielu lat stanowi przedmiot systematycznych badań [1-2, 13-18, 19÷39]. Rozwój metod badań plastometrycznych przyczynił się do opracowania podstaw modelowania zjawisk zachodzących podczas procesów obróbki plastycznej [40-45]. Zagadnienia modelowania zjawisk towarzyszących procesom odkształcania plastycznego z uwzględnieniem mięknięcia metali wskutek dynamicznych procesów zdrowienia i rekrystalizacji przedstawiono w pracach [14 - 16, 19 - 20, 24, 26, 29-32, 36-37, 46-55]. W modelach wysokotemperaturowego odkształcania metali stosowano zwykle kryteria mechaniczne [19] lub strukturalne [20]. Opracowanie modeli strukturalnych było podstawą wielu badań [21, 23, 25, 56-58]. Przyjęto, że mechanizmem kontrolującym proces zdrowienia dynamicznego jest w temperaturze $T<(0.4\div0.6)T_t$ poślizg i poślizg poprzeczny dyslokacji, natomiast w temperaturze $T>(0.4\div0.6)T_t$ poligonizacja. Poślizg poprzeczny jest kontrolowany przez proces łączenia się dyslokacji cząstkowych w jednostkowe oraz ich wspinanie. Energia niezbędna do dysocjacji dyslokacji zależy od wartości EBU materiału. W materiałach o małej

EBU, w których energia dysocjacji dysłokacji jest duża, zarówno wspinanie, jak i poślizg poprzeczny są ograniczone.

Rozwój metod opisu ilościowego zjawisk podczas odkształcania plastycznego, m.in. zastosowanie metody elementów skończonych (MES) do modeli cieplno-mechanicznych [9, 24, 46, 59-64] oraz metod stereologii i statystyki do modeli strukturalnych przyczynił się do powstania programów komputerowych, za pomocą których podejmowane są próby modelowania mikrostruktury. Znane są programy komputerowe Elroll [24,66], Comp_axi [49-50], CAPS-Finel [67], za pomocą których podejmowane są próby modelowania mikrostruktury obejmujące zjawiska:

- **rozrostu ziarn podczas nagrzewania;**
- **rozpuszczania wydzieleń podczas nagrzewania;**
- **umocnienia odkształceniowego, zdrowienia i rekrystalizacji dynamicznej;**
- **zdrowienia i rekrystalizacji statycznej pomiędzy kolejnymi etapami odkształcania;**
- **starzenia odkształceniowego lub wydzielania pomiędzy kolejnymi etapami odkształcania;**
- **rozrostu ziarn po dynamicznej lub statycznej rekrystalizacji.**

Dotychczas nie zbudowano modelu, który uwzględnia wszystkie procesy cieplnomechaniczne i strukturalne zachodzące podczas i po zakończeniu odkształcania na gorąco. Reakcja materiału na zadane warunki obciążania nie zawsze jest jednoznaczna. Brak bowiem jednego tylko mechanicznego równania stanu materiału lub jednego zbioru równań opisujących zachowanie się materiałów [25]. Wynika to stąd, że podczas odkształcania, szczególnie w wysokiej temperaturze, zachodzą z różną intensywnością w zależności od warunków odkształcania złożone procesy strukturalne: **umocnienie odkształceniowe, zdrowienie dynamiczne i statyczne, rekrystalizacja dynamiczna i statyczna, dynamiczne starzenie odkształceniowe**.

Duże stężenie pierwiastków stopowych w austenicie stali austenitycznej hamuje rekrystalizację statyczną i tym samym ułatwia badanie zarówno zdrowienia dynamicznego, jak i rekrystalizacji dynamicznej.

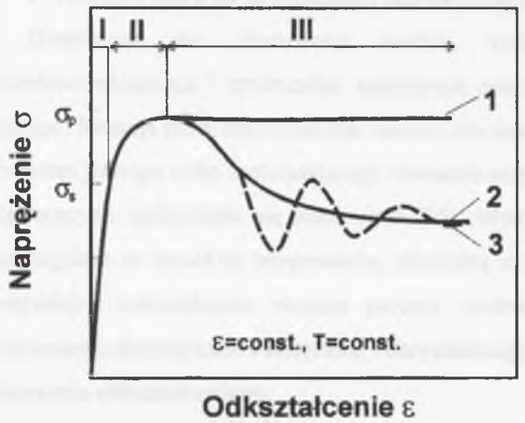
Stal wysokomanganowa należy do grupy materiałów trudno odkształcalnych. Austenit chromowo-manganowy charakteryzuje się znacznym umocnieniem podczas odkształcania plastycznego. Stwarza to problemy technologiczne przy przetwarzaniu (odkształcenie na zimno i gorąco, procesy skrawania).

W pracy przedstawiono zjawiska towarzyszące odkształcaniu plastycznemu na gorąco stali Cr-Mn w gatunku 5H17G17. Dla weryfikacji istniejących modeli cieplnomechanicznych i strukturalnych opracowanych dla stali Cr-Ni przy takich samych warunkach odkształcano stal austenityczną 0H18N9. „Zamrażanie" struktury bezpośrednio po odkształcaniu umożliwiło ocenę mechanizmów odkształcenia na gorąco i procesów jej odbudowy podczas i po odkształceniu. Przedstawiono zależności pomiędzy parametrami odkształcenia a naprężeniem uplastyczniającym i odkształceniem ε_m w procesach skręcania na plastometrze skrętnym. Procesy umocnienia podczas odkształcania plastycznego na gorąco zachodzą bardzo szybko, stal już przy niewielkim odkształcaniu osiągała maksymalną wartość naprężenia uplastyczniającego σ_{pm} - stan równowagi pomiędzy umocnieniem i mięknięciem materiału wskutek zjawisk zdrowienia i rekrystalizacji dynamicznej.

Opis ilościowy geometrycznych cech mikrostruktury stali daje możliwość określenia ścisłych związków pomiędzy mikrostrukturą i właściwościami stopów. Opracowano zależności matematyczne pozwalające wyznaczyć wysokotemperaturowe naprężenie uplastyczniające σ_m oraz odkształcenie uplastyczniające ε_m dla znanej wartości temperatury T, prędkości odkształcania $\dot{\varepsilon}$ i odkształcenia ε oraz rozmiarów ziarna wyjściowego.

2. ZJAWISKA STRUKTURALNE WYWOŁANE ODKSZTAŁCANIEM NA GORĄCO STALI O MAŁEJ EBU

Podczas odkształcania stali na gorąco ustalony stan naprężenia osiąga się poprzez równowagę pomiędzy procesami umocnienia i jednoczesnego mięknięcia spowodowanego zdrowieniem lub rekrystalizacją. Dominujący mechanizm mięknięcia zależy od warunków procesu: temperatury, wielkości i prędkości odkształcania, a także od struktury (rozmiar ziarna, EBU oraz procesy wydzielania lub rozpuszczania faz wtórnych) [26-27, 68]. Stal austenityczna o małej **EBU** podlega ograniczonemu **zdrowieniu dynamicznemu (ZD)**. **Rekrystalizacja dynamiczna (RD)** tej stali jest możliwa przy dostatecznie dużym odkształceniu. Odkształcenie konieczne do zapoczątkowania mięknięcia zmniejsza się z podwyższeniem temperatury i zmniejszeniem prędkości odkształcania. Proces zdrowienia po odkształceniu stali o małej **EBU** austenitu jest ograniczony i dlatego ważniejszym mechanizmem mięknięcia stali austenitycznej jest **rekrystalizacja statyczna (RS)** [27]. Zmiany umocnienia i mięknięcia materiału podczas przeróbki plastycznej na gorąco (zdrowienie, poligonizacja, rekrystalizacja) opisują krzywe umocnienia (płynięcia plastycznego). Kształt krzywych płynięcia plastycznego na gorąco zależy od



Rys.1.Krzywe płynięcia plastycznego metalu, w którym dominuje proces [28]: 1- zdrowienia dynamicznego; 2-3 - rekrystalizacji dynamicznej;
I – umocnienie materiału; II - początek procesu mięknięcia; III – mięknięcie poprzez zdrowienie i rekrystalizację dynamiczną
Fig.1.Curves of plastic flow of metal in which predominates [28]:1 – dynamic recovery; 2-3 - dynamic recrystallization;
I - material strengthening; II - beginning of softening processes; III – softening through recovery and dynamic recrystallization

wartości EBU metalu, warunków odkształcania - głównie temperatury i prędkości odkształcania. Analiza wyników badań [26-30] pozwala wyróżnić trzy podstawowe rodzaje krzywych płynięcia plastycznego (rys.1). W przypadku gdy zanik umocnienia osiąga się wyłącznie przez **zdrowienie** - krzywa **typu 1**. Krzywe płynięcia plastycznego **typu 2** lub **3** wskazują natomiast, że przy odkształcaniu dominującymi mechanizmami zaniku umocnienia staje się rekrystalizacja dynamiczna. Dla dużej prędkości odkształcania (lub niskiej temperatury) po pierwszym maksimum naprężenia uplastyczniającego następuje ustalone płynięcie materiału (**krzywa typu 2**). Rozrost ziarna w warunkach wysokotemperaturowego odkształcania metali związany jest najczęściej z występowaniem oscylacji naprężenia uplastyczniającego i cyklicznej rekrystalizacji dynamicznej (**krzywa typu 3**) [69].

2.1. Zmiany struktury podczas odkształcania plastycznego na gorąco

W początkowym etapie odkształcania plastycznego zachodzi proces umacniania się materiału, w którym wyróżnić można trzy zakresy (rys.1)[30]:

- **zakres I** - odkształcenie do 0.001 charakteryzuje się wzrostem gęstości dyslokacji o rząd wielkości w porównaniu do stanu wyżarzonego ($\rho=10^{11} \div 10^{12}$ m^{-2}) oraz zwiększeniem prędkości odkształcania od zera do wartości ustalonej. W polikryształach, podobnie jak w monokryształach, dyslokacje w pierwotnych systemach poślizgu oddziałują z dyslokacjami we wtórnych systemach, co powoduje tworzenie się lokalnych splotów dyslokacji.
- **zakres II** - stały wzrost gęstości dyslokacji do wartości $\rho = 10^{14} \div 10^{15}$ m^{-2}, po czym zachodzą procesy anihilacji, poślizgi poprzeczne i wspinanie się dyslokacji, co powoduje zmianę przebiegu krzywych płynięcia w zależności σ-ε. W materiałach o dużej **EBU** sploty dyslokacji przebudowują się w dobrze wykształconą strukturę komórkową, podczas gdy w materiałach o małej **EBU**, w których utrudniony jest poślizg poprzeczny, nie tworzy się struktura komórkowa. W takich przypadkach **intensywność umocnienia odkształceniowego** θ związana jest tylko ze zwiększaniem gęstości dyslokacji. Dyslokacje po osiągnięciu stanu ustalonego odkształcenia plastycznego ($d\sigma/d\varepsilon=0$) zostają uporządkowane w granicach subziarn, których doskonałość, rozmiar i stopień dezorientacji zależą od właściwości metalu i warunków odkształcania. Stadium to kończy się, gdy osiągnięty zostaje stan równowagi między przyrostem gęstości dyslokacji w wyniku odkształcania a ich zanikiem w procesie zdrowienia dynamicznego. Odpowiada to maksymalnemu naprężeniu uplastyczniającemu σ_{pm}. Obserwuje się zarodkowanie nowych ziarn na granicach ziarn pierwotnych oraz na innych defektach mikrostruktury (granice bliźniaków, granice subziarn).

• **zakres III** - odkształcenie wywołuje mięknięcie materiału poprzez zdrowienie i rekrystalizację dynamiczną. Stała gęstość dyslokacji występująca przy ustalonym naprężeniu uplastyczniającym jest wynikiem dynamicznej równowagi między prędkością generowania i anihilacją dyslokacji. Prędkość generowania dyslokacji zależy od prędkości odkształcania, ale nie zależy od wartości odkształcenia. Prędkość anihilacji dyslokacji zależy natomiast od gęstości dyslokacji, a więc od wartości odkształcenia oraz procesów zdrowienia [70]. Lokalne zwiększenie gęstości dyslokacji w stadium umacniania prowadzi do stałego wzrostu prędkości anihilacji, aż do momentu osiągnięcia stanu równowagi tych procesów. Równowaga między efektami zdrowieniem i odkształcaniem zapobiega zwiększeniu gęstości dyslokacji. W zakresie ustalonego stanu odkształcenia nie ulegają natomiast zmianie cechy charakteryzujące subziarna; powierzchnia (lub średnica), kąt dezorientacji sąsiednich subziarn oraz gęstość dyslokacji w subziarnach [30, 32, 71].

Zmniejszenie wartości **EBU** sprzyja zmniejszeniu rozmiarów subziarn, a także powoduje zwiększenie naprężenia niezbędnego do osiągnięcia III stadium odkształcenia. W stali austenitycznej oraz nadstopach niklu stwierdzono [72], że wprowadzenie do roztworu pierwiastków stopowych może rozszerzać zakres umocnienia w wysokiej temperaturze, nie ograniczając jednocześnie przy tym procesu zdrowienia dynamicznego. Wprowadzenie węgla lub azotu do roztworu stałego rozszerza obszar występowania zdrowienia dynamicznego, a tym samym powoduje spowolnienie rekrystalizacji dynamicznej lub statycznej. Dlatego wysokotemperaturowa obróbka cieplno-plastyczna stali może być prowadzona w temperaturze, w której metastabilny austenit nie ulega rekrystalizacji. Jeżeli w stopie występują dyspersyjne wydzielenia innej fazy trudno rozpuszczalne w roztworze w temperaturze odkształcania, których nie mogą przeciąć dyslokacje, wtedy stanowią przeszkody utrudniające tworzenie i stabilizację substruktury dyslokacyjnej. W przypadku gdy podczas odkształcania roztworu stałego następuje wydzielanie innej fazy, obserwuje się zwiększenie oporu płynięcia plastycznego. Powstająca substruktura zależy od aktywowanych cieplnie procesów elementarnych. W wyższej temperaturze i przy mniejszej prędkości odkształcania, a więc w warunkach, w których na jednostkowe odkształcenie przypada większa liczba elementarnych procesów zdrowienia, powstaje substruktura o większych rozmiarach subziarn, których granicami są siatki dyslokacyjne stanowiące mniejszy opór dla przemieszczającej się dyslokacji [30].

2.1.1. Zdrowienie dynamiczne

Zdrowienie dynamiczne (**ZD**) jest aktywowanym cieplnie procesem zachodzącym podczas odkształcania plastycznego na gorąco oraz pełzania metali [30]. Polega na anihilacji dyslokacji poprzez poślizg poprzeczny i wspinanie oraz poligonizację. Siłą napędową zdrowienia dynamicznego są naprężenia wewnętrzne. Zdrowienie dynamiczne może stanowić samodzielny proces odbudowy mikrostruktury lub może występować z rekrystalizacją dynamiczną. Zmiany struktury wywołane zdrowieniem dynamicznym mają wpływ na zdrowienie statyczne oraz rekrystalizację statyczną, mogące wystąpić podczas chłodzenia odkształconego na gorąco metalu lub w czasie wyżarzania [32]. Procesy dynamiczne w odróżnieniu od procesów statycznych nie zachodzą do końca - towarzyszą stale odkształcaniu albo pojawiają się okresowo. Zdrowienie dynamiczne w temperaturze $T<(0.4\div0.6)T_T$) zachodzi głównie poprzez poślizg i poślizg poprzeczny. W wysokiej temperaturze ($T\geq(0.4\div0.6)T_T$) dominującą rolę w zdrowieniu dynamicznym spełnia poligonizacja zachodząca poprzez wspinanie dyslokacji.

W materiałach o małej EBU możliwość wystąpienia swobodnego wspinania dyslokacji oraz poślizgu poprzecznego jest ograniczona, ze względu na znaczną dysocjację dyslokacji. Wskutek procesów dynamicznych (zdrowienie i rekrystalizacja) gęstość dyslokacji maleje i uzyskuje się znacznie mniejsze umocnienie w porównaniu do stanu po odkształceniu na zimno [30]. Ponieważ wpływ EBU jest większy niż wpływ temperatury, w metalach i ich stopach o małej jej wartości procesy zdrowienia zachodzą wolniej [68].

Proces zdrowienia dynamicznego nasila się z podwyższaniem temperatury odkształcania. Mechanizm zdrowienia zmienia się w zakresie temperatury $(0.4 - 0.6)T_T$ - zdrowienie niskotemperaturowe przechodzi w zdrowienie wysokotemperaturowe. Temperatura odkształcania, gdy występuje wysokotemperaturowe zdrowienie dynamiczne, jest tym wyższa, im większa jest prędkość odkształcania i mniejsza wartość EBU materiału.

Zdrowienie dynamiczne w niektórych przypadkach jest konkurencyjne dla rekrystalizacji dynamicznej. W czasie zdrowienia dynamicznego może ulegać zmianie substruktura dyslokacyjna umożliwiająca tworzenie zarodków rekrystalizacji [68].

2.1.2. Rekrystalizacja dynamiczna

Rekrystalizacja dynamiczna (**RD**) w czasie odkształcania plastycznego na gorąco prowadzi do powstawania i migracji, lub tylko migracji granic ziarn [21, 34, 71]. Rekrystalizacja dynamiczna i rekrystalizacja statyczna mają pewne cechy wspólne - zarodkowanie i rozrost nowych ziarn. Rekrystalizacja dynamiczna ma jednak indywidualne cechy wynikające z jednoczesnego przebiegu odkształcania i rekrystalizacji po przekroczeniu odkształcenia krytycznego ε_c. Warunkiem rozpoczęcia rekrystalizacji dynamicznej w polikryształach aluminium, miedzi i w stali austenitycznej jest wystąpienie krytycznej wartości odkształcenia ε_c, - najczęściej (0,65-0,85) ε_m [34]. W monokryształach metali zarodkowanie nowych ziarn jest często stochastyczne, natomiast w polikryształach zachodzi najczęściej wzdłuż granic ziarn, ponadto związane jest z aktywowanym cieplnie przemieszczaniem się granic dyslokacyjnych, których dezorientacja jest mniejsza od 10°. Tworzenie ruchliwych granic ziarn powoduje przebudowę substruktury wewnątrz ziarn [34].

Procesy dynamicznej odbudowy substruktury oddziaływają na kolejne procesy rekrystalizacji dynamicznej i mogą być źródłem rekrystalizacji statycznej [84]. Nowo utworzone ziarna nie rozrastają się aż do zetknięcia się z ziarnem sąsiednim, jak w przypadku rekrystalizacji statycznej, ponieważ szybko osiągają stałe rozmiary, determinowane warunkami odkształcania [85]. W wielu pracach [27, 29, 30, 86-90] przeprowadzono ocenę warunków występowania rekrystalizacji dynamicznej podczas odkształcania na gorąco stali austenitycznej, jednak nie określono czynników niezbędnych do realizacji rekrystalizacji dynamicznej. Podczas odkształcenia stali austenitycznej o małej EBU zdrowienie dynamiczne przebiega w niewielkim stopniu. Prowadzi to do takiego wzrostu gęstości dyslokacji, która umożliwia rekrystalizację dynamiczną [30÷31]. W celu zapewnienia ciągłości rekrystalizacji dynamicznej zarodki ziarn muszą powstawać równomiernie w całej objętości materiału w miarę upływu czasu lub ze zwiększeniem stopnia odkształcenia [13].

Rekrystalizacja dynamiczna materiałów o małych rozmiarach ziarna wyjściowego jest wywołana migracją - praktycznie niemal - wszystkich granic ziarn dużego kąta. Proces ten jest podobny bardziej do rozrostu ziarn niż do klasycznego zarodkowania rozumianego jako powstawanie drobnych ziarn z zarodków o wymiarach krytycznych [71]. Prędkość zarodkowania w stali o małych rozmiarach ziarna wyjściowego jest większa niż w materiałach gruboziarnistych. Występowanie ziarn o małych rozmiarach zwiększa również początkową prędkość umocnienia oraz zmniejsza odkształcenie ε_m i naprężenie σ_{pm} [73]. Podobne wyniki uzyskano w pracy [33]. Nowo utworzone ziarna nie rozrastają się aż do

zetknięcia z sąsiednimi, jak podczas rekrystalizacji statycznej, gdyż bardzo prędko osiągają stały rozmiar, określony warunkami odkształcania. Jest to spowodowane substrukturą dyslokacyjną w nowo powstałych ziarnach, tworzącą się podczas odkształcania. Substruktura dyslokacyjna zmniejsza siłę pędną migracji granic ziarn i prowadzi do zatrzymania wzrostu ziarn przed ich zetknięciem się z ziarnami sąsiednimi. Obserwuje się kształt ziarn zbliżony do równoosiowego. Należy więc sądzić, że rekrystalizacja dynamiczna następuje raczej na skutek ciągłego zarodkowania i ograniczonego wzrostu, a nie poprzez ograniczone zarodkowanie i ciągły wzrost, jak to zachodzi podczas rekrystalizacji statycznej [89].

Luton i Sellars stwierdzili, że rekrystalizacja dynamiczna może mieć charakter ciągły lub okresowy [91]. Przyjęli, że proces rekrystalizacji rozpoczyna się po odkształceniu krytycznym ε_c, a utworzone zrekrystalizowane ziarno po następnym odkształceniu krytycznym ε_c ponownie ulega rekrystalizacji.

Parametrami geometrycznymi charakteryzującymi mikrostrukturę są średnia średnica ziarna austenitu oraz ułamek objętości zrekrystalizowanej materiału X_v, w przypadku gdy odkształcanie powtarzane jest wielokrotnie. Przyjęto także, że kinetykę rekrystalizacji dynamicznej opisuje równanie Johnsona -Mehla-Avramiego:

$$X_v = 1 - \exp\left[-\left(\frac{t}{t_P}\right)^q\right] \qquad (1)$$

gdzie:

q - wykładnik potęgowy, przyjmujący wartości z przedziału 1÷2,

t_P - czas zrekrystalizowania P objętości materiału.

Zwykle przyjmuje się **połówkowy czas rekrystalizacji** $t_P=t_{0,5}$, czyli czas, po którym rekrystalizuje połowa objętości materiału.

2.2. Energia aktywacji procesu odkształcania na gorąco stali

Energia aktywacji odkształcenia na gorąco Q_{OG} jest sumą energii aktywacji procesów cząstkowych odkształcenia na gorąco. Znajomość krzywej umocnienia pozwala wyznaczyć wartość energii aktywacji dla procesu:

- **odkształcenia na gorąco Q_{OG};**
- **zdrowienia dynamicznego Q_{ZD};**
- **rekrystalizacji dynamicznej Q_{RD}.**

Pomiędzy naprężeniem σ, temperaturą T i prędkością odkształcania $\dot{\varepsilon}$ istnieje zależność opisana równaniem Arrheniusa (2):

$$\dot{\varepsilon} = A_1 \sigma^n \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right) \quad (2)$$

gdzie: A_1 - stała doświadczalna.

Z zależności (2) wyznaczyć można wartość **energii aktywacji Q** procesów cząstkowych odkształcania na gorąco [73-74].

Energia aktywacji odkształcenia na gorąco dla żelaza technicznego i stali niskowęglowej wynosi odpowiednio ok. 280 kJ/mol i ok. 300 kJ/mol [48], natomiast dla stali austenitycznej jest większa i wynosi 350÷510 kJ/mol. Chrom i molibden silniej oddziaływają na energię aktywacji odkształcenia Q_{OG} w stali austenitycznej niż nikiel. Energia aktywacji Q_{OG} zwiększa się ze wzrostem udziału w mikrostrukturze ferrytu δ oraz węglików (TiC, TaC) i fazy γ'(Ni_3Al).

W tablicy 1 zestawiono wartości energii aktywacji procesów zachodzących podczas odkształcania plastycznego na gorąco niektórych gatunków stali austenitycznej. Jej znajomość pozwala ocenić mechanizmy zachodzących procesów w mikrostrukturze oraz jest pomocna przy wyznaczaniu wskaźników opisujących odkształcenie m.in. parametru Zenera-Hollomona Z.

Energia aktywacji odkształcenia na gorąco Q_{OG} jest większa od energii aktywacji procesów zachodzących również podczas odkształcania (tab.1);

- od energii aktywacji zdrowienia dynamicznego Q_{ZD} o ok. 30÷50 kJ/mol;
- od energii aktywacji rekrystalizacji dynamicznej Q_{RD} o ok. 80÷100 kJ/mol.

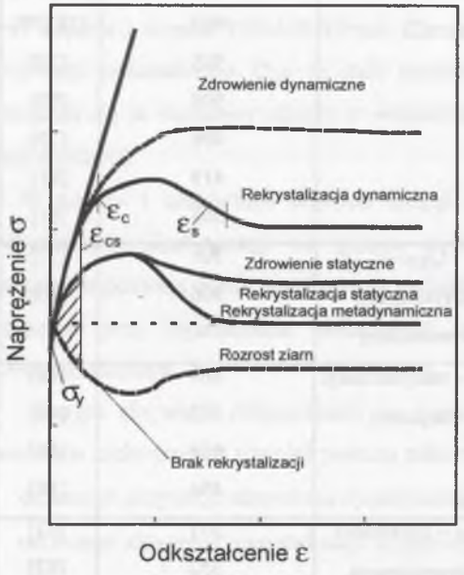
Tablica 1

Energia aktywacji procesów zachodzących przy odkształcaniu stali austenitycznej na gorąco

Gatunek stali	Skład chemiczny, %	Proces	Energia aktywacji, kJ/mol	Literatura
301W	(0,15 C, 6-8 Ni, 16-18 Cr)	Q_{OG} – odkształcania na gorąco	399	[75]
304	(0,03 C, 8-10 Ni, 18-20 Cr)		410	[76][77]
304W			393 – 407	[75],[77]
316	0,08C, 10-14Ni, 16-18Cr, 2-3Mo		460	[78][79]
317	0,08C, 10-14Ni, 16-18Cr, 3-4Mo		503	[79]
317C			508	[80]
317W			496	[75]
5H17G17			419	[81]
0H18N9			363	[81]
304W		Q_{RD} – rekrystalizacji dynamicznej	301	[77]
304			306	[80]
301		Q_{RS} – rekrystalizacji statycznej	369	[80]
304			362	[80]
316			418	[80]
317			456	[80]
301		Q_{ZD} – zdrowienia dynamicznego	371	[82]
304			352	[82]
316			358	[82]
317			476	[82]

2.3. Procesy odbudowy mikrostruktury po zakończeniu odkształcania plastycznego na gorąco

Zdrowienie dynamiczne lub rekrystalizacja dynamiczna stopów metali nie prowadzą do utworzenia struktury stabilnej termodynamiczne. Dlatego podczas chłodzenia stopów od temperatury końca przeróbki plastycznej na gorąco, zwykle w spokojnym powietrzu zachodzą procesy statyczne (zdrowienie i rekrystalizacja), wpływające na umocnienie odkształceniowe (rys.2) [92]. Po odkształceniu plastycznym $\varepsilon < \varepsilon_{cs}$, niezbędnym do zapoczątkowania zdrowienia statycznego, usunięcie umocnienia odkształceniowego może nastąpić tylko poprzez zdrowienie i rekrystalizację statyczną. Szybkość tych procesów zwiększa się ze wzrostem parametru Zenera-Hollomona $Z(\dot{\varepsilon},T)$ i stopnia odkształcenia [31]. Zmagazynowana energia odkształcenia zwiększa się ze wzrostem parametru Z i stopnia odkształcenia tylko do ustalonego stanu płynięcia plastycznego. Podczas odkształcania w zakresie ustalonego płynięcia plastycznego zarówno średnia gęstość dyslokacji, jak i energia zmagazynowana nie zależą od stopnia odkształcenia [31].



Rys.2.Schemat oddziaływania statycznych i dynamicznych mechanizmów usuwania umocnienia w trakcie odkształcania plastycznego na gorąco i po jego zakończeniu [92]

Fig.2.Interaction diagram of static and dynamic mechanisms of removing the strengthening during hot plastic deformation and after its finish [92]

2.3.1. Zdrowienie statyczne

Czynnikiem warunkującym prędkość zdrowienia statycznego jest temperatura. Podobnie jak przy zdrowieniu dynamicznym decyduje o prędkości dyfuzji i anihilacji defektów punktowych oraz poligonizacji.

Podstawowe, wspólne cechy zdrowienia statycznego i dynamicznego są następujące [34]:

- poślizg poprzeczny dyslokacji,
- wspinanie się dyslokacji,
- anihilacja dyslokacji,
- przemieszczanie dyslokacji w uporządkowane układy granic małego kąta.

Stopień poligonizacji zwiększa się ze wzrostem **EBU** materiału zarówno podczas zdrowienia dynamicznego, jak i zdrowienia statycznego. Kinetyka zdrowienia statycznego zależy od mikrostruktury, temperatury i czasu wygrzewania oraz naprężeń wewnętrznych. Podczas wyżarzania prędkość zdrowienia statycznego maleje z czasem wygrzewania. Przerwy w procesie odkształcania na gorąco powodują, że zdrowienie statyczne doprowadzi do dalszego mięknięcia materiału.

Prędkość zarodkowania nowych ziarn zwiększa się ze wzrostem gęstości dyslokacji i niejednorodności ich rozkładu dyslokacji w subziarnach, ze wzrostem odkształcenia ε (aż do początku stanu ustalonego płynięcia plastycznego ε_s) i z malejącym udziałem zdrowienia dynamicznego. Zdrowienie statyczne może towarzyszyć zarodkowaniu nowych ziarn poprzez zmniejszenie gęstości dyslokacji wewnątrz subziarn, kiedy zwiększa się gęstość dyslokacji w sąsiednich subziarnach (podczas zdrowienia dynamicznego nie zmienia się znacząco ani gęstość dyslokacji, ani rozmiar subziarn) [34].

W tablicy 2 przedstawiono cechy mikrostruktury wpływające na kinetykę zdrowienia statycznego i dynamicznego - podano również charakterystyki rozwoju mikrostruktury w tych procesach [34].

Tablica 2

Cechy charakterystyczne zdrowienia dynamicznego i statycznego [34]

Zdrowienie dynamiczne	Zdrowienie statyczne
Mechanizmy zdrowienia dynamicznego i statycznego są podobne – zachodzą: **poślizg poprzeczny, wspinanie i anihilacja dyslokacji**; zależne od temperatury odkształcania lub temperatury wyżarzania.	
Większa **EBU** sprzyja poligonizacji: zwiększa się średnica subziarn, powstają regularne ścianki subziarn i zmniejsza się gęstość dyslokacji na granicach i wewnątrz subziarn.	
Kinetyka zdrowienia dynamicznego zależy od substruktury, temperatury, i prędkości odkształcania oraz naprężenia zewnętrznego. W zakresie ustalonego płynięcia plastycznego, podczas zdrowienia dynamicznego powstaje substruktura o stałych parametrach geometrycznych : d_s, ρ_w i ρ_i .	Kinetyka zdrowienia statycznego zależy od substruktury, temperatury i naprężenia wewnętrznego. Podczas wyżarzania prędkość zdrowienia zmniejsza się z czasem, jeśli zmniejsza się siła napędowa (ρ i ρ_w zmniejszają się, a d zwiększa się).
W wyniku zdrowienia dynamicznego tworzy się jednolita substruktura o poszarpanych ściankach i odbudowanym wnętrzu subziarn; wymiary subziarn zależą od naprężenia uplastyczniającego σ_{pm}.	Zdrowienie statyczne przebiega w dwu etapach: - prawie homogeniczne zmniejszenie gęstości dyslokacji w ściankach oraz wewnątrz subziarn; - heterogeniczny rozrost subziarn o średnicy d_s pod wpływem lokalnej siły napędowej.
Podczas zdrowienia dynamicznego w temperaturze odkształcania poligonizacja zachodzi w większym stopniu niż po odkształceniu na zimno i późniejszym wyżarzaniu w temperaturze odkształcania.	Przy wygrzewaniu po odkształceniu plastycznym na gorąco, podczas zdrowienia statycznego procesy mięknięcia zachodzą intensywniej niż podczas zdrowienia dynamicznego.
Naprężenia wewnętrzne po zdrowieniu dynamicznym są większe niż po zdrowieniu statycznym.	Relaksacja naprężeń zmniejsza zakres zdrowienia statycznego.
Mała intensywność umocnienia odkształceniowego Θ ($\Theta=d\sigma/d\varepsilon$) zwykle związana jest z zaawansowaniem zdrowienia dynamicznego.	Zdrowienie statyczne podczas wyżarzania zmniejsza naprężenie uplastyczniające σ_p i zwiększa intensywność umocnienia odkształceniowego Θ przy obciążaniu.

2.3.2. Rekrystalizacja statyczna

Rekrystalizacja statyczna (**RS**) zachodzi po odkształceniu na gorąco podczas dalszego wygrzewania materiału, lecz przebiega przy mniejszej energii aktywacji niż rekrystalizacja zachodząca po odkształceniu na zimno i wyżarzaniu w tej samej temperaturze ze względu na mniejszą, zmagazynowaną energię odkształcenia [86]. Gdy rekrystalizacja statyczna zachodzi bezpośrednio po zakończeniu rekrystalizacji dynamicznej, odbudowa mikrostruktury odbywa się przez dalszy rozrost zarodków rekrystalizacji dynamicznej. Podobnie **rekrystalizacja metadynamiczna (MRD)** nie wykazuje okresu inkubacji, a powstające ziarna są większe niż po rekrystalizacji dynamicznej [93]. W tablicy 3 przedstawiono cechy mikrostruktury wpływające na kinetykę rekrystalizacji dynamicznej i statycznej; podano również charakterystyki rozwoju mikrostruktury w tych procesach [34].

2.4. Zależności matematyczne i fizyczne opisujące odkształcenie materiału

Zależność pomiędzy naprężeniem, temperaturą i prędkością odkształcania w warunkach wysokotemperaturowej przeróbki plastycznej opisują **równania konstytutywne** [26, 30, 54]:

$$A'\sigma^{n} = \dot{\varepsilon} \times \exp\left(\frac{Q_{OG}}{RT}\right) = Z \tag{3}$$

$$A'' \times \exp(\beta\sigma) = \dot{\varepsilon} \times \exp\left(\frac{Q_{OG}}{RT}\right) = Z \tag{4}$$

$$A[\sinh(\alpha\sigma)]^{n} = \dot{\varepsilon} \times \exp\left(\frac{Q_{OG}}{RT}\right) = Z \tag{5}$$

gdzie: A, A', A'', α, β, n - stałe materiałowe;

$\alpha=1.2\text{x}10^{-2}$ [MPa],

$\beta = \alpha n$, dla stali austenitycznej z grupy 300 n=4÷5 [11, 30, 70, 165],

odwrotność n=1/m (**m wyraża czułość naprężenia na prędkość odkształcania).**

Równanie (3) dobrze opisuje wyniki doświadczalne dla małego odkształcenia - stosowane jest do opisu krzywych odkształcenia przy pełzaniu wysokotemperaturowym. Równanie (4) używa się z powodzeniem do opisu pełzania, dla dużych naprężeń σ (dla $\alpha\sigma >$ 1.2) szczególnie dla stali stopowej odpornej na korozję i nadstopów niklu [87, 89]. Współczynnik $\beta=(\alpha n)$ przyjmuje wartość rzędu $1\div1.5\text{x}10^{-3}$. Można wykazać, że gdy $\sigma \to 0$, równanie (4) można aproksymować do równania (3). Autorzy pracy [89] wskazują, że dla $\alpha\sigma < 0.8$ równanie wykładnicze najlepiej opisuje krzywą płynięcia. Wykładnik n przyjmuje wtedy wartość od 4 do 5.

Tablica 3

Cechy charakterystyczne rekrystalizacji dynamicznej i statycznej [34]

Rekrystalizacja dynamiczna	Rekrystalizacja statyczna
Mechanizmy rekrystalizacji dynamicznej (dla $\varepsilon \geq \varepsilon_c$) i statycznej (dla $\varepsilon \geq \varepsilon_{cs}$) są podobne: ➢ *zarodkowanie odbywa się na wybranych elementach mikrostruktury:* a) ruchliwych granicach o dużej gęstości dyslokacji ρ_w; b) sąsiadujących obszarach o bardzo małej gęstości dyslokacji ρ_i. ➢ *Rozrost zarodków ziarn zależny jest od różnicy między energią stref w pobliżu granic subziarn a środkowymi fragmentami subziarn.*	
Oba procesy są przyspieszane, gdy w substrukturze po dużym odkształceniu zaszły ograniczone procesy zdrowienia.	
Opóźnianie rekrystalizacji dynamicznej jest wywołane przez konkurencyjne z nim odkształcanie plastyczne prowadzące do powstania nowej struktury dyslokacyjnej w odkształcanych ziarnach i zmniejszenia siły napędowej procesu.	Chociaż zdrowienie statyczne wspomaga zarodkowanie przez powiększenie obszarów o małej wartości ρ_i, to jednak rekrystalizacja statyczna jest hamowana przez powstałą w ten sposób substrukturę, zmniejszającą siłę napędową procesu.
Rozrost ziarn podczas rekrystalizacji dynamicznej zostaje zahamowany przez nowy cykl rekrystalizacji dynamicznej.	Rekrystalizacja statyczna zatrzymuje się po zetknięciu się zrekrystalizowanych ziarn. Następuje rozrost ziarn.
Zarodkowanie rozpoczyna się gdy ε i σ zwiększają się do wartości krytycznych ε_c i σ_c a intensywność umocnienia odkształceniowego Θzmniejsza się.	Szybkość zarodkowania zwiększa się, gdy odkształcenie ε i naprężenie σ zwiększają się, a intensywność umocnienia odkształceniowego Θ zmniejsza się ($\varepsilon_{cs} \geq \varepsilon_c$).
Po odkształceniu zarodki rekrystalizacji dynamicznej ciągle rozrastają się - rekrystalizacja metadynamiczna.	Po zakończeniu rekrystalizacji dynamicznej, rekrystalizacja statyczna zachodzi, mimo że odkształcenie nie wzrasta.
Rekrystalizacja dynamiczna jest przyspieszona przez zwiększenie $\dot{\varepsilon}$, odkształcenie ε_c zwiększa się, powodując że $\varepsilon_c \geq \varepsilon_s$.	Rekrystalizację statyczną przyspiesza zwiększenie $\dot{\varepsilon}$, ε wzrasta do wartości ε_s lub ε_c (ograniczając zdrowienie statyczne).
Rekrystalizację dynamiczną hamuje zmniejszenie $\dot{\varepsilon}$, ponieważ zwiększa się udział zdrowienia dynamicznego, co może prowadzić do pełzania $\varepsilon_c \geq \varepsilon_s$.	Rekrystalizacja statyczna hamowana jest przez zmniejszenie $\dot{\varepsilon}$, $\varepsilon_{cs} \geq \varepsilon_s$.
Gdy rekrystalizacja dynamiczna wystąpi w zakresie odkształcenia ε_c, relaksacja naprężeń spowodowana zmniejszeniem naprężenia powstrzymuje dalszą rekrystalizację dynamiczną.	Rekrystalizacja statyczna intensyfikuje się poprzez relaksację naprężeń, opóźniając zdrowienie statyczne.

Równanie (5) dobrze opisuje wyniki doświadczalne w szerokim zakresie warunków odkształcania [47]. Równanie to zostało przekształcone przez Tanakę [94] do postaci (6):

$$\sigma = (1/\alpha)\sinh^{-1}\left[\dot{\varepsilon}/\dot{\varepsilon}_n \times \exp\{Q/R[(1/T)-(1/T')]\}\right]^{1/n} \quad (6)$$

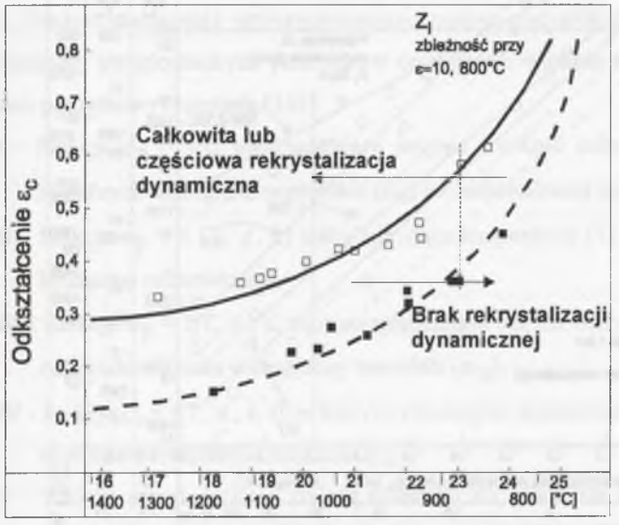
gdzie: $\dot{\varepsilon}_n$ - unormowana prędkość odkształcania.

T'= Q_{OG}/ R ln A, charakterystyczna temperatura, stała dla danego materiału, dla stali austenitycznej z grupy 300 wynosi odpowiednio [94]:

- dla stali 304 i 317 T'=1486 K,
- dla stali 316 T'=1522 K,
- dla stali 301 T'=1403 K.

Parametr Zenera-Hollomona (Z) jest określany jako **skorygowana ze względu na temperaturę prędkość odkształcania lub intensywność odkształcania** (zależna od temperatury odkształcania):

$$Z = \dot{\varepsilon} \times \exp\left[\frac{Q}{RT}\right] \quad (7)$$



Rys.3. Zależność odkształcenia krytycznego ε_c od parametru Z dla stali 304, 316 i 317 dla zajścia rekrystalizacji dynamicznej [87, 95]

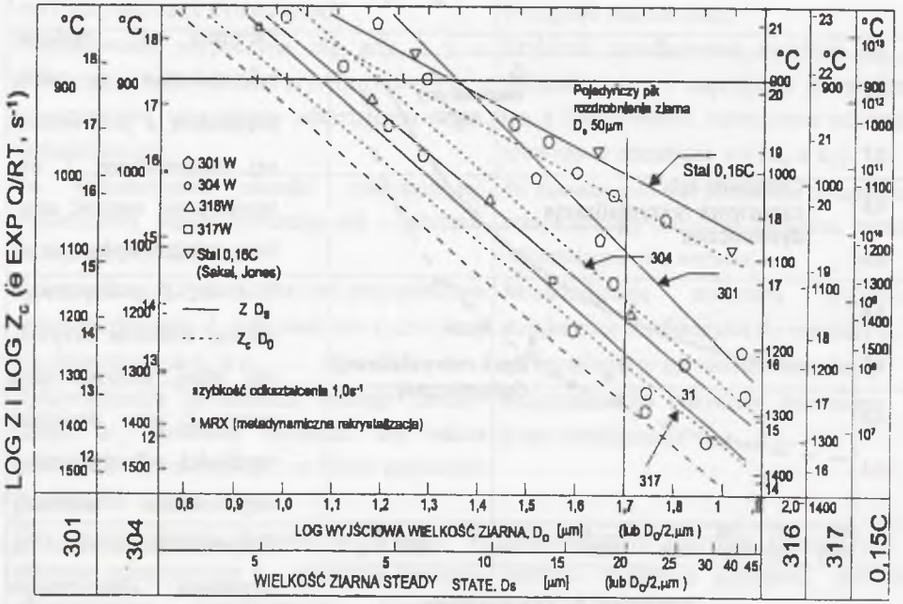
Fig.3. Dependence of critical deformation ε_c on Z parameter for steel 304, 316 and 317 for dynamic recrystallization occurrence [87, 95]

Parametr Z podczas odkształcania ze stałą prędkością $\dot{\varepsilon}$ przy ustalonej temperaturze T ma teoretycznie wartość ustaloną, zależną wyłącznie od T i $\dot{\varepsilon}$. Z praktycznego punktu widzenia utrzymanie stałej wartości parametru Z przy dowolnej prędkości odkształcania i odpowiednio dobranej temperaturze prowadzi do uzyskania identycznego przebiegu charakterystyki odkształcania pod warunkiem, że $Z_1(\dot{\varepsilon}_1, T_1) = Z_2(\dot{\varepsilon}_2, T_2)$ itd. Wskutek zmiany T i $\dot{\varepsilon}$ zmienia się również wartość parametru Z, a tym

samym wartość odkształcenia ε_c niezbędna do zajścia rekrystalizacji dynamicznej (rys.3) [96]. Od wartości parametru Z zależy:

- **przebieg funkcji naprężenie - odkształcenie** [28];
- **wartość naprężenia uplastyczniającego - maksymalnego i w stanie ustalonym σ_{pm} i σ_{ps} [94];**
- **wartość odkształcenia ε_m do osiągnięcia maksimum naprężenia uplastyczniającego i do zapoczątkowania rekrystalizacji dynamicznej ε_c [95, 97];**
- **rozmiar ziarna zrekrystalizowanego dynamicznie** [98];
- **kinetyka rekrystalizacji dynamicznej** [99].

Rozdrobnienie ziarn zachodzi wtedy, gdy parametr Z ma wartość mniejszą niż krytyczna Z_c, zależna od wyjściowego rozmiaru ziarna D_o; zależności Z-D_o oraz Z_c-$2D_o$ są wzajemnie podobne (rys.4) [87, 95]. Zatem w celu rozdrobnienia ziarna austenitu należy odkształcać stal przy możliwie największej wartości parametru Z, lecz nie większej od wartości krytycznej Z_o zależnej od rozmiaru początkowego ziarna.



Rys.4. Zależność parametru Z od średenicy ziarna po rekrystalizacji dynamicznej w zakresie stanu ustalonego D_s oraz Z_c od D_o dla stali austenitycznej 301, 304, 316, 317 oraz stali węglowej 0.16%C o wyjściowym ziarnie 50 µm [87, 95]

Fig.4. Dependence of Z parameter on the grain size after dynamic recrystallization in the range of steady state D_s and of Z_c on D_o for austenitic steel 301, 304, 316, 317 and carbon steel 0.16%C of initial grain 50 µm [87, 95]

Sposoby wyznaczania funkcji opisujących naprężenie uplastyczniające materiałów w warunkach kształtowania na gorąco podlegają ciągłej ewolucji. Podstawową przyczyną jest rozwój wiedzy dotyczącej zjawisk towarzyszących procesom odkształcania plastycznego oraz metodyki i narzędzi używanych przy analizie i projektowaniu procesów przeróbki plastycznej [24]. Obliczenia krzywych płynięcia wysokotemperaturowego dla stali grupy 300 oparte na naprężeniu maksymalnym i odkształceniu podano w pracy [90]. Uzyskanie poprawnego opisu funkcji naprężenia uplastyczniającego związane jest zarówno ze strukturą matematyczną tej funkcji, jak i metodyką eksperymentalnego wyznaczania wartości naprężeń uplastyczniających. Postać matematyczna funkcji powinna uwzględniać zachodzące w materiale zjawiska fizykalne, które decydują o chwilowej wartości naprężenia uplastyczniającego. Zjawiska te zależą od tworzywa i warunków kształtowania oraz historii procesów technologicznych materiału poprzedzających moment rozpoczęcia symulacji procesu przeróbki plastycznej [166].

W celu określenia zasad doboru funkcji naprężenia uplastyczniającego na potrzeby komputerowej symulacji konkretnego procesu technologicznego, niezbędne jest ustalenie podstawowych grup funkcji naprężenia uplastyczniającego, jak również przeprowadzenie odpowiedniej klasyfikacji procesów przeróbki plastycznej.

Funkcje naprężenia uplastyczniającego można podzielić na kilka grup różniących się rodzajem uwzględnionych parametrów opisujących warunki i przebieg odkształcenia oraz stan początkowy materiału [166]:

I - funkcje $\sigma_p = f(\varepsilon)$ uwzględniające jedynie wielkość odkształcenia bieżącego (ε), a w niektórych odmianach naprężenia (σ_o) lub odkształcenia (ε_o) stanu początkowego,

II - funkcje $\sigma_p = f(T, \dot{\varepsilon}, \varepsilon)$ uwzględniające temperaturę (T), prędkość ($\dot{\varepsilon}$) i wielkość (ε) bieżącego odkształcenia,

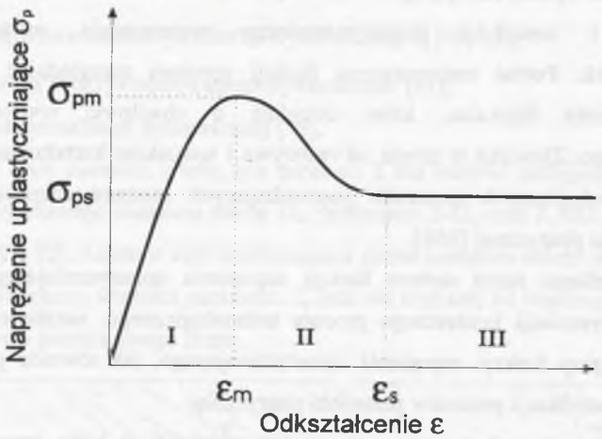
III - funkcje $\sigma_p = f(T, \dot{\varepsilon}, \varepsilon, \sigma_w)$ uwzględniające oprócz temperatury, prędkości i wielkości odkształcenia, stan wewnętrzny materiału (σ_w),

IV - funkcje $\sigma_p = f(T, \dot{\varepsilon}, \varepsilon, t)$, w których zmiennymi niezależnymi są: temperatura, prędkość i wielkość odkształcenia oraz czas (t),

V - funkcje uwzględniające zmianę orientacji osi głównych stanu odkształcenia w trakcie kształtowania lub w kolejnych fazach i etapach kształtowania.

Funkcje grupy I (tabl. 4) są stosowane w programach symulacji procesów przeróbki plastycznej na zimno. Dla procesów charakteryzujących się w całej objętości kształtowanego materiału przebiegiem odkształcenia zbliżonym do proporcjonalnego i monotonicznego funkcje te w stopniu zadowalającym spełniają swoje zadanie.

Funkcje grupy II (tabl.5) znajdują zastosowanie w programach komputerowej symulacji procesów przeróbki plastycznej na gorąco i w podwyższonej temperaturze. Zasadniczy problem tego typu funkcji polega na trudności dokładnego opisu zmiany naprężeń uplastyczniających dla całego zakresu odkształcenia materiałów wykazujących występowanie trzech zakresów odkształcenia: wzrostu (I), spadku (II) i ustabilizowanego naprężenia (III) (rys.5). Rozwiązania tego problemu są różne, ale często sprowadzają się do opisu poszczególnych zakresów odkształcenia odrębnymi wzorami.



Rys.5. Wykres naprężenia uplastyczniającego dla określonej, stałej prędkości i temperatury odkształcenia [166]
Fig.5. The diagram of flow stress

Tablica 4

Zestawienie najczęściej stosowanych funkcji grupy I [166]

$\sigma_p = \sigma_{p0} + C(\varepsilon + \varepsilon_0)^n$
$\sigma_p = \sigma_{po} + C\varepsilon^n$
$\sigma_p = C(\varepsilon + \varepsilon_0)^n$
$\sigma_p = C\varepsilon^n$
$\sigma_p = kz_i^m$

gdzie: n, C, ε_0, σ_{po} i σ_{pr} - stałe materiałowe

z_i - odkształcenie teoretyczne,

m - funkcja odkształcenia wstępnego i teoretycznego.

Tablica 5

Zestawienie najczęściej stosowanych funkcji grupy II [166]

$\sigma_p = C\,\varepsilon^{n_2}\exp(n_1\,\varepsilon)\varepsilon^{n_3}\,\exp(aT)$
$\sigma_p = C\varepsilon^{n_2}\exp(n_1\varepsilon)\,\varepsilon^{(n_3+\,b_1T)}\exp(aT)$
$\sigma_p = C\varepsilon^{(n_2+\,b_2T)}\exp(n_1\varepsilon)\varepsilon^{(n_3+b_1T)}\,\exp(aT)$
$\sigma_p = C\varepsilon^{n_2}\exp(n_1\varepsilon^{-1})\varepsilon^{(n_3+b_1T)}\,\exp(aT)$
$^*\sigma_p = C\varepsilon^{n_2}\,\exp(-n_2\frac{\varepsilon}{e_p})\varepsilon^{(n_1-\frac{F}{T})}\exp(-aT)$

Odkształcenie krytyczne ε_c wymagane w celu zapoczątkowania rekrystalizacji dynamicznej najczęściej wyznacza się jako ułamek odkształcenia ε_p, z zależności [52]:

$$\varepsilon_c = 0{,}87\ \varepsilon_p \tag{8}$$

Dla stali 304 związek pomiędzy odkształceniem ε_p a warunkami odkształcania i mikrostrukturą wyraża się jako zależność od parametru Zenera-Hollomona Z i wyjściowej średnicy ziarna D_o [87]:

$$\varepsilon_p = A'' D_o^{0.75} Z^{0.125} \tag{9}$$

gdzie: A''- stała materiałowa.

W przypadku pominięcia rozmiarów ziarna równanie (9) przyjmuje postać:

$$\varepsilon_p = AZ^C \tag{10}$$

gdzie: A i C- stałe materiałowe.

Różne wartości naprężenia uplastyczniającego wynikają z mnogości funkcji opisujących odkształcenie metalu. Wybór funkcji naprężenia uplastyczniającego powinien uwzględniać czynniki, które mają istotne znaczenie dla konkretnego procesu przeróbki plastycznej, czyli [42, 166]:

- zjawiska strukturalne,
- przebieg odkształcenia w funkcji czasu,
- zmiana orientacji osi głównych stanu odkształcenia w kolejnych fazach i etapach odkształcenia.

Zasadniczym elementem klasyfikacji procesów przeróbki plastycznej ze względu na *przebieg odkształcenia w funkcji czasu* jest ciągłość prowadzenia procesu.

Procesy mogą być prowadzone w sposób:

a) ciągły,

b) sekwencyjny (przerywany).

Podziału tego nie można jednak traktować bardzo formalnie. Konieczna jest znajomość przebiegu zjawisk strukturalnych zachodzących w przerwie pomiędzy odkształceniami i wynikających stąd skutków dla kolejnych odkształceń. Podstawowym czynnikiem decydującym o występowaniu oddziaływania skutków odkształceń poprzedzających na kolejne odkształcenie jest czas przerwy między tymi odkształceniami.

Wpływ zmiany orientacji osi głównych stanu odkształcenia w trakcie odkształcania lub w kolejnych fazach i etapach kształtowania na wartość naprężeń uplastyczniających jest aktualnie przedmiotem intensywnych badań. Badania te obejmują opis fenomenologiczny [167] oraz zjawiskową analizę procesów [168]. Ze względu na kryterium zmiany orientacji lokalnych składowych odkształceń głównych procesy kształtowania można podzielić na:

a) proporcjonalne i monotoniczne,

b) nieproporcjonalne i niemonotoniczne.

Sellars [82, 104] pierwszy zaproponował użycie metod matematycznych do ustalenia zależności pomiędzy wskaźnikami opisującymi zmiany mikrostruktury austenitu bezpośrednio przed odkształceniem oraz wskaźnikami opisującymi mikrostrukturę austenitu podczas i po odkształceniu a parametrami odkształcania [21]. Dalszy intensywny już rozwój metod modelowania rekrystalizacji dynamicznej przedstawiono w pracach [23, 48, 55, 71, 74, 77, 91, 105-106] .

W konstruowaniu modelu opisującego mikrostrukturę podczas odkształcania na gorąco istotne jest określenie oddziaływania warunków wygrzewania i odkształcania na gorąco ($\varepsilon, \dot{\varepsilon}$, T) na procesy zdrowienia i rekrystalizacji dynamicznej. Należy pamiętać o obecności i morfologii węglików, azotków i wtrąceń niemetalicznych, jak i o kinetyce ich rozpuszczania podczas nagrzewania do odkształcania i wydzielania podczas chłodzenia po odkształceniu.

Znacznym postępem w modelowaniu rozwoju mikrostruktury podczas nagrzewania lub chłodzenia po odkształceniu plastycznym na gorąco było określenie parametrów wyjściowych:

- naprężenie uplastyczniające σ_p,
- rozmiar ziarn zrekrystalizowanych D_R,
- gęstość zarodków rekrystalizacji (N_v),
- prędkość wzrostu zrekrystalizowanych ziarn (D_{wz})

w zależności od liczby zmiennych wewnętrznych ($S_1....S_n$) oraz chwilowych wartości zmiennych zewnętrznych:

- odkształcenie ε,
- prędkość odkształcania $\dot{\varepsilon}$,
- temperatura T.

Sellars [107] przedstawił te zależności za pomocą równań parametrycznych:

$$\sigma_p = f(\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T, S_1 ..... S_n) \quad (11)$$

$$N_v = f(\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T, S_1....S_n) \quad (12)$$

$$D_{wz} = f(\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T, S_1....S_n) \quad (13)$$

Z parametrów strukturalnych najistotniejszy wpływ na te zmienne wywiera [107]:

- **na naprężenie σ_p:**
  a) gęstość dyslokacji ρ,
  b) średnica subziarn d.
- **na rozmiary ziarn zrekrystalizowanych D_R:**
  a) średnica ziarna wyjściowego D_0;
  b) średnica subziarn d, rozkład i kąt dezorientacji subziarn θ,
  c) gęstość dyslokacji ρ.
- **na prędkość rozrostu ziarn zrekrystalizowanych D_{wz}:**
  a) całkowita energia zmagazynowana,
  b) gęstość dyslokacji ρ,
  c) średnica subziarn d, rozkład i kąt dezorientacji subziarn θ.
- **ułamek objętości zrekrystalizowanej dynamicznie X_{dyn}:**
  a) stopień i prędkość odkształcania,
  b) gęstość dyslokacji ρ,
  c) średnica subziarn d, rozkład i kąt dezorientacji subziarn θ,
  d) powierzchnia względna granic ziarn S_v

Zmiany rozmiarów ziarn podczas normalnego rozrostu w warunkach izotermicznych w materiale nie zawierającym cząsteczek drugiej fazy wyrażane są najczęściej równaniem [79]:

$$D^{1/p} - D_o^{1/p} = k\, t \exp\{-Q_{gz}/RT\} \quad (14)$$

gdzie: D - średnia średnica ziarna po czasie wyżarzania t;
p - stała materiałowa;
k - stała kinetyczna;

Kinetykę rozrostu ziarn dla p=0,5 opisuje dobrze zależność paraboliczna. Dane doświadczalne wskazują, że p przyjmuje wartości z przedziału 0,1÷0,4. Zmniejszenie wartości p przypisuje się segregacji atomów domieszek do granic ziarn i hamujących ich migrację w wysokiej temperaturze. W przypadku gdy w stali występują węgliki efektywnie hamujące rozrost ziarn, zjawisko to uwzględnia się w modelowaniu rozrostu przyjmując, że siła hamowania jest wprost proporcjonalna do ich objętości względnej i odwrotnie proporcjonalna do ich średniego promienia [79, 108].

Podczas modelowania procesu rekrystalizacji materiałów odkształcanych na gorąco dokonuje się podziału zachodzących zjawisk w mikrostrukturze na trzy główne etapy [74, 105, 107, 109]:

- **podczas odkształcania na gorąco - proces zdrowienia i rekrystalizacji dynamicznej;**
- **po odkształceniu - zjawiska związane z rekrystalizacją statyczną;**
- **przemiany fazowe przy chłodzeniu.**

Opisu mikrostruktury powstającej w trakcie zdrowienia i rekrystalizacji dynamicznej dokonuje się najczęściej przez podanie zależności pomiędzy warunkami odkształcania, energią aktywacji procesu odkształcania na gorąco i średnicą ziarna, średnicą subziarna, gęstością dyslokacji oraz ułamkiem objętości zrekrystalizowanego stopu (tabl. 6).

Shenton i Sellars [114] w badaniach stali 316L (0,03% C, 16-18% Cr, 10-14% Ni, 2-3% Mo) zaproponowali równania i metodykę postępowania do określania rozmiarów ziarna po zdrowieniu dynamicznym. Średnica ziarna po zdrowieniu dynamicznym zwiększa się w funkcji temperatury i czasu wyżarzania t_w zgodnie z zależnością:

$$D_{RD}^2 = D_o^2 + kt_w \qquad (15)$$

gdzie : $k = A\exp\left(-\frac{Q_{gr}}{R \cdot T_w}\right)$. (16)

Zmniejszenie naprężenia uplastyczniającego w stanie ustalonym dla dużej prędkości odkształcania wykazuje związek z podwyższeniem temperatury materiału przez ciepło wydzielające się podczas odkształcania. Natomiast cykliczne zmiany naprężenia uplastyczniającego podczas odkształcania z małą prędkością oraz w wysokiej temperaturze spowodowane są cyklicznym przebiegiem rekrystalizacji dynamicznej [19].

Naprężenie stanu ustalonego σ_{ps} zależy od średnicy subziarn d_s w zakresie ustalonego płynięcia i określane jest zależnością [89]:

$$\sigma_{ps} = Ad_s^{-1} \qquad (17)$$

gdzie: A – stała materiałowa.

Tablica 6

Zależności opisujące mikrostrukturę podczas zdrowienia i rekrystalizacji dynamicznej

Lp.	Parametry geometryczne mikrostruktury	Zależność	Literatura
1.	Średnica ziarn rekrystalizowanych dynamicznie	a) $D_{dyn} = A\left[\dot{\varepsilon} \times \exp(Q/RT)\right]^{-0,27}$	[82]
		b) $D = A\,\varepsilon^a D_o^b Z^c$	[111]
		c) $D = A\,\varepsilon^{-0,75} D_o^{0,5} Z^{-0,1}$	[112]
		d) $D = A\,\varepsilon^{-0,4} D_o^{0,5} Z^{-0,1}$	[111]
		e) $D = 83,9\varepsilon^{-0,537} D_0^{0,355} Z^{0,0655}$	[87]
2.	Rozrost ziarn zrekrystalizowanych dynamicznie	$D_{wz} = D_{dyn} + 1,1(D_{pd} - D_{dyn})Y$ gdzie: $D_{pd} = 5380 \times \exp(-6840/T)$ $Y = 1 - \exp\left[-295\,\dot{\varepsilon}^{0,1} \times \exp(-8000/T)t\right]$	[82]
3.	Średnica subziarn po rekrystalizacji dynamicznej	a) $\left(\frac{\sigma}{\mu}\right) \cdot \left(\frac{d_s}{b}\right) \approx k_1$	[113]
		b) $d_s = \frac{KG\bar{b}}{\tau}$	[89]
		c) $\sigma_s = a^1 + b^1 d_s^{-q}$, $d_s = a + b\log Z$ gdzie: a, b, a^1, b^1 - stałe $q = 1.0$ [80, 126÷127] $d_s^{-1} = -1,82 + 0,15\log Z$	[87]
4.	Ułamek objętości stopu zrekrystalizowanego dynamicznie	$X_{dyn} = 1 - \exp\left[-0,693((\varepsilon - \varepsilon_c)/\varepsilon_{0,5})^2\right]$	[82]
5.	Gęstość dyslokacji w obszarze zrekrystalizowanym	) $\rho_s = \rho_{so}\exp\left[-A\exp\left(-Q/RT\right)t^B\right]$ gdzie: $\rho_{so} = C\left\{\varepsilon\exp\left(-Q/RT\right)^D\right\}$ $\rho_s = \rho_{so} \times \exp\left[-90 \times \exp(-8000/T)t^{0,1}\right]$ gdzie:	[82]
	Zmiana gęstości dyslokacji	$\rho_{so} = 87300\left[\dot{\varepsilon} \times \exp(-Q/RT)\right]^{0,248}$ b) $\frac{dG(\rho,t)}{dt} = \frac{\dot{\varepsilon}}{bl} - A_3\rho - A_4\frac{v\gamma}{D}\frac{\mu b^2}{2}\rho G(\rho,t)$	[82]

W pracy [89] stwierdzono, że przy jednakowych rozmiarach subziarn naprężenie płynięcia σ_{ps} w stali 317 jest większe niż w stali 304. Spowodowane jest to większą ilością nierozpuszczonych węglików oraz większym nasyceniem austenitu stali 317 pierwiastkami stopowymi. W obszarze płynięcia ustalonego dla danej temperatury T i prędkości odkształcania $\dot{\varepsilon}$ ustala się również zależność średnicy ziarn D_s oraz subziarn d_s od naprężenia płynięcia ustalonego σ_{ps} [87].

Średnica ziarn D_{RS} po **rekrystalizacji statycznej** może być wyrażona z uwzględnieniem parametru Z [70] zależnością:

$$D_{RS} = A''_{RS}\varepsilon^{-0.375} D_o^{0.5} Z_{ZD}^{-0.1} \qquad (18)$$

gdzie : $A^{*}_{RS} = 71.4s^{0.1}\mu m^{-0.5}$

Stwierdzono, że średnica statycznie zrekrystalizowanych ziarn D_{RS} zmniejsza się ze wzrostem ε i $\dot{\varepsilon}$ oraz z obniżeniem temperatury odkształcania T [70]. Podsumowując, rozmiar statycznie zrekrystalizowanych ziarn jest funkcją Z oraz ε, natomiast rozmiar ziarn po zakończeniu rekrystalizacji pierwotnej jest tym większy, im wyższa jest temperatura. Na rozmiar ziarn zrekrystalizowanych wywiera wpływ średnica ziarn wyjściowych D_o, bowiem zarodki rekrystalizacji statycznej tworzą się zwykle na granicach ziarn wyjściowych [115]. Przyjmując, że ziarno austenitu ma postać czternastościanu Kelwina oraz że proces zarodkowania podczas rekrystalizacji statycznej jest ograniczony do granic ziarn, Sellars wyprowadził zależność na średnicę zrekrystalizowanego ziarna austenitu [109]:

$$D=D_0^{1/3}N_s^{-1/3} \qquad (19)$$

gdzie: N_s - liczba zarodków na jednostkę powierzchni granicy ziarna

W badaniach kinetyki rekrystalizacji statycznej stali 316L po odkształceniu na gorąco połówkowy czas rekrystalizacji $t_{0,5}$ wyznaczono na podstawie równania [78, 84]:

$$t_{0.5} = AD_o^{1.33} Z^{-0.38} \varepsilon^{-3.6} \times \exp\left(\frac{Q_{RS}}{RT_a}\right) \qquad (20)$$

gdzie: Q_{RS} =418 kJ/mol [84].

Połówkowy czas rekrystalizacji $t_{0.5}$ dla stałych D_0, T_a zależy tylko od lokalnego odkształcenia oraz od prędkości i temperatury odkształcania T [116].

Odkształcenie krytyczne ε_c w zależności od średnicy wyjściowej ziarna D_o i parametru Z opisuje równanie:

$$\varepsilon_c = 7{,}5 \times 10^{-3} Z^{0.06} D_o^{0.37} \qquad (21)$$

Rozrost ziarn kontrolowany jest przez substrukturę dyslokacyjną powstałą za frontem rekrystalizacji, przy czym gęstość dyslokacji w określonych obszarach odkształconego metalu zależy od czasu do zakończenia rekrystalizacji stopu [31, 91]. Na ogół uważa się, że koniec tego procesu następuje, gdy wartość naprężenia uplastyczniającego zmniejszy się do wartości naprężenia ustalonego płynięcia plastycznego σ_{ps} [117].

Znajomość czynników wywołujących rekrystalizację dynamiczną oraz umiejętne kierowanie procesami zarówno odkształcania, jak i wyżarzania po odkształceniu na gorąco, pozwala skutecznie przewidywać końcową strukturę i właściwości wyrobów w warunkach przemysłowych.

3. ZAŁOŻENIA, CEL I TEZA ROZPRAWY

Stan ustalony podczas odkształcania na gorąco stanowi równowagę pomiędzy procesami umocnienia i jednoczesnego mięknięcia spowodowanego zdrowieniem lub rekrystalizacją. Badania odkształcenia wysokotemperaturowego metali wykazały, że w zależności od wartości EBU dominującym procesem odbudowy struktury są:

- **zdrowienie dynamiczne** - metale o dużej wartości EBU;
- **rekrystalizacja dynamiczna** - metale o średniej i małej EBU.

Niektóre cechy rekrystalizacji dynamicznej i rekrystalizacji statycznej są wspólne - polegają na zarodkowaniu i wzroście nowych ziarn. Początkowo zarodkowanie zachodzi w obszarze lokalizacji odkształceń, często w otoczeniu granic ziarn. W późniejszym okresie zarodkowanie postępuje do wnętrza ziarn w miejscach o niejednorodnym odkształceniu [30]. Nowo utworzone ziarna nie rozrastają się aż do zetknięcia się z sąsiadem, jak w przypadku rekrystalizacji statycznej, ponieważ bardzo szybko osiągają stałe rozmiary, określone warunkami odkształcania [85].

W pierwszych pracach wykonanych za pomocą plastometru skrętnego wykazano, że w zakresie stanu ustalonego otrzymuje się ziarna zrekrystalizowane, równoosiowe [30]. Średnica ziarna po rekrystalizacji jest określona przez prędkość i temperaturę odkształcenia, natomiast nie zależy od stopnia odkształcenia i rozmiaru ziarna wyjściowego [39].

Modelowanie procesów odkształcenia plastycznego wymaga przede wszystkim znajomości zjawisk strukturalnych zachodzących podczas i bezpośrednio po odkształceniu oraz ilościowego opisu mikrostruktury. Badania modelowe nad zachowaniem się oraz zmianami strukturalnymi w stali podczas odkształcenia plastycznego na gorąco w ostatnim czasie zyskują coraz większe zainteresowanie ośrodków naukowych [13-18, 24-25, 42, 49-50, 57, 63-64, 66, 74, 105, 109]. Główny wysiłek skupia się na rozwoju modeli cieplno-plastycznych i w tym zakresie obserwuje się największy postęp prac badawczych [49, 51, 54, 90, 101, 169, 170].

Uogólnieniem prac teoretycznych i eksperymentalnych w obszarze odkształcenia wysokotemperaturowego metali były modele rekrystalizacji dynamicznej, zakładające zmiany

gęstości dyslokacji i kinetyki migracji granic ziarn [48, 106], a także modele odkształcenia wysokotemperaturowego metali oparte na kryterium mechanicznym [19] lub strukturalnym [121], preferującym mięknięcie metali na skutek zdrowienia i rekrystalizacji dynamicznej.

W austenitycznej stali Cr-Mn i Cr-Ni procesy odnowy struktury zachodzą wolno. Istnieje więc możliwość zamrażania struktury na wybranym etapie procesu odkształcania. Dotychczasowe badania wpływu warunków przesycania na cechy geometryczne ziarn stali Cr-Mn wskazują na istnienie zależności pomiędzy właściwościami mechanicznymi stali i zmianami rozmiarów ziarn [122]. Wyniki te stanowić będą podstawę analizy zmian cech geometrycznych ziarn zachodzących podczas wysokotemperaturowego odkształcania.

Zasadniczym **celem pracy** było wyjaśnienie zmian mikrostruktury stali austenitycznej o małej EBU oraz ilościowe powiązanie tych zmian z parametrami charakteryzującymi odkształcalność materiału. Uzyskane wyniki stanowią podstawę do modelowania zmian mikrostruktury stali podczas i po odkształceniu na gorąco, rozwijając modele cieplno-mechaniczne procesu przeróbki plastycznej.

Na podstawie wyników dotychczasowych badań własnych [122-134] procesu wysokotemperaturowego odkształcenia austenitycznej stali Cr-Mn i Cr-Ni sformułowano następującą tezę pracy:

> **Istotne zależności łączą - średnie rozmiary ziarna wyjściowego, temperaturę, wielkość i prędkość odkształcania i średnie rozmiary ziarna po rekrystalizacji, a wpływ takich czynników, jak kształt i niejednorodność ziarna jest minimalny. Przebieg zjawisk podczas odkształcania na gorąco można uogólnić stosując metody numeryczne modelowania mikrostruktury. Wymaga to szczegółowego ilościowego opisu jednostkowych zjawisk strukturalnych.**

Dla udowodnienia tezy pracy i stworzenia podstaw do modelowania zjawisk strukturalnych zachodzących podczas wysokotemperaturowego odkształcania stali trudno-odkształcalnych wykonano następujące zadania badawcze:

⇒ określenie krzywych wysokotemperaturowego płynięcia stali w różnej temperaturze i z różną prędkością odkształcania;

⇒ ocena wpływu rozmiarów ziarn i ich zróżnicowania przed i po odkształceniu na charakterystyki mechaniczne odkształcenia stali o małej EBU;

⇒ jakościowy i ilościowy opis kinetyki zmian mikrostruktury stali Cr-Mn i Cr-Ni;

⇒ weryfikacja istniejących modeli strukturalnych rekrystalizacji dynamicznej.

4. PRZEDMIOT BADAŃ

Prowadzono badania austenitycznej stali Cr-Mn - 5H17G17 i Cr-Ni - 0H18N9 wg PN-71/H-86020. Wyniki badań wstępnych [125-126, 131, 158-160] wykazały, że stal 5H17G17 charakteryzuje się dużą wartością naprężenia uplastyczniającego, dużą stabilnością austenitu oraz ograniczoną skłonnością do rozrostu ziarna podczas nagrzewania do przeróbki plastycznej. Wybór do badań stali 0H18N9 był spowodowany potrzebą weryfikacji istniejących modeli cieplno-plastycznych opracowanych dla stali austenitycznej Cr-Ni (rozdz. 2). Porównanie zmian w mikrostrukturze i właściwościach obu gatunków stali podczas odkształcenia plastycznego [161-162] umożliwi racjonalny dobór odpowiednich modeli cieplno-plastycznego procesu przeróbki plastycznej stali chromowo-manganowej. Skład chemiczny stali przeznaczonej do badań podano w tablicy 7.

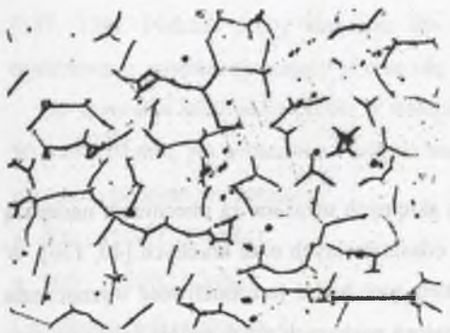
Tablica 7

Skład chemiczny stali użytych do badań

Znak stali	Zawartość pierwiastków, %						
	C	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	Inne
5H17G17	0,48	16,6	0,57	0,27	15,4	0,08	B 0,0014
0H18N9	0,03	0,19	0,47	8,90	18,4	0,27	-

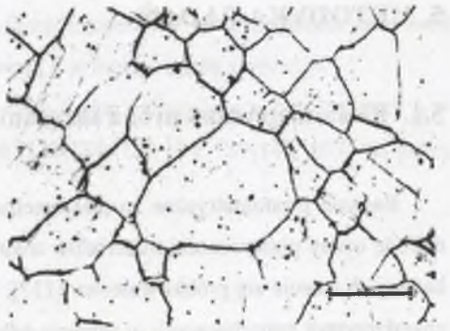
Do badań stosowano pręty walcowane na gorąco o średnicy 15 mm (5H17G17) i 16 mm (0H18N9) z wytopów przemysłowych. Przeprowadzono badania wpływu warunków przesycania na rozmiary ziarn i inne parametry geometryczne mikrostruktury stali 5H17G17 [125-128, 134] i stali 0H18N9 [135]. Analiza otrzymanych wyników pozwala na stwierdzenie, że do dalszych badań stali 5H17G17 najkorzystniejszą mikrostrukturę mają próbki przesycone z temperatury 1200°C (rys.7). W celu uzyskania porównywalnej średnicy ziarna wyjściowego stali 0H18N9 próbki przesycono z temperatury 1150°C/1h (rys.8). Dodatkowo aby ocenić wpływ rozmiarów i innych cech geometrycznych ziarna na plastyczność, próbki stali 5H17G17 przesycono z 1150/0,5 h oraz 1250/0,5 h.

W dalszej części pracy przyjęto, że stal 5H17G17 będzie oznaczana - **Cr-Mn**, natomiast stal 0H18N9 - **Cr-Ni**.



Rys.7. Stal Cr-Mn po przesycaniu z temperatury 1200°C. Austenit i nierozpuszczone węgliki typu $M_{23}C_6$ [157]

Fig.7. Cr-Mn steel after solution treatment from the temperature of 1200°C. Austenite and undissolved carbides of $M_{23}C_6$ type [157]



Rys.8. Stal Cr-Ni po przesycaniu z temperatury 1150°C. Austenit

Fig.8. Cr-Ni steel after solution treatment from the temperature of 1150°C. Austenite

5. METODYKA BADAŃ

5.1. Plastometryczna próba skręcania

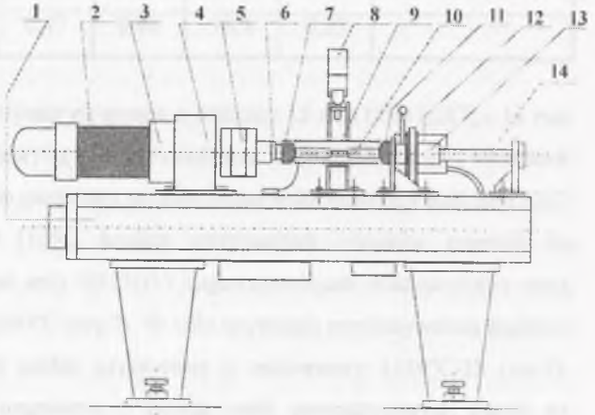
Badania plastometryczne na plastometrach skrętnych uważane są obecnie za najlepszą metodę oceny plastyczności materiałów trudno odkształcalnych oraz kruchych [40, 136]. W badaniach stosuje się próbki walcowe [137]. Zaletą tych badań jest możliwość wyznaczenia charakterystyk materiałowych w zakresie odkształceń większych niż w próbie ściskania oraz łatwość „zamrożenia" struktury po odkształceniu w wysokiej temperaturze, szczególnie dla próbek rurkowych. Do podstawowych wad tej próby zalicza się [41]:

- niejednorodność odkształcenia, prędkości odkształcania i naprężeń na przekroju poprzecznym i wzdłużnym próbki;
- ograniczony zakres stosowanych prędkości odkształcania (zwykle $\dot{\varepsilon} < 10 s^{-1}$).

W próbie skręcania ważną rolę spełnia stosunek długości pomiarowej l_o do średnicy pomiarowej d_o [42].

Badania prowadzono na plastometrze skrętnym typu 7 MNG firmy SETARAM (rys.9) [138].

1.Ława
2.Silnik
3.Miernik prędkości obrotowej
4.Wspornik pomocniczy
5.Sprzęgło elektromagnetyczne
6.Optyczny dysk kodujący
7.Zacisk mocujący
8.Pirometr
9.Cewka indukcyjna
10.Rurka szklana
11.Zacisk mocujący
12.Przetwornik
13.Suwak zabezpieczający
14.Stojak



Rys.9. Schemat plastometru skrętnego typu 7MNG firmy SETARAM [138]

Fig.9. Diagram of SETARAM torsional plastometer of 7MNG type [138]

Plastometr wyposażony jest w urządzenie do chłodzenia próbki natryskiem wodnym bezpośrednio po zakończeniu procesu odkształcania. Próbki nagrzewane są indukcyjnie, a temperatura regulowana jest automatycznie przez układ sprzężony z pirometrem optycznym [137, 139]. Podczas próby skręcania dla zadanej temperatury oraz prędkości obrotowej rejestrowano moment skręcający M oraz siłę osiową F w funkcji liczby skręceń N.

Do skręcania stosowano próbki o średnicy d_0 = 6 mm i długościach pomiarowych l_0 = 50 mm i 10 mm. Na podstawie wyników badań [123-124, 130-134, 139-140, 163] dla próby skręcania przyjęto temperaturę:

- 800 - 1100°C (Cr-Mn),
- 900 - 1200°C (Cr-Ni)

i prędkości odkształcania $\dot{\varepsilon}$:

- 0,02 - 2,1 s^{-1} (Cr-Mn),
- 0,04 - 2,5 s^{-1}(Cr-Ni).

Próbki wstępnie wygrzewano w temperaturze 1150°C (Cr-Mn) i 1200°C (Cr-Ni) przez 300 s, następnie podchładzano do temperatury skręcania, wytrzymywano przez 60 s po czym przeprowadzano proces odkształcania. Dla każdej stosowanej temperatury i prędkości odkształcania próbę powtarzano trzykrotnie. Uzyskane rezultaty uśredniano i zbierano w postaci plików arkusza kalkulacyjnego.

Wyniki z plastometrycznej próby skręcania zebrano w postaci plików arkusza kalkulacyjnego MICROSOFT EXCEL 7.0 (tabl.8), w celu dalszych obliczeń i stworzenia zależności graficznych (rys.10-12). Z próby skręcania do arkusza kalkulacyjnego wprowadzano następujące dane:

- czas pomiaru t (**kolumna A**),
- liczbę obrotów próbki N (**kolumna B**),
- liczba impulsów (**kolumna C**) do wyznaczenia średniej wartości liczby obrotów na minutę (komórka C5),
- moment obrotowy M (**kolumna G**),
- siłę osiową F [N] (**kolumna H**).
- temperaturę próbki T [°C] (**kolumna I**) .

W zależności od kształtu krzywej zależności M=f(N) stosowano jedną lub kilka funkcji aproksymujących:

⇒ Dla temperatury, przy której nie obserwowano dynamicznej rekrystalizacji (800 i 900°C), w całym zakresie obrotów użyto funkcję:

$$M' = AN^n[\exp(BN)] \tag{22}$$

⇒ Dla temperatury, przy której obserwowano dynamiczną rekrystalizację (1000÷1200°C), wprowadzono połączenie funkcji (22) i (23):

$$M' = C\frac{1}{N} + E \tag{23}$$

⇒ Dla stanu odkształcenia, zapewniającego długotrwałe równoważenie się procesów umocnienia i osłabienia materiału (steady-state), stosowano dodatkowo funkcję aproksymującą (24):

$$M' = DN \tag{24}$$

gdzie: *A, n, B, C, D, E* – współczynniki równania.

Aproksymację prowadzono do momentu spełnienia warunku (25):

$$\sum(M - M')^2 = \min \tag{25}$$

Na rysunku 10÷12 przedstawiono krzywe zależności M=F(N) wykreślone na podstawie danych z plastometru oraz aproksymowanych funkcji (22)÷(24).

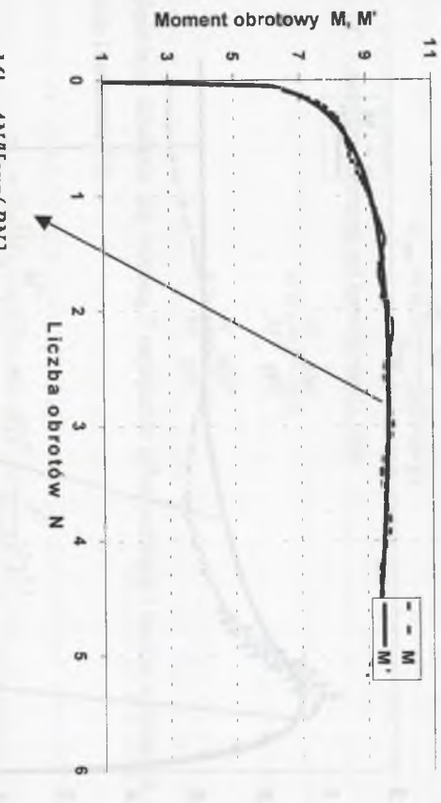
Tablica 8

Przykład arkusza kalkulacyjnego dla gromadzenia i wyznaczania parametrów charakteryzujących proces odkształcenia na gorąco

	A	B	C	D	E	F	G	H	I
1	t, s	Obr	Impuls	Eps	Eps'	Eps'	Mom, Nm	Siła, N	T, C
2						Śr.			
3	Data				R	0,003			
4	Godz.				L	0,05	A	N'śr	Eps'śr
5	Obroty, obr/min		97,82		Nr prób. 11		n	1,630347	0,18593
6	Liczba pomiarów		85		Stal 5H17G17		B		
7	Liczba skręceń						C		
8	Czas trwania próby,s						D		
9	Odstęp czasu dt, s		0,0660				E	m	0,17816
10	T1, C		1150						
11	Czas wygrz. w T1, s		300						
12	T2, C		1000	***Prędkość:***	***0.234845***				
13	Czas wygrz.w T2, s		60						
14		0		0			0		
15	0,067	0,100	100,0	0,015	0,22604	0,22604	3,15	-534	993
16	0,133	0,199	100,4	0,029	0,217616	0,217616	3,40	-566	998
17	0,200	0,316	100,2	0,046	0,257093	0,237307	3,56	-512	1000
18	0,267	0,415	100,1	0,060	0,217425	0,235534	3,67	-601	994
19	0,333	0,529	97,7	0,077	0,250192	0,234819	3,81	-631	996
20	0,400	0,630	100,2	0,091	0,221465	0,236801	3,81	-634	1001
21	0,467	0,746	100,0	0,108	0,254081	0,23819	3,85	-638	996
22	0,533	0,848	99,7	0,123	0,223134	0,236798	3,88	-641	994
23	0,600	0,961	100,5	0,139	0,246844	0,248982	3,90	-647	1000
24	0,667	1,089	102,2	0,158	0,279105	0,252411	3,88	-629	998
25	0,733	1,183	99,9	0,171	0,204588	0,235609	3,93	-644	993
26	0,800	1,300	100,3	0,188	0,254153	0,232413	3,93	-650	997
27	0,867	1,400	100,2	0,202	0,216756	0,23409	3,94	-662	1000
28	0,933	1,515	99,2	0,219	0,248694	0,229773	3,95	-674	993
29	1,000	1,610	97,6	0,232	0,204947	0,22866	4,02	-696	996
30	1,067	1,729	100,4	0,249	0,256051	0,233437	3,93	-682	1002
31	1,133	1,830	99,4	0,263	0,2167	0,233864	3,93	-681	997
32	1,200	1,945	99,1	0,279	0,246006	0,233685	3,94	-679	995
33	1,267	2,051	100,6	0,294	0,226029	0,236146	3,93	-669	1002
34	1,333	2,167	100,3	0,311	0,246519	0,232714	3,91	-671	1000
35	1,400	2,267	100,2	0,325	0,211788	0,228196	3,91	-674	995

cd. tablicy 8

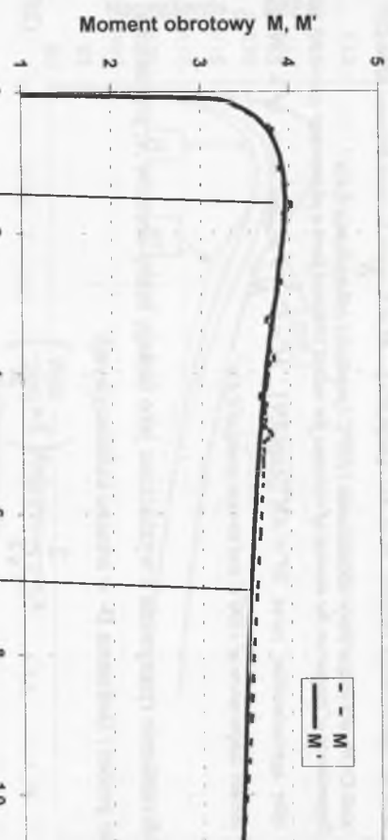
	J	K	L	M	N	O	P	Q	R	S	T	U	V	W
1	Mom, Nm		Siła	dM/dN	p.	p.	F/(PiR^2)	Sigma3	Sigma3F	Sigma3p	Sigma3pm	Sigma3pF	Sigma3pmF	Sigmap
2	Wygł		Wygł				MPa							po wygł.
3		Ogr.												Mpa
4	4,25351	0,1	Param											3+p+m
5	0,127059		wygł.											
6	0,083651													
7	0,1	0,1	0			0,2							Max	130,606984
8	1,440978	0,1	0			0,3								
9	2,846556	0,1	1			0,3								
10						0,2								
11														
12														
13														
14	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
15	3,148154	3,41E-06	-534,00	3,736654	0,118693	0,088857	-18,88639	96,42603	98,2582	99,282056	105,00848	101,06247	106,693372	106,693372
16	3,407464	5,57E-05	-566	1,890578	0,110412	0,105518	-20,01816	104,3685	106,2709	108,039455	114,23755	109,87834	115,978209	115,978209
17	3,578479	0,000341	-512	1,139506	0,100625	0,096534	-18,1083	109,6066	111,0924	113,13353	119,6427	114,57358	121,005315	120,437824
18	3,674013	1,61E-05	-601	0,81752	0,092343	0,087542	-21,25603	112,5327	114,5226	115,816513	122,49946	117,75094	124,329947	124,035817
19	3,753117	0,003236	-631	0,587495	0,082807	0,078549	-22,31706	114,9556	117,1019	117,965542	124,79237	120,05799	126,772189	126,415894
20	3,805087	2,41E-05	-634	0,449112	0,074358	0,06949	-22,42316	116,5475	118,6849	119,247104	126,16847	121,33701	128,145546	128,069499
21	3,850138	1,91E-08	-638	0,333687	0,064655	0,060439	-22,56463	117,9274	120,0668	120,30316	127,30647	122,40103	129,290761	129,117083
22	3,880096	9,18E-09	-641	0,256793	0,056123	0,050961	-22,67074	118,8449	120,9879	120,863771	127,92158	122,9716	129,914941	129,868523
23	3,905171	2,67E-05	-647	0,189651	0,04667	0,041634	-22,88294	119,613	121,7822	121,272969	128,37638	123,41297	130,399867	130,296489
24	3,925453	0,001802	-629	0,129632	0,035963	0,032215	-22,24632	120,2342	122,2749	121,525314	128,66562	123,54473	130,574658	130,539054
25	3,935894	3,47E-05	-644	0,093488	0,028099	0,023105	-22,77684	120,554	122,6868	121,482504	128,64181	123,59929	130,642637	130,606984
26	3,944546	0,000212	-650	0,055564	0,018312	0,014163	-22,98905	120,819	122,9867	121,389417	128,56446	123,5471	130,603659	130,567885
27	3,948694	7,56E-05	-662	0,028056	0,009947	0,005221	-23,41346	120,9461	123,1915	121,156547	128,33913	123,39813	130,457359	130,430926
28	3,950316	9,96E-08	-674	0,000853	0,000327	-0,003713	-23,83787	120,9957	123,3216	120,845975	128,03151	123,17465	130,23176	130,227416
29	3,949449	0,004977	-696	-0,018691	-0,00762	-0,012697	-24,61596	120,9692	123,4483	120,457209	127,64117	122,94668	129,993127	129,885158
30	3,94592	0,000253	-682	-0,040107	-0,017574	-0,021731	-24,12082	120,8611	123,2445	119,985598	127,16314	122,3861	129,430587	129,443463
31	3,941049	0,000122	-681	-0,056042	-0,026023	-0,030916	-24,08545	120,7119	123,0913	119,467898	126,63657	121,8716	128,906675	128,878495
32	3,933662	4,02E-05	-679	-0,072085	-0,035643	-0,040093	-24,01471	120,4856	122,8556	118,875423	126,03066	121,27684	128,298224	128,271147
33	3,925313	2,2E-05	-669	-0,085185	-0,04451	-0,049261	-23,66103	120,2299	122,536	118,255702	125,39576	120,59957	127,608543	127,6122
34	3,914677	2,19E-05	-671	-0,097936	-0,054213	-0,058379	-23,73177	119,9041	122,2301	117,570855	124,69156	119,94208	126,929834	126,938005
35	3,904383	3,15E-05	-674	-0,107777	-0,062578	-0,067371	-23,83787	119,5889	121,9415	116,903228	124,00521	119,30888	126,275638	126,355813



$M' = AN^n[\exp(BN]$

Rys.10. Zależność momentu obrotowego od liczby obrotów dla wartości otrzymanych z plastometru (krzywa M) oraz po aproksymacji (krzywa $M' = AN^n[\exp(BN]$) stali Cr-Mn dla temperatury odkształcania 800°C i prędkości odkształcania 0,02s^{-1}

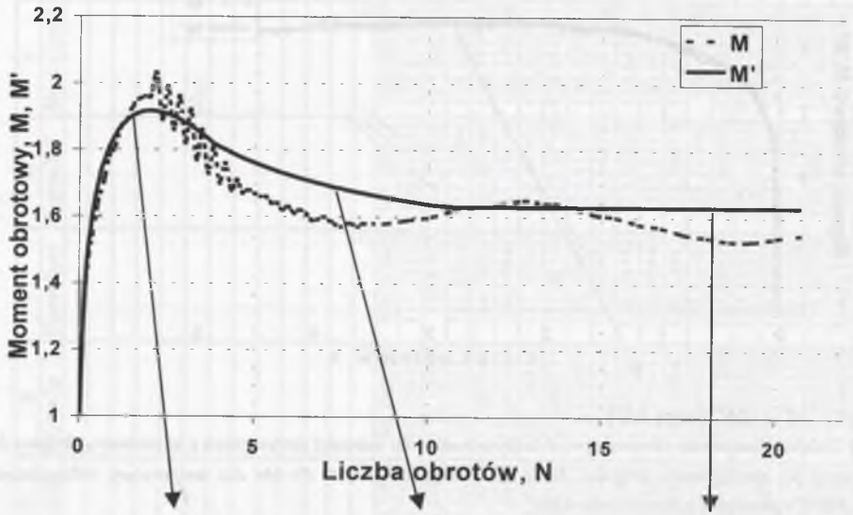
Fig.10. Dependence of torque on the number of rotations for values obtained from a plastometer (curve M) and after approximation: (curve $M' = AN^n[\exp(BN]$) for torsion temperature of 800^{0}C and torsion speed of 0,02s^{-1}



$\rightarrow M' = AN^n[\exp(BN] \leftarrow | \rightarrow \quad M' = C\frac{1}{N} + E \quad \leftarrow$

Rys.11. Zależność momentu obrotowego od liczby obrotów dla wartości otrzymanych bezpośrednio z plastometru (krzywa M) oraz po aproksymacji (krzywe $M' = AN^n[\exp(BN]$ i $M' = C\frac{1}{N} + E$) stali Cr-Mn dla temperatury odkształcania 1000°C i prędkości odkształcania 1,3s^{-1}

Fig.11. Dependence of torque on the number of rotations for values obtained directly from a plastometer (curve M) and after approximation: (curves $M' = AN^n[\exp(BN]$ and $M' = C\frac{1}{N} + E$) for torsion temperature of 1000^{0}C and torsion speed of 1,3s^{-1}



Rys.12. Zależność momentu obrotowego od liczby obrotów dla wartości otrzymanych z plastometru (krzywa M) oraz po aproksymacji (krzywa $M' = AN^n[\exp(BN]$, $M' = C\frac{1}{N} + E$ *oraz krzywa* $M' = DN$*) stali Cr-Ni dla temperatury odkształcania 1200°C i prędkości odkształcania 0,43s^{-1}*

Fig.12. Dependence of torque on the number of rotations for values obtained form a plastometer (curve M) and after approximation: curve $M' = AN^n[\exp(BN]$, $M' = C\frac{1}{N} + E$ *and curve* $M' = DN$ *for toriosn temperature of 1200^{0}C and torsion speed of 0,43s^{-1}*

Odkształcenie rzeczywiste ε wyznaczono jako funkcję liczby obrotów N, promienia r i długości próbki l (**kolumna D**- w arkuszu kalkulacyjnym):

$$\varepsilon = \frac{2}{\sqrt{3}} arc\sinh\left(2 \times \frac{\pi r N}{3l}\right) \tag{26}$$

Otrzymane wartości odkształcenia pozwoliły na określenie prędkości odkształcania ε (**komórka E12**- w arkuszu kalkulacyjnym):

$$\dot{\varepsilon} = \frac{\partial \varepsilon}{\partial t} \tag{27}$$

Naprężenie uplastyczniające σ_{pm} wyznaczono uwzględniając parametry: ***m* - współczynnik wrażliwości naprężenia na prędkość odkształcania** i ***p* - współczynnik odkształcenia (kolumna U** – w arkuszu kalkulacyjnym)) z zależności:

$$\sigma_{pm} = \sqrt{3}\left(\frac{M'}{2\pi r^3}\right)(3+m+p) \tag{28}$$

gdzie: M' – moment obrotowy po aproksymacji, Nm

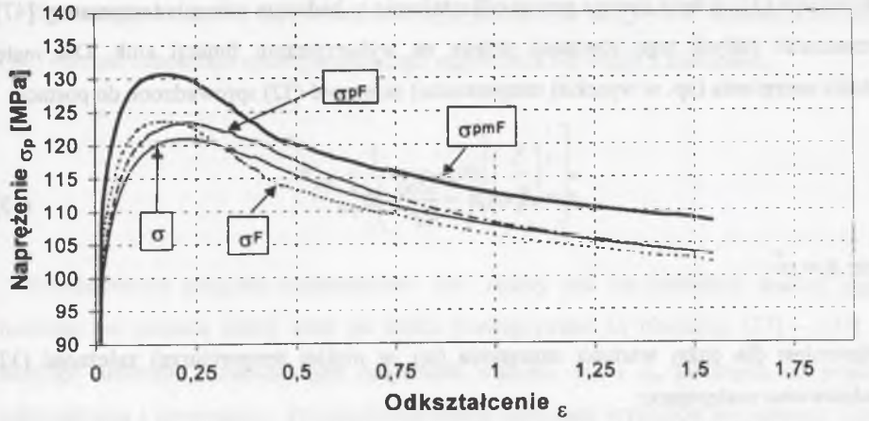
$$m = \frac{\dot{N}}{M'}\left(\frac{\varphi M'}{\varphi \dot{N}}\right) \tag{29}$$

$$p = \frac{N}{M'}\left(\frac{\varphi M'}{\varphi N}\right) \tag{30}$$

Uwzględniając działanie siły osiowej F naprężenie uplastyczniające można wyznaczyć z równania (**kolumna V**):

$$\sigma_p = \left(\left(\sqrt{3}\left(\frac{M'}{2\pi r^3}\right)(3+m+p)\right)^2 + \left(\frac{F}{2\pi r^2}\right)^2\right)^{0,5} \tag{31}$$

Na rysunku 13 przedstawiono krzywe zależności σ_p=f(ε) uwzględniające zmiany naprężenia w funkcji odkształcenia po wprowadzeniu współczynników m i p oraz siły osiowej F.



Rys.13. Zależność odkształcenia od naprężenia dla stali Cr-Mn po odkształcaniu z prędkością $\dot{\varepsilon}$ *=0,23s^{-1} w temperaturze 1000°C*

Fig.13. Dependence of deformation on stress for Cr-Mn steel at torsion temperature of 1000°C and speed $\dot{\varepsilon}$ *=0,23s^{-1}*

Wprowadzenie współczynników m i p oraz siły osiowej F do równania (31) zmienia wartość naprężenia uplastyczniającego σ_p (najczęściej σ_p zwiększa się przy wprowadzaniu kolejnego parametru) przy nieznacznych zmianach odkształcenia ε_m, dla którego naprężenie

uplastyczniające ma wartość maksymalną σ_{pm} [44]. W pracy krzywe płynięcia przedstawione są z uwzględnieniem wartości współczynników p, m oraz siły osiowej F.

W pracy wykorzystano modele plastyczności materiałów uwzględniające wpływ zdrowienia i rekrystalizacji dynamicznej na przebieg krzywej płynięcia plastycznego [136-137, 139-140, 142-143].

5.2. Wyznaczanie energii aktywacji procesu odkształcenia oraz parametru Zenera-Hollomona

Do ustalenia wartości energii aktywacji odkształcenia plastycznego na gorąco Q_{OG} stosowano zmodyfikowaną zależność na prędkość odkształcania:

$$\dot{\varepsilon} = A \exp\left(\frac{-Q_{OG}}{RT}\right)\left[\sinh\left(\alpha\sigma_{pm}\right)\right]^n \tag{32}$$

gdzie: A, α, n – stałe materiałowe.

Równanie (32) dobrze opisuje proces odkształcenia w badanym zakresie temperatury [47]. Wyznaczanie stałych tego równania polega na wykorzystaniu funkcji sinh. Dla małej wartości naprężenia (np. w wysokiej temperaturze) zależność (32) sprowadzono do postaci:

$$\dot{\varepsilon} = A_1 \exp\left(\frac{-Q_{OG}}{RT}\right)\sigma_{pm}^n \tag{33}$$

gdzie: $A_1 = \alpha^n$.

Natomiast dla dużej wartości naprężenia (np. w niskiej temperaturze) zależność (32) przedstawiono następująco:

$$\dot{\varepsilon} = A_2 \exp\left(\frac{-Q_{OG}}{RT}\right)\exp\left(\beta\sigma_{pm}\right) \tag{34}$$

gdzie: $A_2 = A / 2^n$, β - stała materiałowa.

Zależności (33) i (34) rozwiązano metodą graficzną przy zastosowaniu analizy regresji. Program obliczeniowy ENERGY 2.0 [44÷45] pozwala wyznaczyć wartość energii aktywacji Q oraz stałych A, α, n. Wykreślając zależność (33) w układzie logarytmicznym $\ln\dot{\varepsilon} - \ln\sigma_{pm}$

i zależność (34) w układzie półlogarytmicznym $\ln\dot{\varepsilon} - \sigma_{pm}$ wyznacza się odpowiednio stałą n oraz β. Znajomość wartości stałych β i n umożliwia wyznaczenie stałej α z zależności:

$$\alpha = \frac{\beta}{n} \tag{35}$$

Energię aktywacji Q_{OG} konieczną do zapoczątkowania rekrystalizacji dynamicznej ustala się z równania (32). Po zlogarytmowaniu tego równania otrzymano liniową zależność:

$$\ln\dot{\varepsilon} = n\ln(\sinh(\alpha\sigma_{pm})) - \frac{1}{T} \tag{36}$$

pozwalającą określić energię aktywacji Q_{OG} i stałą A. Znajomość wartości energii aktywacji umożliwia wyrażenie prostej zależności pomiędzy współczynnikiem Zenera-Hollomona Z i odkształceniem ε_m w postaci:

$$\varepsilon_m = UZ^W \tag{37}$$

gdzie: U i W - stałe.

Wykreślając zależność (37) w układzie logarytmicznym $\ln\varepsilon_m - \ln Z$ wyznacza się stałe U i W. Wartość naprężenia uplastyczniającego σ_{pm} oblicza się wtedy z zależności:

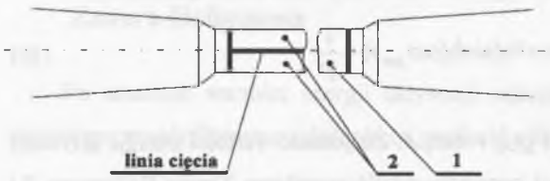
$$\sigma_{pm} = \frac{1}{\alpha} arc\ \sinh\left[\left(\frac{Z}{A}\right)^{\frac{1}{n}}\right] \tag{38}$$

Przedstawiony program komputerowy [44] oparty jest na metodach analizy regresji liniowej, za pomocą której krok po kroku rozwiązywane są równania (33) – (37). Dla każdego materiału konieczna jest znajomość wartości σ_{pm} i ε_m zależnych od prędkości odkształcania i temperatury. Po określeniu energii aktywacji wyznacza się parametr Zenera-Hollomona.

5.3. Metodyka badań strukturalnych

5.3.1. Badania metalograficzne

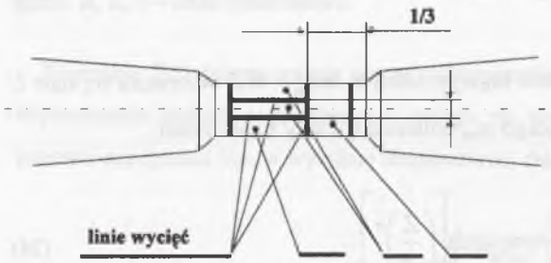
Badania metalograficzne prowadzono na zgładach wyciętych z próbek plastometrycznych prostopadle oraz równolegle do osi próbek odkształcanych do całkowitego zerwania lub częściowo do odkształcenia ε_c, ε_{pm}, i ε_{ps} (rys.14 i 15).



Rys.14. Schemat usytuowania zgładów metalograficznych na próbkach plastometrycznych odkształconych do zerwania

Fig.14. Diagram of metallographic specimens location on plastometric specimens deformed till rupture

1 - zgład prostopadły do osi próbki
2 - zgład równoległy do osi próbki



Rys.15. Schemat usytuowania zgładów metalograficznych na próbkach odkształcanych częściowo

Fig.15. Diagram of metallographic specimens location on partly deformed plastometric specimens

1 - zgład prostopadły do osi próbki
2 - zgład równoległy do osi próbki
3 - cienkie folie

Ze względu na niejednorodność odkształcenia obserwacje na mikroskopie MeF 2 firmy Reichert przeprowadzano na jednym fragmencie w obszarze położonym w 0,65÷0,75 promienia próbki [129]. W celu ujawnienia mikrostruktury stosowano różne techniki trawienia. Dla stali Cr-Mn użyto odczynnik o składzie chemicznym: 54 ml HF, 8 ml HNO_3 i 38 ml H_20, natomiast stal Cr–Ni trawiono elektrolityczne w 60% roztworze wodnym HNO_3; prąd o gęstości 0,75mA/mm^2. Czas trawienia dobierano indywidualnie dla każdej próbki (od 30 s do 150 s).

Obserwację substruktury stali prowadzono na mikroskopie elektronowym JEM 100B przy napięciu 100 kV stosując metodę cienkich folii. Materiał do badań wycinano z próbki po

skręcaniu (rys.15) z miejsc położonych w obszarze położonym w 0,65-0,75 promienia próbki. Wstępne ścienianie wykonano na szlifierkach mechanicznych i następnie trawiono elektrolitycznie przy napięciu 21 V w elektrolicie o składzie chemicznym: 10 objętości butyloglikolu; 1 objętość kwasu nadchlorowego w temperaturze -10°C.

5.3.2. Ilościowa ocena struktury

Badania cech geometrycznych mikrostruktury przeprowadzono na analizatorze obrazu „Morphopericolor" firmy M.S.2i sprzężonym z mikroskopem świetlnym Neophot 32 oraz na półautomatycznym analizatorze obrazu MOP AM0. Pomiary cech geometrycznych substruktury wykonano na zdjęciach uzyskanych na transmisyjnym mikroskopie elektronowym po wcześniejszej obróbce analizowanego obrazu. Niedomknięte, w wyniku trawienia, granice ziarn rekonstruowano przez operację „closing" [144], a cechy geometryczne ziarn określono z wykorzystaniem programu komputerowego NuBiPo32 opracowanego w Katedrze Nauki o Materiałach Politechniki Śląskiej [145].

W badaniach użyto programy zawarte w pakiecie „Morfo" umożliwiające automatyczne obliczenie powierzchni 500 ziarn każdego analizowanego zgładu. Obserwacje i pomiary ziarn prowadzono na przekroju poprzecznym i wzdłużnym próbek po skręcaniu w obszarze 0,65÷0,75 promienia próbki.

Analizie poddano zgłady równoległe do osi próbki plastometrycznej. Dla badanych stali po odkształceniu plastycznym określono średnią średnicę i powierzchnię ziarn. Wyznaczono również współczynnik zmienności płaskiego przekroju ziarna, współczynnik kształtu i współczynnik wydłużenia ziarn uzupełniając opis mikrostruktury [125-128, 144, 146-150].

Wyznaczono następujące parametry geometryczne mikrostruktury stali[146-148, 151]:

- **średnią średnicę ziarna** $\overline{D}$, **μm:**

$$\overline{D} = \frac{1}{N_A^{0,5}} \tag{39}$$

- **średnią powierzchnię płaskiego przekroju ziarn** $\overline{A}$, **μm^2:**

$$\overline{A} = \frac{1}{N_A} \tag{40}$$

- **współczynnik kształtu ξ:**

$$\xi = \frac{4\pi\bar{A}}{P^2} \tag{41}$$

gdzie: ξ - przyjmuje wartość 1 dla koła, dla obiektów o innym kształcie w przedziale (0 – 1);

P- obwód płaskiego przekroju ziarna;

- **współczynnik zmienności płaskiego przekroju ziarna $\nu(\bar{A})$:**

$$\nu(\bar{A}) = \frac{S(A)}{\bar{A}} \tag{42}$$

gdzie: $S(A)$-empiryczne odchylenie standardowe powierzchni płaskiego przekroju ziarna,

- **współczynnik wydłużenia ziarn Fereta δ:**

$$\delta = \frac{F_x}{F_y} \tag{43}$$

gdzie: $F_{x\,y}$ - średnice Fereta odpowiednio w kierunku osi x i y,

- **rozkład częstości występowania przekroju ziarna i podziarna w funkcji pola przekroju dla 20 klas,**
- **rozkład udziału powierzchni względnej przekroju ziarn i subziarn w funkcji pola przekroju dla 20 klas.**

5.3.3. Modelowanie mikrostruktury stali trudno odkształcalnej

Modele mikrostrukturalne obejmują przewidywaną w temperaturze pokojowej mikrostrukturę i jej związek z podstawowymi parametrami odkształcenia plastycznego i oczekiwanymi właściwościami materiału. Dane pomiarowe uzyskane w badaniach plastometrycznych i metalograficznych pozwoliły na opracowanie podstaw modelowania mikrostruktury stali trudno odkształcalnej.

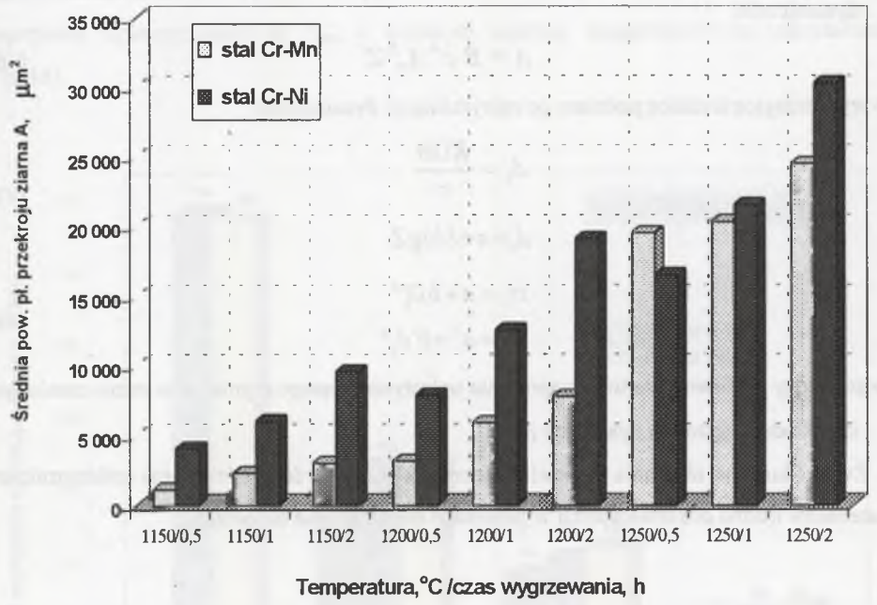
W szczególności rozpatrywano:

- **rozrost ziarna podczas nagrzewania**

Zmiany średniej średnicy ziarna austenitu podczas rozrostu w warunkach izotermicznego wygrzewania najczęściej wyrażane są zależnością [57, 108]:

$$D^{1/p} - D_o^{1/p} = k\,t\exp\{-Q_{gr}/RT\} \tag{44}$$

Równanie (44) jest prawdziwe jeżeli materiał w badanym przedziale temperatury nie wykazuje skłonności do tzw. anormalnego rozrostu ziarn. Test przeprowadzony dla stali Cr-Mn i Cr-Ni poddanych ciągłemu nagrzewaniu lub izotermicznemu wygrzewaniu wskazuje na proces normalnego rozrostu (rys.14).



Rys.16. Zmiany średniej powierzchni płaskiego przekroju ziarna stali Cr-Mn i Cr-Ni w funkcji parametrów przesycania

Fig.16. Changes of the average surface of the plane section of grain in the investigated steels as a function of solution treatment parameters

- **umocnienie odkształceniowe, zdrowienie dynamiczne i rekrystalizacja dynamiczna podczas odkształcania na gorąco**

Przedstawione zostaną wyniki badań weryfikujące modele mikrostruktury podczas odkształcania na gorąco stali trudno odkształcalnej oraz wyniki prezentowane w pracach [55, 90, 102, 152-153]. W szczególności weryfikacji poddane zostaną zależności:

⇒ pomiędzy warunkami odkształcania (T, $\dot{\varepsilon}$), a powierzchnią ziarna utworzonego w procesie rekrystalizacji dynamicznej A_s(lub D_s) i naprężeniem σ_{ps} (lub σ_{pm});

⇒ pomiędzy warunkami odkształcania (T, $\dot{\varepsilon}$), wyjściową powierzchnią ziarna A_0 (lub D_0) a odkształceniem uplastyczniającym ε_m:

$$\varepsilon_m = B * A_0^q Z^{-a} \tag{45}$$

⇒ wyznaczające średnią powierzchnię płaskiego przekroju ziarna rekrystalizowanego dynamicznie:

$$A = B\,\varepsilon^a A_o^b Z^c \tag{46}$$

⇒ wyznaczające średnicę podziarn po rekrystalizacji dynamicznej:

$$d_s = \frac{KGb}{\tau} \tag{47}$$

$$d_s = a + b\log Z$$

$$\sigma_s = a + bD_s^p$$

$$\sigma_s = a^1 + b^1 d_s^{-q} \tag{48}$$

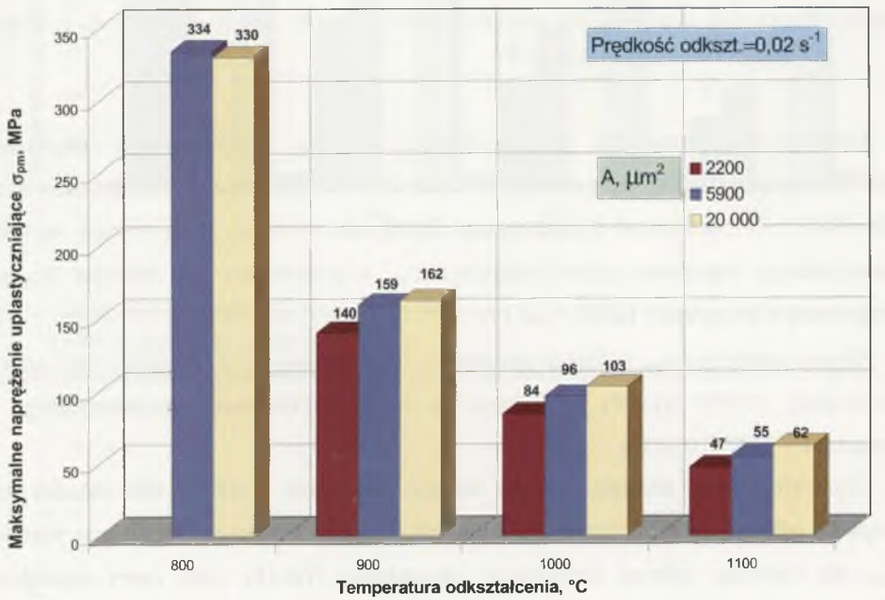
⇒ pomiędzy zmianami wartości naprężenia uplastyczniającego płynięcia w stanie ustalonym σ_{ps} i średnią gęstością dyslokacji ρ_s.

Zweryfikowane równania stanowiły element algorytmu do modelowania mikrostruktury materiałów trudno odkształcalnych w procesach odkształcenia na gorąco.

6. WYNIKI BADAŃ

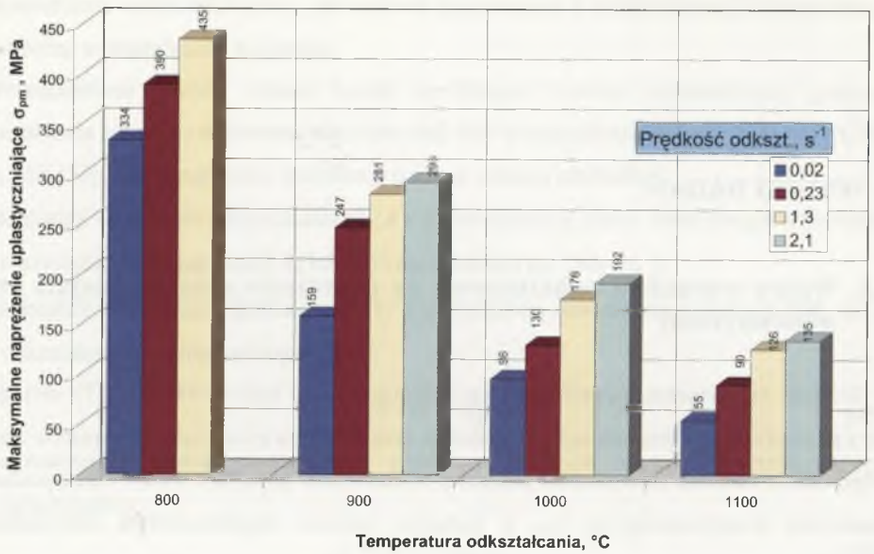
6.1. Wpływ warunków odkształcania na naprężenie uplastyczniające stali austenitycznej

Wartość maksymalna naprężenia uplastyczniającego σ_{pm} stali Cr-Mn (rys.17) zmniejsza się z podwyższaniem temperatury odkształcania oraz zwiększa ze wzrostem rozmiarów ziarna przed odkształcaniem. Zwiększenie prędkości odkształcania powoduje wzrost maksymalnego naprężenia uplastyczniającego σ_{pm} w badanym zakresie temperaturowym odkształcania (rys.18).



Rys.17. Wpływ temperatury odkształcania i powierzchni ziarna wyjściowego A na maksymalną wartość naprężenia uplastyczniającego σ_{pm} stali Cr-Mn

Fig.17. Influence of temperature deformation and grain size on the maximum value of yield stress σ_{pm} of Cr-Mn steel



Rys.18. Wpływ temperatury i prędkości odkształcania $\dot{\varepsilon}$ na wartość naprężenia uplastyczniającego σ_{pm} stali Cr-Mn po przesycaniu z temperatury 1200°C

Fig.18. Influence of the temperature and speed of deformation $\dot{\varepsilon}$ on the value of yield stress σ_{pm} in Cr-Mn steel after solution treatment from 1200°C

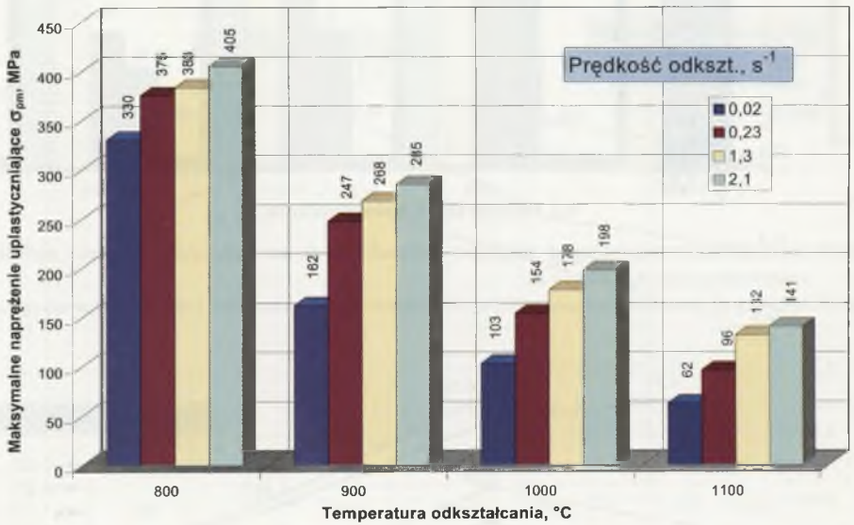
Temperatura odkształcania jest czynnikiem najsilniej zmniejszającym naprężenie uplastyczniające. Zmiany te są szczególnie duże dla odkształcania w zakresie temperatury 800÷900°C. Po przesycaniu z temperatury 1250°C obserwowano małą różnicę wartości maksymalnego naprężenia uplastyczniającego σ_{pm} w porównaniu do wartości σ_{pm} po przesycaniu z temperatury 1200°C (rys.19).

Zmiany naprężenia σ_{pm} w funkcji parametrów odkształcania (T, $\dot{\varepsilon}$) po przesycaniu stali z temperatury 1250°C (rys.20) są podobne do opisanych dla materiału przesycanego z temperatury 1200°C (rys.19).

Czynnikiem silnie oddziałującym na wartość umocnienia w trakcie odkształcania jest prędkość odkształcania $\dot{\varepsilon}$. Wzrost prędkości odkształcania powoduje zwiększenie wartości σ_{pm} dla badanego zakresu temperatury odkształcania (rys.18), przy czym największy względny przyrost σ_{pm} występuje w temperaturze 1100°C. Przy zwiększeniu prędkości odkształcania z 0,02 s^{-1} do 0,23 s^{-1} względny przyrost σ_{pm} wynosi ok. 64%. Przy odkształcaniu w temperaturze 800, 900 i 1000°C przyrost ten wynosi odpowiednio 17, 47 i ok. 35%.

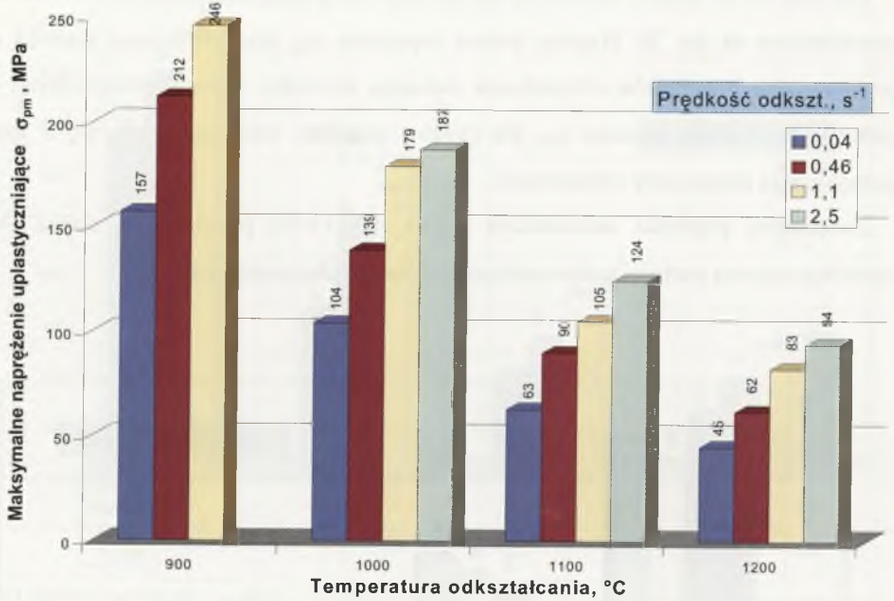
Dla stali Cr-Ni wpływ warunków odkształcania na zmiany maksymalnej wartości σ_{pm} przedstawiono na rys. 20. Przebieg zmiany naprężenia σ_{pm} oraz uzyskiwane wartości dla porównywalnych warunków odkształcania wykazują niewielkie różnice z otrzymanymi dla stali Cr-Mn. Różnice wartości σ_{pm} dla obydwu gatunków stali zmniejszają się w miarę podwyższania temperatury odkształcania.

Zwiększenie prędkości odkształcania próbek stali Cr-Ni, podobnie jak stali Cr-Mn, wywołuje przyrost wartości maksymalnego naprężenia uplastyczniającego σ_{pm}.



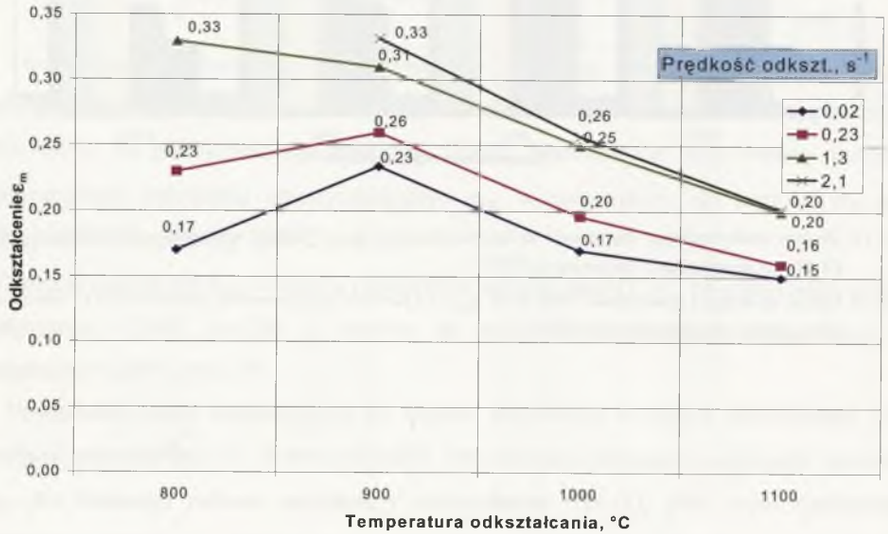
Rys.19. Zmiany maksymalnego naprężenia uplastyczniającego σ_{pm} w funkcji warunków odkształcania stali Cr-Mn po przesycaniu z temperatury 1250°C

Fig.19. Course of changes of maximum yield stress σ_{pm} as a function of deformation parameters in Cr-Mn steel after solution treatment from 1250°C



Rys.20. Oddziaływanie temperatury i prędkości odkształcania $\dot{\varepsilon}$ na maksymalną wartość naprężenia uplastyczniającego σ_{pm} stali Cr-Ni

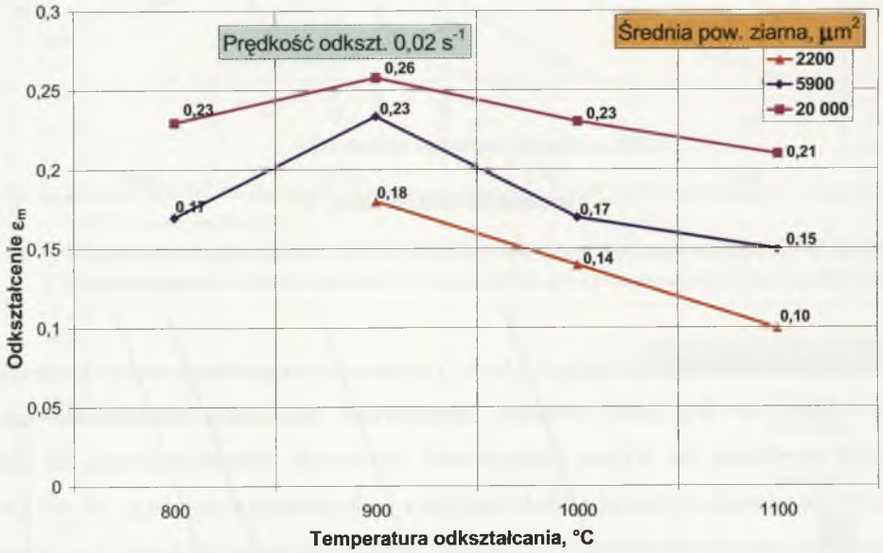
Fig.20. Influence of the temperature and speed of deformation $\dot{\varepsilon}$ on the maximum value of yield stress σ_{pm} of Cr-Ni steel



Rys.21. Wpływ temperatury i prędkości odkształcania $\dot{\varepsilon}$ na zmiany odkształcenia do maksimum naprężenia uplastyczniającego ε_m stali Cr-Mn

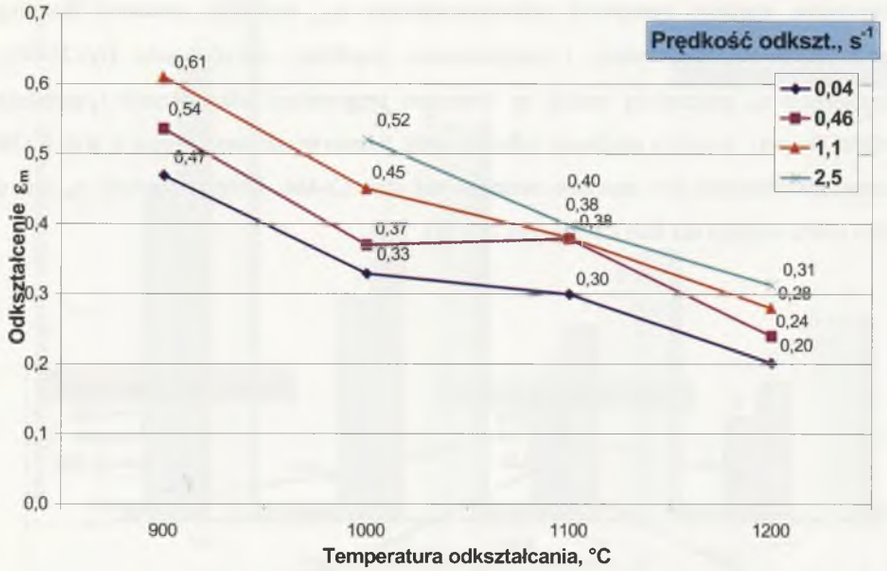
Fig.21. Influence of the temperature and speed of deformation $\dot{\varepsilon}$ on changes of deformation up to maximum yield stress ε_m in Cr-Mn steel

Dla badanych gatunków stali austenitycznej zmiany wartości odkształcenia ε_m dla maksymalnej wartości naprężenia uplastyczniającego σ_{pm} wykazują podobny przebieg z podwyższeniem temperatury i zwiększeniem prędkości odkształcania (rys.21÷23). Odkształcenie ε_m najczęściej maleje ze wzrostem temperatury odkształcania i wyraźnie zwiększa się przy wzroście prędkości odkształcania. Intensywność umocnienia w stali Cr-Ni podczas odkształcania jest znacznie mniejsza niż stali Cr-Mn. Dlatego wartość ε_m jest o 100%÷150% większa niż stali Cr-Mn (rys.21 i 23).



Rys.22. Wpływ temperatury skręcania i średniej powierzchni ziarna wyjściowego na odkształcenie ε_m stali Cr-Mn

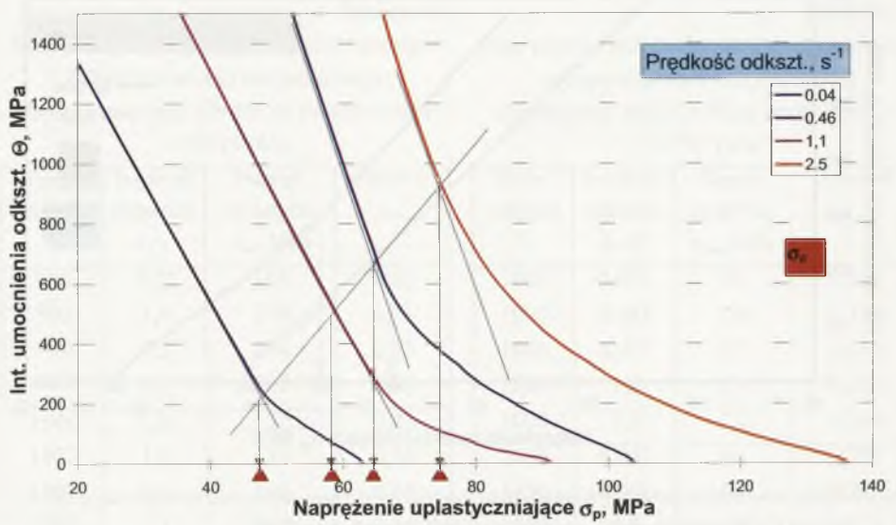
Fig.22. Influence of the temperature of solution treatment and initial grain size on ε_m deformation in Cr-Mn steel



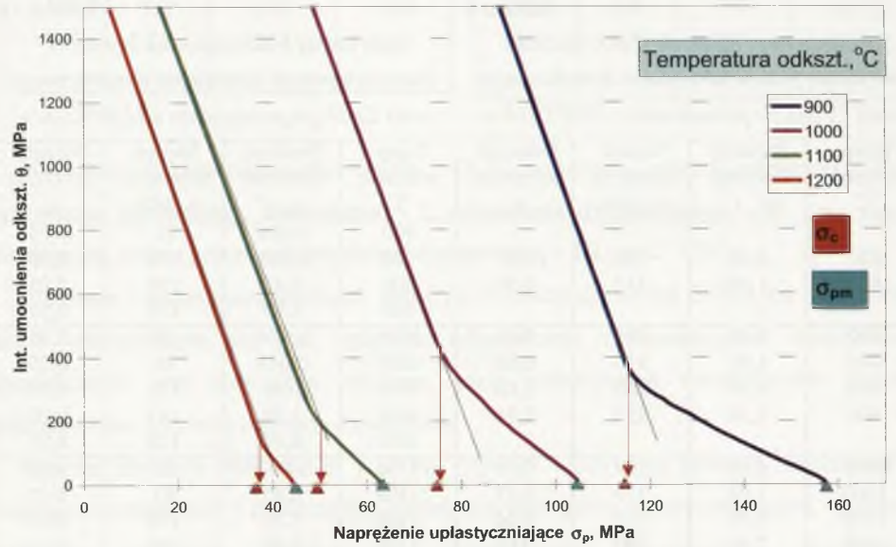
Rys.23. Wpływ parametrów skręcania na odkształcenie ε_m stali Cr-Ni po przesycaniu z temperatury 1150°C
Fig.23. Influence of torsion parameters on ε_m deformation Cr-Ni steel after solution treatment from 1150°C

Naprężenie i odkształcenie krytyczne (σ_c i ε_c) wyznaczono na podstawie analizy krzywych **$\ln\Theta = f(\ln\sigma)$** i **$\Theta = f(\sigma)$,** gdzie: **$\Theta = d\sigma/d\varepsilon$ - intensywność umocnienia odkształceniowego**. Styczna przyłożona do krzywej intensywności umocnienia odkształceniowego Θ stali (rys.24÷26) pozwala wyznaczyć wartość naprężenia i odkształcenia krytycznego. W stali Cr-Ni początek procesów zdrowienia i rekrystalizacji dynamicznej austenitu (σ_c) jest precyzyjnie określony przez wyraźną zmianę kąta nachylenia stycznych do krzywych intensywności umocnienia (rys.24 i 25). Miejsce na osi odciętych, przy którym Θ osiąga wartość 0, wyznacza maksymalne naprężenie uplastyczniające σ_{pm} (rys.25). Na rysunku 26 przedstawiono wpływ wyjściowej powierzchni ziarna austenitu na wartości naprężenia krytycznego stali Cr-Mn. Przy stałych pozostałych parametrach odkształcania ze wzrostem rozmiarów ziarna austenitu zwiększają się wartości charakterystycznych naprężeń krytycznych σ_c oraz σ_{pm}.

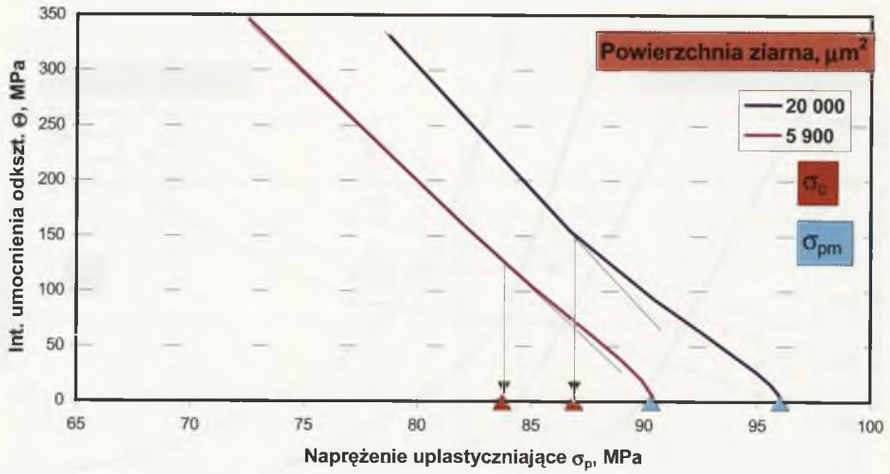
W tablicach 9 ÷ 12 zestawiono wartości naprężeń i odkształceń krytycznych inicjujących proces zdrowienia i rekrystalizacji dynamicznej stali Cr-Mn i Cr-Ni.



Rys.24. Zależność $\theta = f(\sigma)$ dla stali Cr-Ni przesyconej z temperatury 1150°C/1h/w i skręcanej w temperaturze 1100°C z różną prędkością
Fig.24. Diagram of the dependence $\theta = f(\sigma)$ for Cr-Ni steel undergoing torsion at a temperature of 1100°C at various speed



Rys. 25. Zależność $\theta = f(\sigma)$ dla stali Cr-Ni po przesycaniu w temperaturze 1150°C/1h/w i skręcanej w zakresie temperatury 900÷1200°C z prędkością odkształcenia $\dot{\varepsilon} = 0{,}04s^{-1}$
Fig.25. Diagram of the dependence $\theta = f(\sigma)$ for Cr-Ni steel undergoing torsion in the range of temperatures of 900÷1200°C at deformation speed $\dot{\varepsilon} = 0{,}04s^{-1}$



Rys.26. Wpływ powierzchni ziarna wyjściowego A na wartości krytycznego naprężenia uplastyczniającego σ_c i σ_{pm} stali Cr-Mn odkształcanej w temperaturze 1100°C z prędkością 0,23 s^{-1}

Fig.26. Influence of the initial grain size A on the values of critical yield stress σ_c and σ_{pm} for Cr-Mn steel undergoing deformation at a temperature of 1100°C and speed of 0,23 s^{-1}

Tablica 9

Naprężenie i odkształcenie krytyczne, inicjujące proces zdrowienia dynamicznego stali Cr-Mn po przesycaniu z 1200°C/1h/w

Temp. odkształ. °C	Prędkość Odkształ. $\dot{\varepsilon}$, s^{-1}	Napręż. uplastycz. σ_c, MPa	Odkształ. krytyczne ε_c
800	0,24	345	0,07
800	1,00	410	0,06
900	0,02	155	0,04
900	1,00	235	0,04
900	1,30	260	0,06
900	2,30	255	0,04
1000	0,23	122	0,06
1000	1,00	170	0,12
1000	1,30	155	0,04
1000	2,30	190	0,06
1100	0,02	50	0,04
1100	0,23	80	0,04
1100	1,00	107	0,04
1100	1,30	155	0,04
1100	2,30	130	0,04

Tablica 10

Naprężenie i odkształcenie krytyczne, inicjujące proces zdrowienia dynamicznego stali Cr-Ni po przesycaniu z 1150°C/1h/w

Temp. odkształ. °C	Prędkość Odkształ. $\dot{\varepsilon}$, s^{-1}	Napręż. uplastycz. σ_c, MPa	Odkształ. krytyczne ε_c
900	0,004	91	0,05
900	0,043	116	0,05
900	0,45	150	0,05
900	1,50	175	0,01
1000	0,004	60	0,05
1000	0,043	85	0,05
1000	0,45	121	0,10
1000	1,50	143	0,08
1000	2,50	128	0,05
1100	0,043	60	0,08
1100	0,45	83	0,05
1100	1,50	100	0,05
1100	2,50	100	0,05
1200	0,45	58	0,08
1200	1,50	70	0,05
1200	2,00	70	0,05
1200	2,50	65	0,05

Tablica 11

Naprężenie i odkształcenie uplastyczniające inicjujące proces rekrystalizacji dynamicznej stali Cr-Mn po przesycaniu z 1200°C/1h/w

Temp. odkształ. °C	Prędkość Odkształ. $\dot{\varepsilon}$, s^{-1}	Napręż. uplastycz. σ_{pm}, MPa	Odkształ. ε_m
900	0,02	165	0,20
900	1,0	279	0,23
900	1,3	274	0,23
900	2,3	289	0,26
1000	0,23	132	0,23
1000	1,0	174	0,24
1000	1,3	190	0,24
1000	2,3	212	0,25
1100	0,02	55	0,16
1100	0,23	88	0,17
1100	1,0	134	0,18
1100	1,3	138	0,20
1100	2,3	154	0,21

Tablica 12

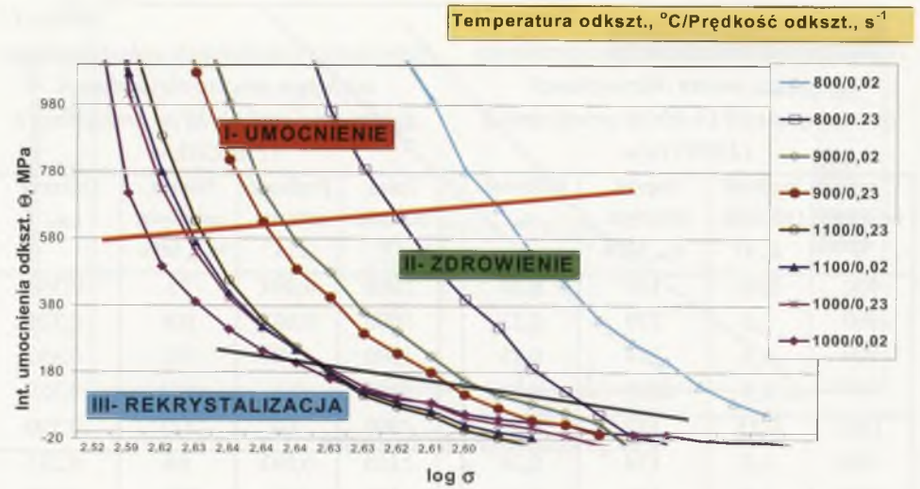
Naprężenie i odkształcenie uplastyczniające inicjujące proces rekrystalizacji dynamicznej stali Cr-Ni po przesycaniu z 1150°C/1h/w

Temp. odkształ °C	Prędkość odkształ. $\dot{\varepsilon}$, s^{-1}	Napręż. uplastycz. σ_{pm}, MPa	Odkształ. ε_m
1000	0,004	75	0,300
1000	0,043	106	0,325
1000	0,45	181	0,450
1000	1,5	174	0,350
1000	2,0	172	0,300
1100	0,043	66	0,275
1100	0,45	99	0,275
1100	1,5	135	0,375
1100	2,5	136	0,425
1200	0,45	64	0,225
1200	1,5	97	0,300
1200	2,0	90	0,275
1200	2,5	97	0,350

Na krzywych umocnienia stali Cr-Mn i Cr-Ni zaznaczono zakresy naprężenia, gdzie przeważają mechanizmy: **umocnienia – I**; **zdrowienia dynamicznego – II**; oraz zapoczątkowany zostaje proces **rekrystalizacji dynamicznej – III** (rys.27 i 28).

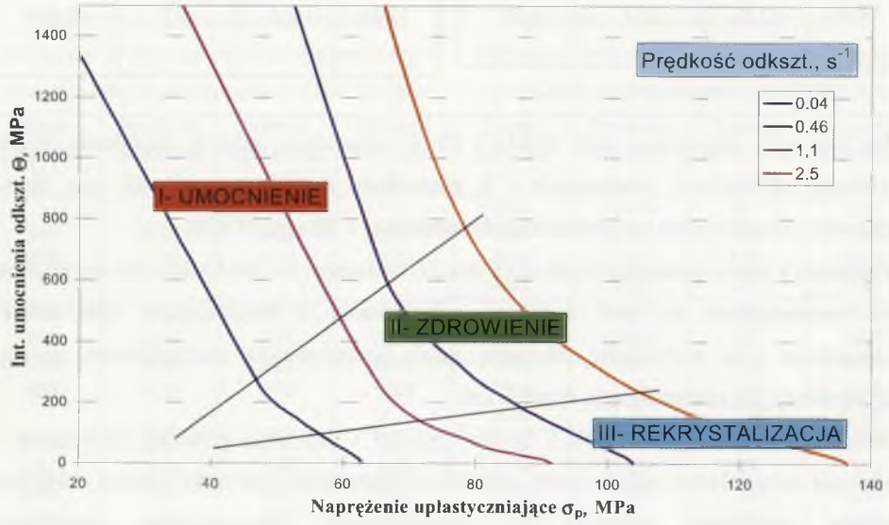
Położenie i zakres poszczególnych stref (rys.27) wskazuje, że stal Cr-Mn jest materiałem silnie umacniającym się pod wpływem odkształcania z dominującym zdrowieniem dynamicznym oraz niewielkim zakresem, gdzie podstawowym mechanizmem zmiany mikrostruktury jest rekrystalizacja dynamiczna.

Krzywe płynięcia stali Cr-Ni i Cr-Mn (rys. 29 i 30) mają przebieg umocnienia i mięknięcia materiałów z pojedynczym maksimum naprężenia uplastyczniającego. Ustalone płynięcie plastyczne świadczy o zrównoważeniu intensywności umocnienia odkształceniowego i intensywności zmian strukturalnych spowodowanych usuwaniem skutków odkształcenia (rys.1- krzywa 2).



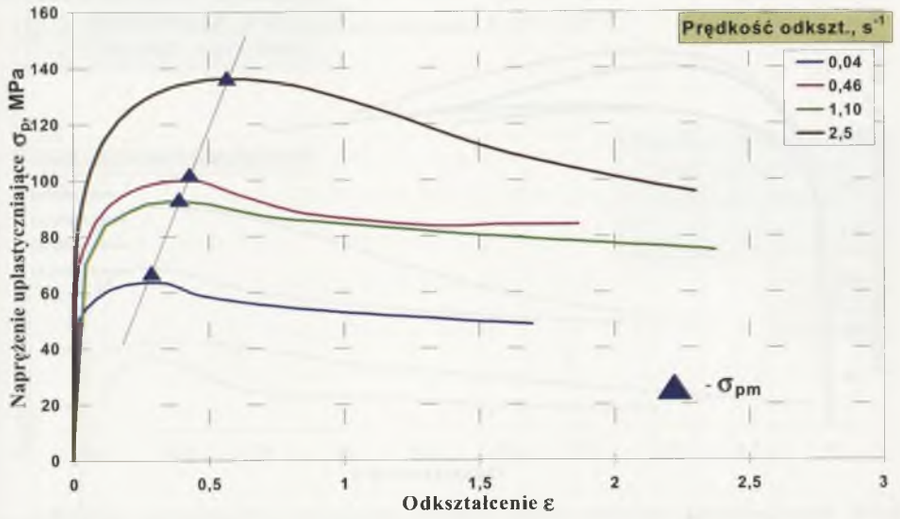
Rys.27. Obszary umocnienia, zdrowienia i rekrystalizacji dynamicznej stali Cr-Mn przesyconej z temperatury 1200°C/1h/w i odkształcanej plastycznie na gorąco w temperaturze 800, 900,1000 i 1100°C z prędkością 0,02 i 0,23 s^{-1}

Fig.27. Strengthening, recovery and dynamic recrystallization areas Cr-Mn steel undergoing solution treatment from 1200°C/1h/w and hot plastic deformation at a temperature 800, 900, 1000 and 1100°C and speed of 0,02 and 0,23 s^{-1}



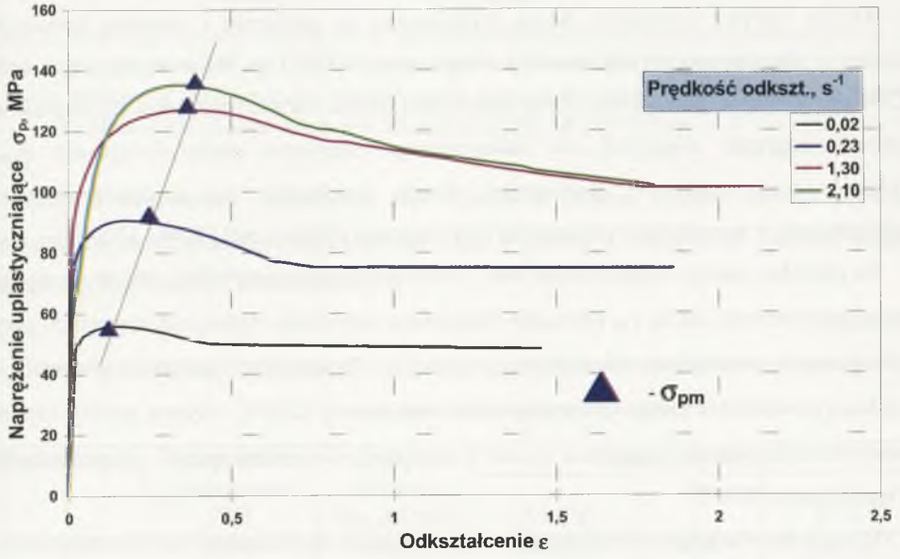
Rys.28. Obszary umocnienia, zdrowienia i rekrystalizacji dynamicznej stali Cr-Ni przesyconej z temperatury 1150°C/1h/w i odkształcanej plastycznie na gorąco w temperaturze 1100°C z różną prędkością odkształcania

Fig.28. Strengthening, recovery and dynamic recrystallization areas Cr-Ni steel undergoing solution treatment from 1150°C/1h/w and hot plastic deformation at 1100°C with different speed deformation



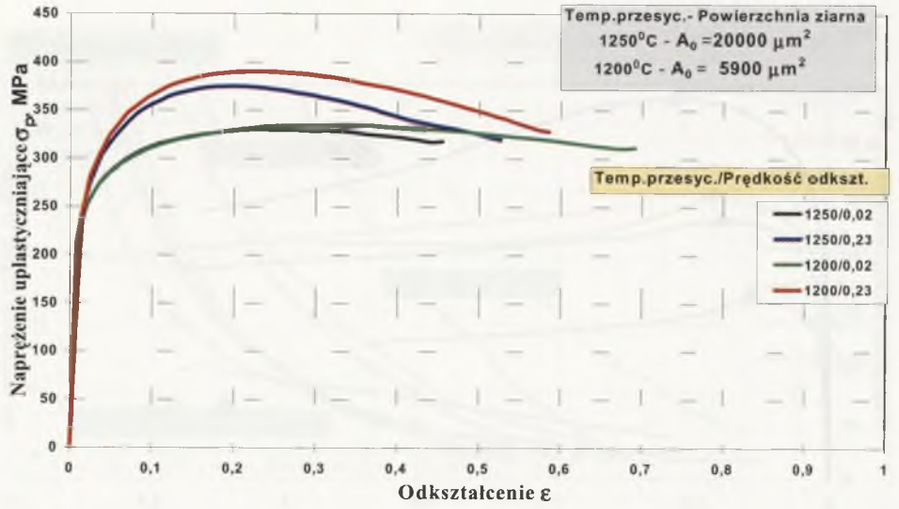
Rys.29. Wpływ prędkości odkształcania w temperaturze 1000°C stali Cr-Ni po przesyconej z 1150°C/1h/w na kształt i położenie krzywych płynięcia

Fig.29. Influence of the deformation speed at a temperature of 1000°C in Cr-Ni steel undergoing solution treatment from 1150°C/1h/w on the shape and location of flow curves



Rys.30. Wpływ prędkości odkształcania w temperaturze 1100°C stali Cr-Mn przesyconej z 1200°C/1h/w na kształt i położenie krzywych płynięcia

Fig.30. Influence of the deformation speed of Cr-Mn steel at a temperature of 1100°C after solution treatment at a temperature 1200°C/1h/w on the shape and location of flow curves



Rys.31. Wpływ wyjściowych rozmiarów ziarna i prędkości odkształcania na charakterystyki odkształcania w temperaturze 800°C stali Cr-Mn po przesycaniu z 1200 i 1250°C/1h/w

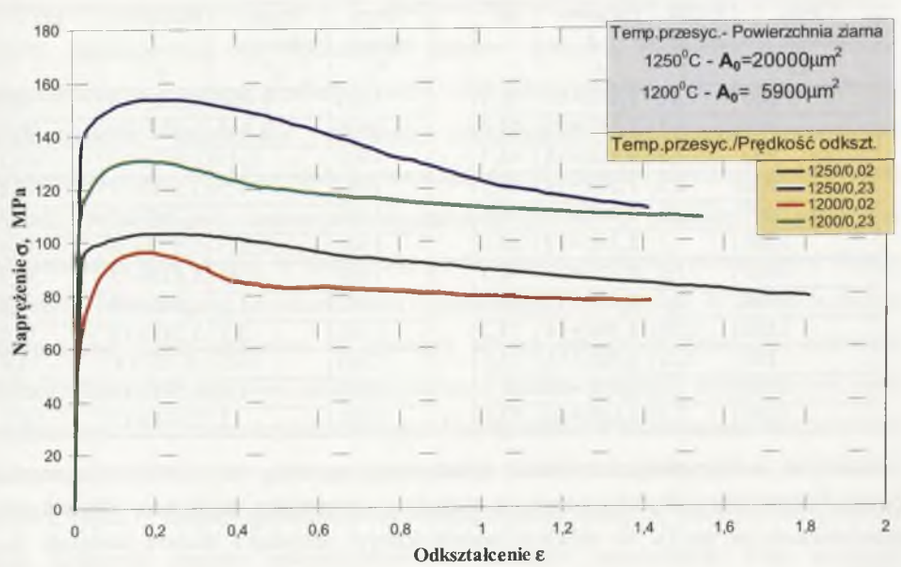
Fig.31. Influence of initial grain size and deformation speed on the characteristics of deformation at temperature 800°C Cr-Mn steel after solution treatment at a temperature 1200 and 1250°C/1h/w

Analiza wpływu rozmiarów ziarna wyjściowego na położenie i przebieg krzywych płynięcia plastycznego przy skręcaniu w temperaturze 800°C (rys.31) wskazuje, że w stali Cr-Mn ze wzrostem powierzchni ziarna nieznacznie maleje wartość naprężenia szczególnie w zakresie naprężeń większych od maksymalnego naprężenia uplastyczniającego σ_{pm}. Oddziaływanie wyjściowej powierzchni ziarna uwidacznia się wyraźnie podczas odkształcania w temperaturze intensywnej rekrystalizacji dynamicznej (1000 i 1100°C).

Na przykład podczas odkształcania stali Cr-Mn w temperaturze1000°C obserwuje się, że wzrost powierzchni ziarna A_0 powoduje zwiększenie naprężenia uplastyczniającego σ_p przy jednakowych wartościach odkształcania ε (rys.32). Zwiększenie naprężenia dla stali o większej powierzchni ziarna - po przesycaniu z temperatury 1250°C - wynosi ok. 10÷15% w porównaniu do wartości naprężenia σ_p stali o mniejszej powierzchni ziarna - po przesycaniu z temperatury 1200°C.

Energię aktywacji zdrowienia dynamicznego obliczono na podstawie danych zawartych w tablicy 9 i 10 z wykorzystaniem programu ENERGY 2.0 i wynosi ona odpowiednio **Q_{ZD}= 344,5 kJ/mol** stali Cr-Mn oraz **Q_{ZD}= 292,4 kJ /mol** stali Cr-Ni. Natomiast dane z tablic 11 i 12 były podstawą do określenia energii aktywacji procesu rekrystalizacji dynamicznej i dla

stali Cr-Mn - **Q_{RD} = 425,4 kJ/mol** dla temperatury skręcania 900÷1100°C oraz dla stali Cr-Ni - **Q_{RD} = 383,3 kJ /mol** dla temperatury skręcania 1000÷1200°C.



Rys.32. Wpływ wyjściowych rozmiarów ziarna i prędkości odkształcania na charakterystyki odkształcania w temperaturze 1000°C stali Cr-Mn po przesycaniu w temperaturze 1200 i 1250°C/1h/w

Fig.32. Influence of initial grain size and deformation speed on the characteristics at temperature 1000°C Cr-Mn steel after solution treatment at a temperature 1200 and 1250°C/1h/w

Zmiana temperatury przesycania stali Cr-Mn w istotny sposób zmienia wartości parametrów zależnych od energii aktywacji Q_{OG}. W tablicy 13 zestawiono wartości energii aktywacji Q_{OG} i stałych w równaniu (32).

Tablica 13

Energia aktywacji odkształcenia na gorąco Q_{OG} i stałe w równaniu 32 stali Cr-Mn przesycanej z różnej temperatury

Gatunek stali	Temperatura przesycania [°C]	Energia aktywacji Q_{OG} [kJ/mol]	Stałe w równaniu 32		
			α [1/MPa]	n	A [1/s]
Cr-Mn	1150	369,3	0,00817	4,35	$1,04\times10^{14}$
	1200	425,4	0,00663	5,19	$3,64\times10^{16}$
	1250	472,2	0,00579	5,66	$7,56\times10^{16}$

Wartości parametru Zenera-Hollomona Z w zależności od temperatury i prędkości odkształcania stali Cr-Mn przedstawiono w tablicy 14, natomiast stali Cr-Ni w tablicy 15.

Tablica 14

Wartości parametru Z w funkcji temperatury i prędkości odkształcania stali Cr-Mn

Temp. odkszt., °C	Prędk. odkszt. $\dot{\varepsilon}$, s^{-1}	Parametr Z s^{-1}	lnZ
900	0,02	1,45E+17	39,5
900	1	7,24E+18	43,4
900	1,3	9,41E+18	43,7
900	2,3	1,66E+19	44,3
1000	0,23	5,49E+16	38,5
1000	1	2,39E+17	40,0
1000	1,3	3,10E+17	40,3
1000	2,3	5,49E+17	40,8
1100	0,02	2,59E+14	33,2
1100	0,23	2,98E+15	35,6
1100	1	1,29E+16	37,1
1100	1,3	1,68E+16	37,4

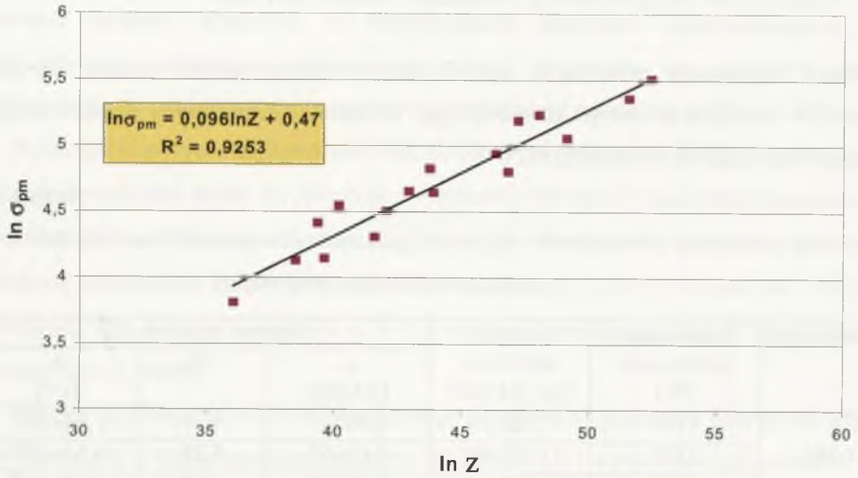
Tablica 15

Wartości parametru Z w funkcji temperatury i prędkości odkształcania stali Cr-Ni

Temp. odkszt., °C	Prędk. odkszt. $\dot{\varepsilon}$, s^{-1}	Parametr Z s^{-1}	lnZ
1000	0,004	9,55E+14	34,5
1000	0,043	1,03E+16	36,9
1000	0,45	1,07E+17	39,2
1000	1,5	3,58E+17	40,4
1000	2	4,78E+17	40,7
1100	0,043	5,57E+14	33,9
1100	0,45	5,83E+15	36,3
1100	1,5	1,94E+16	37,5
1100	2,5	3,24E+16	38,0
1200	0,45	4,7E+14	33,8
1200	1,5	1,57E+15	35,0
1200	2	2,09E+15	35,3

Zależność maksymalnego naprężenia uplastyczniającego σ_{pm} stali Cr-Ni od parametru Zenera-Hollomona, czyli skorygowaną ze względu na temperaturę prędkością odkształcania przedstawiono na rys.33. W układzie logarytmicznym otrzymana liniowa zależność ma postać:

$$\ln \sigma_{pm} = 0{,}096 \ln Z + 0{,}47 \qquad (49)$$



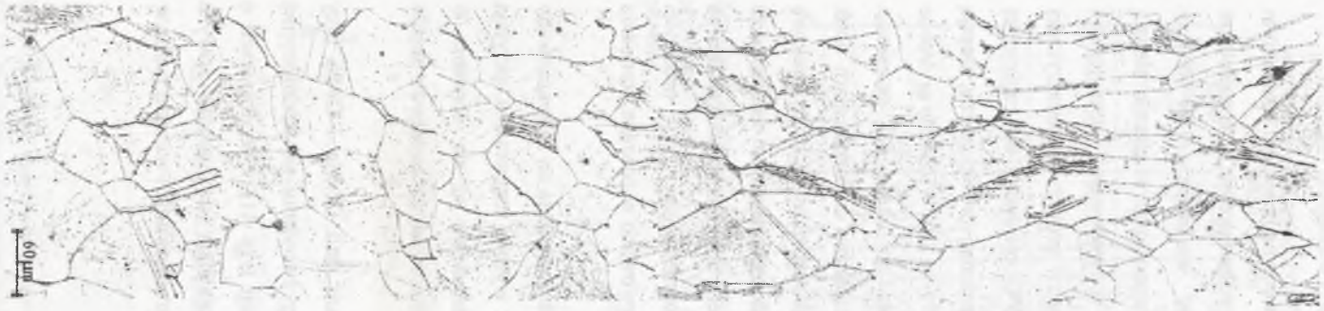
Rys.33. Zależność maksymalnego naprężenia uplastyczniającego od parametru Zenera-Hollomona stali Cr-Ni
Fig.33. Dependence of maximum yield stress on the Zener-Hollomon parameter for Cr-Ni steel

6.2. Odbudowa mikrostruktury podczas i po odkształceniu na gorąco

Zmiany zachodzące w mikrostrukturze stali Cr-Mn obserwowano na przekroju wzdłużnym próbek plastometrycznych (rys.34÷37). Mikrostruktura stali po odkształceniu w temperaturze 800°C charakteryzuje się wydłużonym ziarnem austenitu wzrastającym w trakcie odkształcania ze wzrostem prędkości (rys.34 i 35). Ziarna równoosiowe w rdzeniu ulegają zniekształceniu. Zwiększenie prędkości odkształcania spowodowało zmniejszenie powierzchni ziarn w płaszczyźnie prostopadłej do osi symetrii próbki plastometrycznej (rys.40). Podwyższenie temperatury odkształcania do 1000°C prowadzi do częściowej rekrystalizacji stali Cr-Mn. W strefie przy powierzchni zewnętrznej próbki ziarna ulegają całkowitej rekrystalizacji po odkształcaniu z prędkością 0,23 s^{-1} (rys.36). Widoczne są drobne równoosiowe ziarna austenitu. W obszarze od osi próbki do około 0,5 promienia mikrostruktura jest częściowo zrekrystalizowana - złożona z bardzo drobnych ziarn obok wydłużonych ziarn niezrekrystalizowanych. Niejednorodną drobnoziarnistą mikrostrukturę austenitu stwierdzono na przekroju poprzecznym próbek odkształcanych w temperaturze 1100°C (rys.37). Stopień ujednorodnienia rozmiarów ziarn zależy od prędkości odkształcania oraz położenia obszaru mikrostruktury na przekroju poprzecznym. Przy prędkości odkształcania 0,23 s^{-1} ziarna o najmniejszych rozmiarach obserwowano w połowie promienia próbki.

Grupowanie się dyslokacji w strukturę poligonalną (rys. 38b) wskazuje na zaawansowany proces zdrowienia dynamicznego. Działające naprężenie oraz wysoka temperatura sprzyjają powstawaniu układów poligonalnych. W próbkach odkształcanych aż do zerwania w temperaturze 800°C występowały ponadto wąskie bliźniaki odkształcenia i szeregowe układy dyslokacji (rys.39).

Widoczne są wyraźne efekty wzrostu zdefektowania ziarn stali Cr-Mn i Cr-Ni przy wzroście prędkości odkształcania (rys.40) przy jednoczesnym tworzeniu się dyslokacyjnej struktury komórkowej i subziarn z małą gęstością dyslokacji (rys 41). W obszarach o znacznej gęstości defektów na styku granic subziarn pojawiają się zarodki nowych zrekrystalizowanych ziarn. Na rysunku 42 zestawiono obraz zarodkowania i wzrostu ziarna w



RDZEŃ **POWIERZCHNIA**

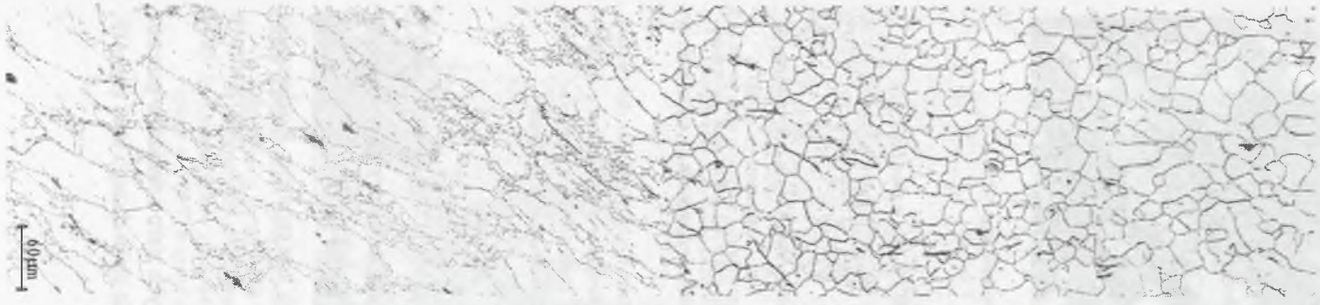
Rys.34. Mikrostruktura próbki plastometrycznej stali Cr-Mn przesyconej z 1200°C i odkształcanej w temperaturze 800°C z prędkością 0,02 s^{-1}

Fig.34. Mikrostructure of a plastometric specimen Cr-Mn steel undergoing solution treatment from 1200°C and torsion at a temperature of 800°C and a speed of 0,02 s^{-1}

RDZEŃ **POWIERZCHNIA**

Rys.35. Mikrostruktura próbki plastometrycznej stali Cr-Mn przesyconej z 1200°C i odkształcanej w temperaturze w temperaturze 800°C z prędkością 1,3 s^{-1}

Fig.35. Mikrostructure of a plastometric specimen Cr-Mn steel undergoing solution treatment from 1200°C and torsion at a temperature of 800°C and a speed of 1,3 s^{-1}



RDZEŃ **POWIERZCHNIA**

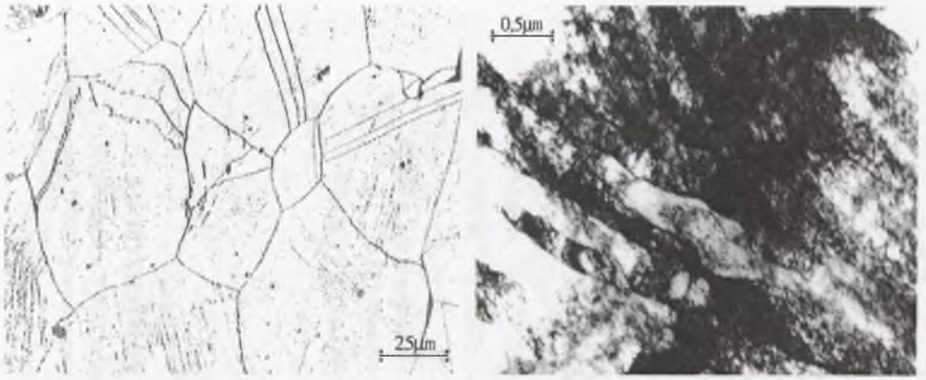
Rys.36. Mikrostruktura próbki plastometrycznej stali Cr-Mn przesyconej z 1200°C i odkształcanej w temperaturze w temperaturze 1000°C z prędkością 0,23 s^{-1}

Fig.36.Mikrostructure of a plastometric specimen Cr-Mn steel undergoing solution treatment from 1200°C and torsion at a temperature of 1000°C and a speed o f 0,23 s^{-1}

RDZEŃ **POWIERZCHNIA**

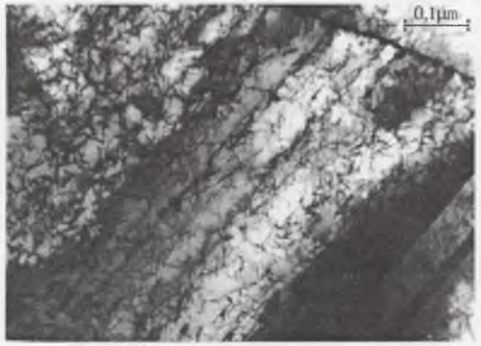
Rys.37. Mikrostruktura próbki plastometrycznej stali Cr-Mn przesyconej z 1200°C i odkształcanej w temperaturze w temperaturze 1100°C z prędkością 0,23 s^{-1}

Fig. 37. Mikrostructure of a plastometric specimen Cr-Mn steel undergoing solution treatment from 1200°C and torsion at a temperature of 1100°C and a speed o f 0,23 s^{-1}



Rys.38. Mikrostruktura stali Cr-Mn odkształcanej w temperaturze 800°C z prędkością $\dot{\varepsilon}$ =0,02 s^{-1}:
a) zdefektowanie wewnątrz ziarn austenitu;
b) bliźniaki odkształcenia o zróżnicowanej gęstości dyslokacji

Fig.38. Microstructure of Cr-Mn steel after deformation at a temperature of 800°C and a speed of 0,02 s^{-1}.
a) example of a defect inside austenite grain;
b) deformation twins of diversified dislocation density

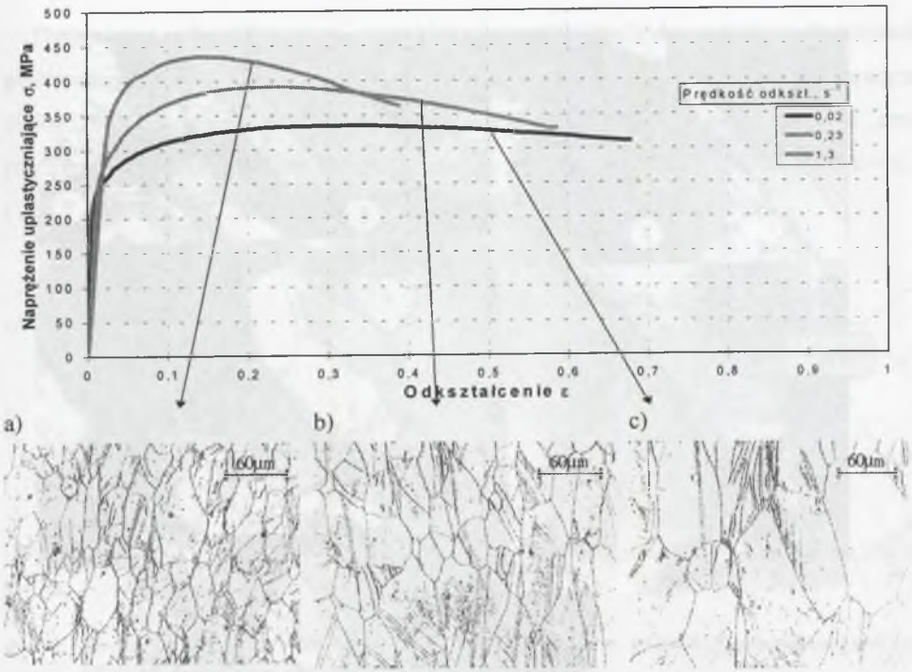


Rys.39. Mikrostruktura stali Cr-Mn odkształcanej do zerwania w temperaturze 800°C z prędkością $\dot{\varepsilon}$ =0,02s^{-1}. Bliźniaki odkształcenia i szeregowe układy dyslokacji w austenicie

Fig.39.Microstructure Cr-Mn steel after deformation process till rupture at 800°C and a speed of 0,02 s^{-1}. Deformation twins and series systems of dislocation in austenite

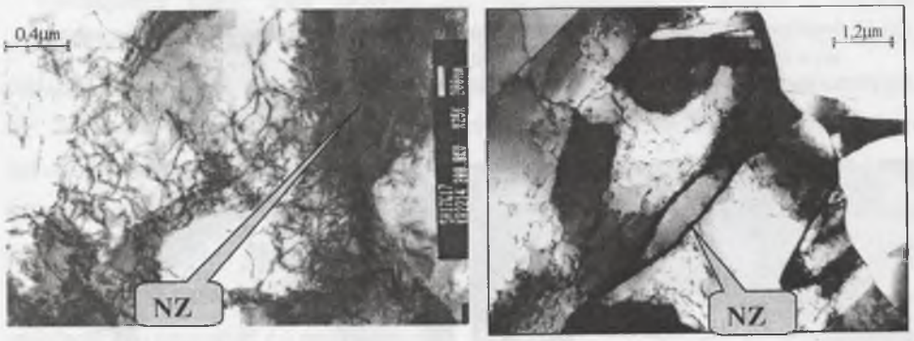
procesie rekrystalizacji dynamicznej stali Cr-Mn (EBU ok. 50 mJ/m^2 [154]) odkształcanej w temperaturze 900°C. Liczbami oznaczono kolejne subziarna, pomiędzy którymi wyznaczano wartość kąta dezorientacji. Rozrost zarodka nowego ziarna ③ odbywa się poprzez wspinanie dyslokacji w granicach sąsiednich subziarn ①, ②, ⑤, ⑥ i ich koalescencję. Koalescencja subziarn jest podstawowym mechanizmem zarodkowania ziarn przy rekrystalizacji dynamicznej w stali Cr-Mn.

W stali Cr-Ni (EBU ok. 20 mJ/m^2) [154] zarodkowanie nowych ziarn i rozrost w procesie rekrystalizacji dynamicznej odbywa się poprzez migrację granic ziarn dużego kąta (rys.41b, rys. 43), jak również w wyniku koalescencji subziarn.



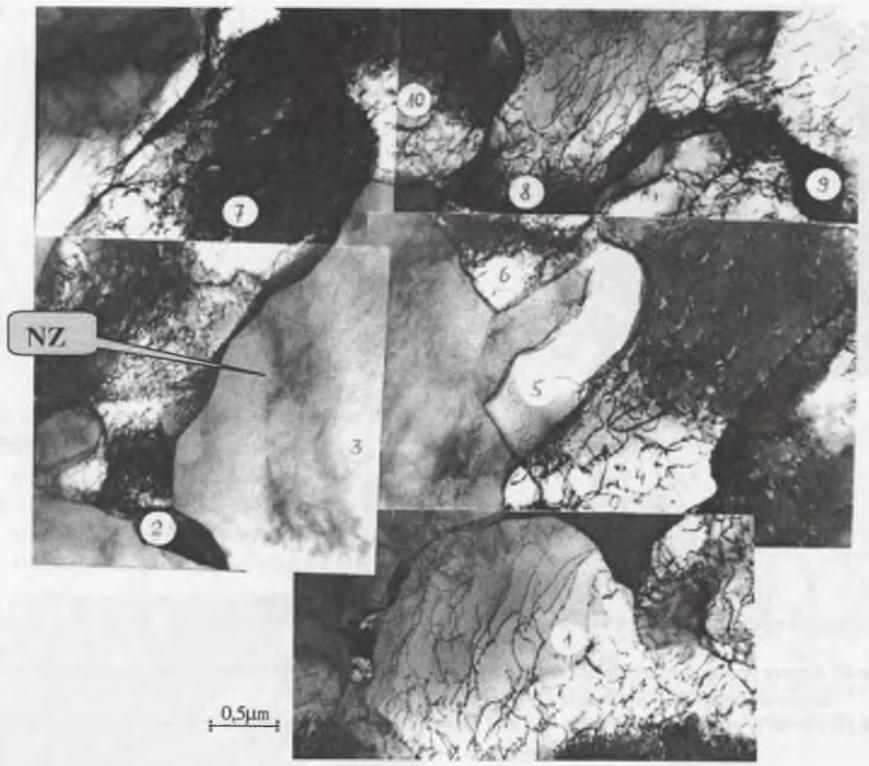
Rys.40. Krzywe płynięcia plastycznego stali Cr-Mn i zmiany mikrostruktury austenitu podczas odkształcania w temperaturze 800°C z prędkością $\dot{\varepsilon}$: a)1,3 s^{-1}, b)0,23 s^{-1}, c) 0,02 s^{-1}

Fig.40. Curves of plastic flow of Cr-Mn steel and changes in the austenite structure at deformation at 800°C.



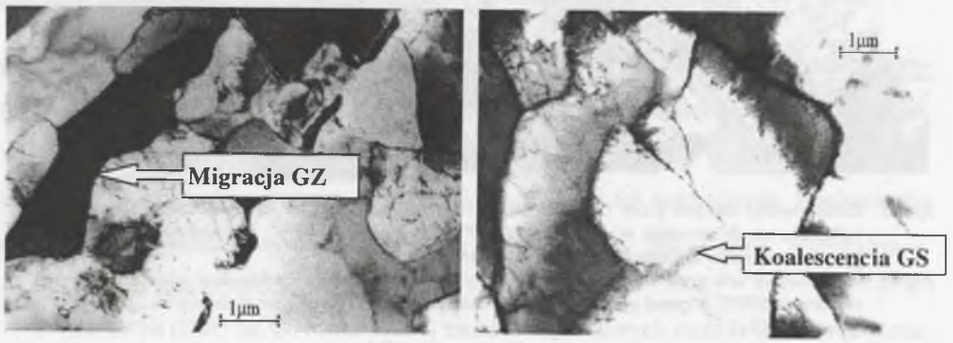
Rys.41. Zarodkowanie nowych ziarn (NZ)na granicy ziarn pierwotnych: a) mikrostruktura stali Cr-Mn po odkształceniu do zerwania w temperaturze 900°C z prędkością 0,02 s^{-1}; b) mikrostruktura stali Cr-Ni po odkształceniu w temperaturze 900°C z prędkością 0,46 s^{-1}

Fig.41. Nucleation of new grain on the grain boundary: a) microstructure Cr-Mn steel after deformation till rupture at 900°C a speed of 0,02 s^{-1} b) microstructure Cr-Ni steel after deformation at 900°C and a speed of 0,46 s^{-1}



Rys.42. Zarodkowanie i rozrost ziarna (NZ) w procesie rekrystalizacji dynamicznej stali Cr-Mn po odkształceniu w temperaturze 900°C z prędkością $\dot{\varepsilon}$ =0,02 s^{-1}

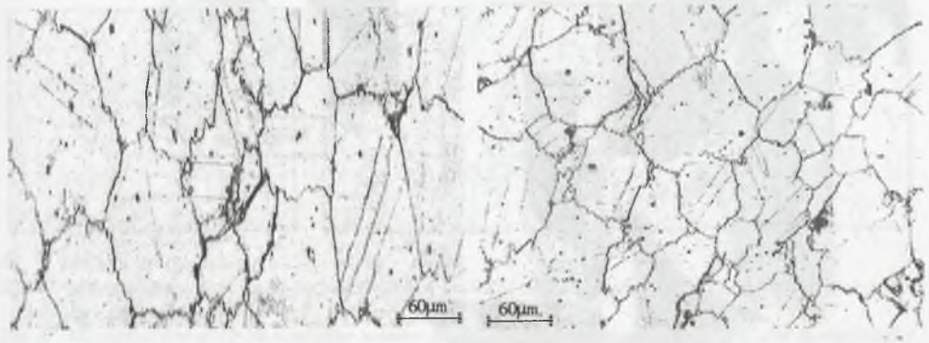
Fig.42.The nucleation and grain growth in dynamic recrystallization of Cr-Mn steel after deformation at a temperature 900°C a speed of 0,02 s^{-1}



Rys.43.Migracja granic ziarn (GZ) austenitu oraz koalescencja granic subziarn (GS) stali Cr-Ni w procesie rekrystalizacji dynamiczne po odkształceniu w temperaturze 900°C z prędkością $\dot{\varepsilon}$:a) 0,04 s^{-1}, b) 0,43 s^{-1}

Fig.43. Migration of grain boundaries (GZ) of austenite and coalescence of subgrain boundaries (GS) in Cr-Ni in dynamic recrystallization after deformation at a temperature 900°C a speed of: a) 0,04 s^{-1}, b) 0,43 s^{-1}

Dynamiczna rekrystalizacja w całej objętości próbki zachodzi podczas odkształcania plastycznego stali Cr-Mn w zakresie temperatury 1000÷1100 i stali Cr-Ni w temperaturze 1000÷1200°C. Granice ziarn są wydłużone i pofałdowane, tworząc charakterystyczne „zęby piły" (rys.44) już przy niewielkim odkształceniu stali Cr-Mn i Cr-Ni odpowiednio ε = 0,1 i 0,2.

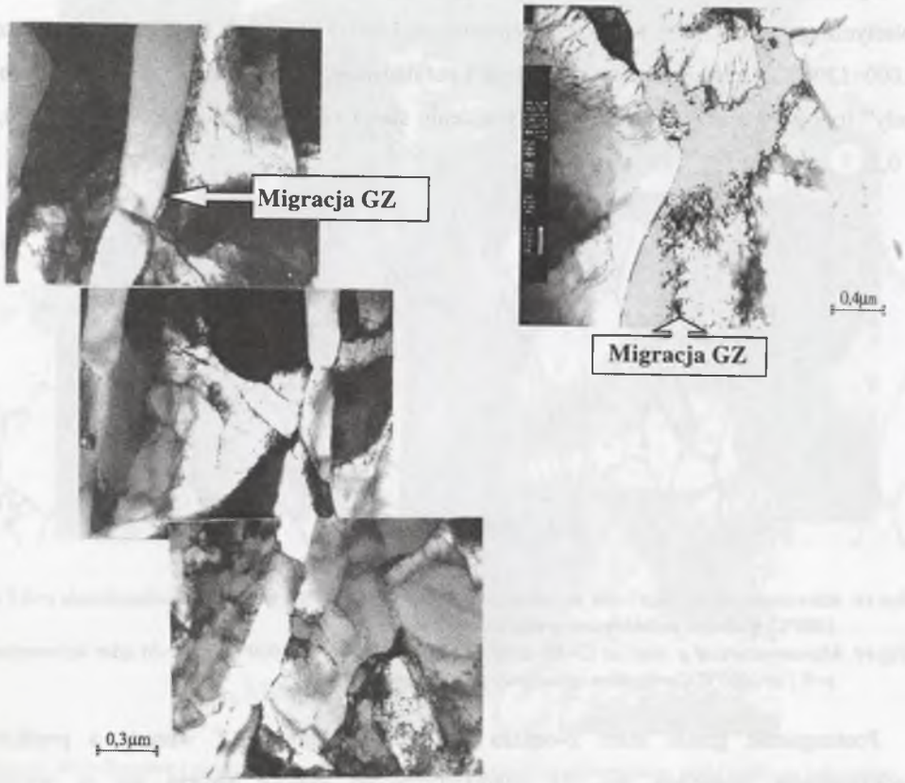


Rys.44. Mikrostruktura stali: a)Cr-Mn po odkształceniu ε=0,11 w 1000°C; b) Cr-Ni po odkształceniu ε=0,2 w 1000°C. Widoczne pofałdowanie granic ziarn austenitu

Fig.44. Microstructure of a steel: a) Cr-Mn after deformation ε=0,11 at 1000°C; b) Cr-Ni after deformation ε=0,2 at 1000°C.Corrugation of austenite grain boundaries

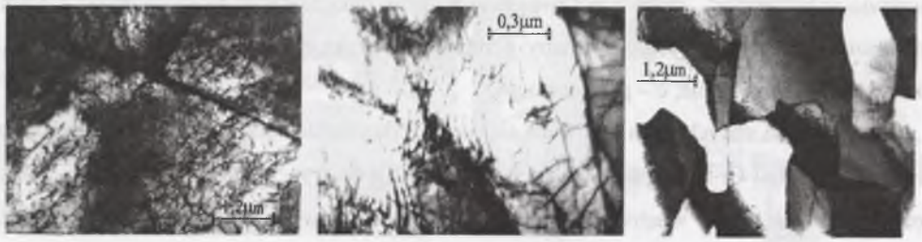
Postrzępienie granic ziarn zwiększa się, gdy temperatura T wzrasta a prędkość odkształcania zmniejsza się. Te charakterystyczne granice tworzą się w wyniku oddziaływania pomiędzy granicami ziarn i granicami subziarn, kiedy odkształcenie zwiększa się. Subziarna rozprzestrzeniają się z obszarów granic ziarn do środka ziarna. Granice subziarn zwiększają dezorientację i prowadzą do zarodkowania dynamicznie rekrystalizujących ziarn (rys.45). Taka poszarpana i postrzępiona granica ma kilka wystających "zębów", które ulegają ograniczonemu odkształceniu [93]. Wewnątrz ziarn obserwuje się charakterystyczne etapy przebudowy struktury dyslokacyjnej (rys.46): a - anihilacja; b – wspinanie; c – poligonizacja.

Na granicach starych ziarn pojawiają się nowe zrekrystalizowane ziarna po odkształceniu ε = 0,22 dla stali Cr-Mn (rys. 46) i ε = 0,4 dla stali Cr-Ni (rys. 47). Nowe ziarna od granic przemieszczają się do wnętrza zniekształconych ziarn pierwotnych, lecz trudno wyróżnić typowy front rekrystalizacji jaki najczęściej występuje podczas statycznej rekrystalizacji. Jest to koalescencja subziarn, a nie zarodkowanie i rozrost nowych zarodków.



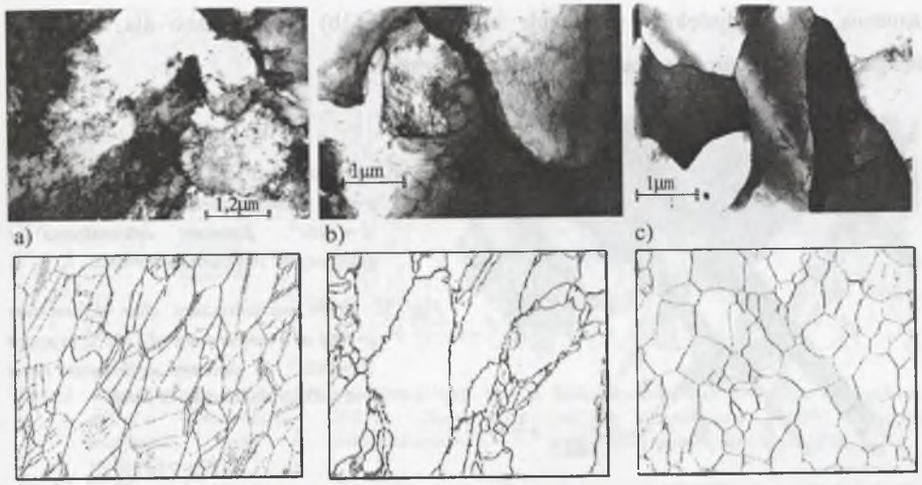
Rys.45. Mikrostruktura stali: a) Cr-Ni, $\dot{\varepsilon}$ =0,04 s^{-1}; b) Cr-Mn, $\dot{\varepsilon}$ =0,02 s^{-1}. Zarodkowanie nowych zrekrystalizowanych ziarn w trakcie odkształcania na gorąco w temperaturze 1000°C do odkształcenia ε_p

Fig.45. Microstructure of a steel: a) Cr-Ni, $\dot{\varepsilon}$ =0,04 s^{-1}; b)Cr-Mn, $\dot{\varepsilon}$ =0,02 s^{-1}. Nucleation of new recrystallized grain in course of hot deformation at a temperature 1000°C to ε_p



Rys.46. Mikrostruktura stali Cr-Mn po odkształceniu w 1000°C z prędkością $\dot{\varepsilon}$ =0,02 s^{-1}: a) ε_c=0,11; b) ε_p=0,22; c) ε_z =0,66.Przebudowa struktury dyslokacyjnej

Fig.46. Microstructure of a steel Cr-Mn after deformation at a temperature 1000°C a speed of $\dot{\varepsilon}$ =0,02 s^{-1}: a) ε_c=0,11; b) ε_p=0,22; c) ε_z =0,66



Rys.47. Mikrostruktura stali Cr-Ni po przesycaniu z 1150°C i odkształcaniu (1100°C/0,46s^{-1}): a) i d) ε = 0.2, b) i e) ε = 0.4, c) i f) ε = 1,2

Fig.47. Microstructure of Cr-Ni steel after solution treatment from temperatures of 1150°C and during torsion test (1100°C/0,46s^{-1}): a and d) ε = 0.2, b) and e) ε = 0.4, c) and f) ε =1,2

Rys.48. Mikrostruktura stali Cr-Mn po odkształceniu ε=0.57 w temperaturze 1100°C z prędkością $\dot{\varepsilon}$ =0,23 s^{-1}

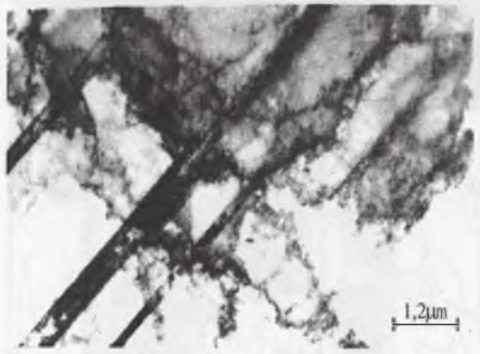
Fig.48. Microstructure of Cr-Mn steel after deformation ε=0.57 at temperature 1100°C at speed $\dot{\varepsilon}$ =0,23 s^{-1}

Rys.49. Mikrostruktura stali Cr-Ni po odkształceniu ε =0,7 w temperaturze 1100°C z prędkością $\dot{\varepsilon}$ =0,46 s^{-1}

Fig.49. Microstructure of Cr-Ni steel after deformation ε=0.7 at temperature 1100°C at speed $\dot{\varepsilon}$ =0,46 s^{-1}

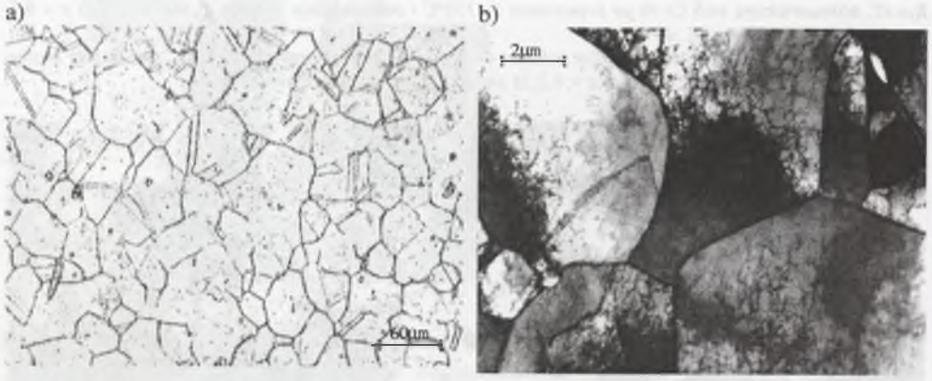
Dla dużych odkształceń ε=0,5÷0,7 obserwuje się ponowny wzrost zdefektowania wewnątrz ziarn wcześniej zrekrystalizowanych poprzez zwiększenie gęstości dyslokacji (rys.48÷49) oraz ich zniekształcenie; w efekcie tworzą się bliźniaki odkształcenia (rys.50). Wyraźne pofałdowania i migrację wtórnych granic ziarn zrekrystalizowanych (rys.51a) oraz

zmienną gęstość dyslokacji w obrębie subziarn (rys.51b) obserwowano dla najwyższej temperatury odkształcania stosowanej w eksperymencie.



Rys.50. Mikrostruktura stali Cr-Ni po odkształceniu ε=0,66 w temperaturze 1100°C z prędkością $\dot{\varepsilon}$ =0,46s^{-1}. Bliźniaki odkształcenia i dyslokacyjna struktura komórkowa

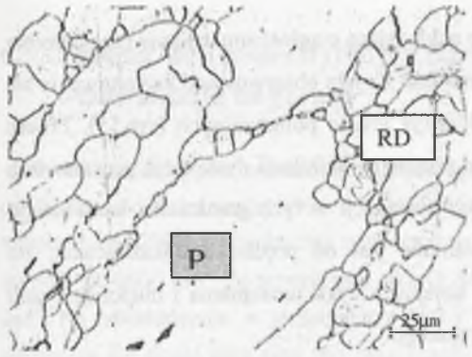
Fig. 50. Cr-Ni microstructure after deformation ε=0,66 at a temperature of 1100°C at speed $\dot{\varepsilon}$ =0,46s^{-1}. In austenite deformation twins and cellular dislocation structure



Rys.51.Mikrostruktura stali Cr-Ni po odkształceniu $\varepsilon = 1,2$ w temperaturze 1200°C z prędkością $\dot{\varepsilon}$ =0,04 s^{-1}: a) lokalne pofałdowanie granic ziarn; b) zmienna gęstość dyslokacji

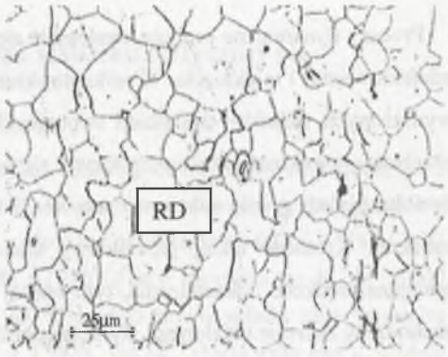
Fig.51. Cr-Ni steel microstructure after deformation $\varepsilon = 1,2$ at temperature 1200°C at speed $\dot{\varepsilon}$ = 0,04 s^{-1}: a) locally creased grain boundaries; b) different dislocations density

Zarodkowanie podczas rekrystalizacji dynamicznej obejmuje w początkowej fazie pierwotne granice ziarn odkształconych (rys.52). Wokół granicy ziarna odkształconego tworzą się wielokrotnie mniejsze ziarna zrekrystalizowane o regularnym kształcie.



Rys.52. Mikrostruktura stali Cr-Mn po odkształceniu ε=1,2 w temperaturze 1000°C. Ziarna pierwotne (P) i zrekrystalizowane dynamicznie (RD)

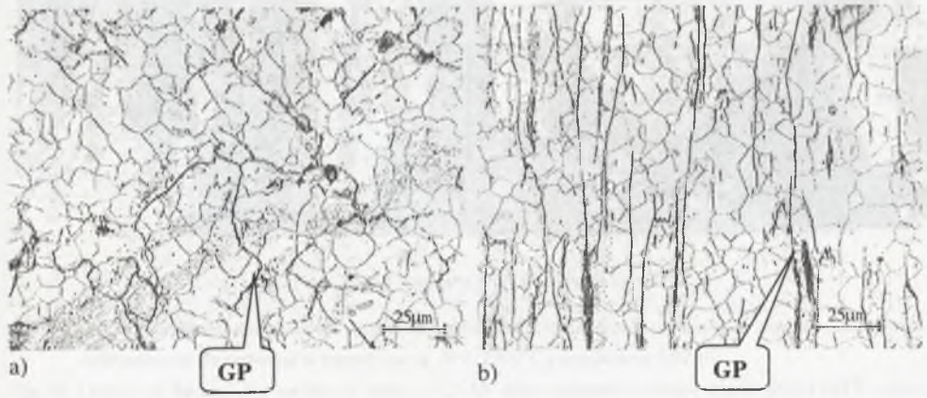
Fig.52. Cr-Mn steel microstructure after deformation $\varepsilon = 1,2$ at 1000°C. Primary grain (P) and dynamically recrystallized (RD)



Rys.53. Mikrostruktura stali Cr-Mn po odkształceniu ε=1,2 w temperaturze 1000°C. Struktura zrekrystalizowana dynamicznie (RD)

Fig.53. Cr-Mn steel microstructure after deformation $\varepsilon = 1,2$ at 1000°C. Dynamically recrystallized (RD) structure

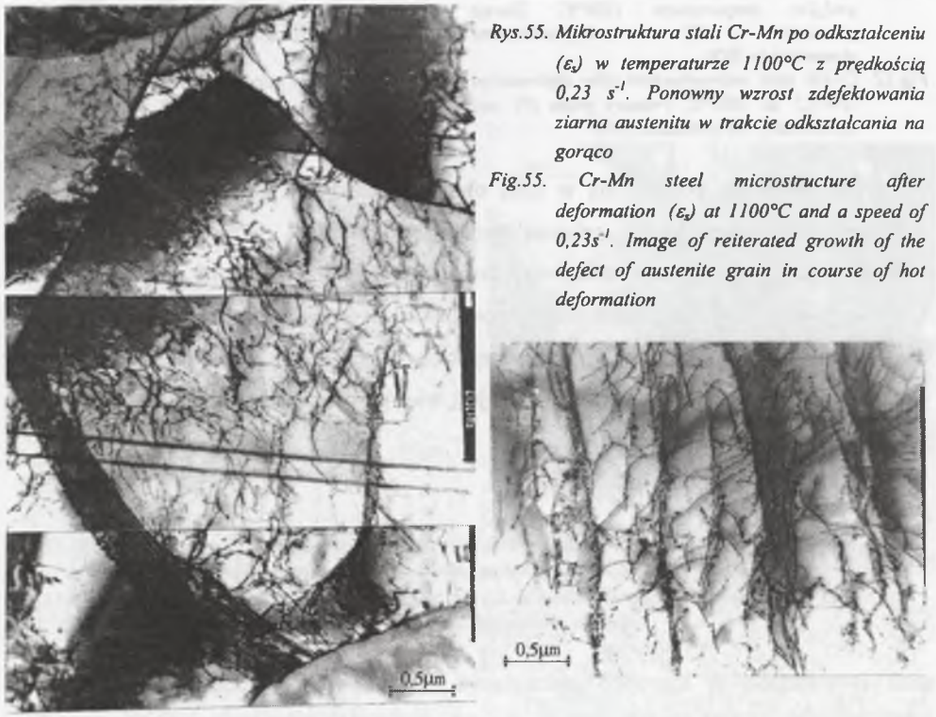
Proces stopniowo pojawia się w całej objętości ziarn (rys.53), bez wyraźnej granicy przemieszczania się frontu rekrystalizacji, jak podczas rekrystalizacji statycznej. Mikrostrukturę po procesie całkowitej rekrystalizacji przedstawiono na rysunku 54. Częściowo wytrawiły się granice ziarn pierwotnych obserwowane szczególnie wyraźnie po zestawieniu obrazów mikrostruktury tej samej strefy odkształcanej próbki plastometrycznej w obu prostopadłych płaszczyznach. Możliwe jest więc porównanie kształtu i rozmiarów ziarn odkształconych oraz zrekrystalizowanych.



Rys.54. Mikrostruktura stali Cr-Mn po odkształceniu $\varepsilon = 1,2$ w temperaturze 1000°C: a) przekrój poprzeczny; b) przekrój wzdłużny. Wytrawione ślady położenia pierwotnych granic (GP) ziarna austenitu

Fig.54. Cr-Mn steel microstructure after deformation $\varepsilon = 1,2$ at 1000°C. Etched traces of the location of primary boundaries GP of austenite grain

Procesy dynamiczne cechuje wzajemnie się nakładająca ciągłość umacniania (zwiększenie zdefektowania) i mięknięcia. W mikrostrukturze stali Cr-Mn obserwowano kształtowanie się wydłużonych układów dyslokacji tworzących zarys granic poligonalnych (rys.55). Proces przebudowy mikrostruktury rozpoczyna się od ponownej anihilacji dyslokacji, powstawania dyslokacyjnych granic subziarn, wspinania się dyslokacji w tych granicach i koalescencji subziarn. Krotność takiej przebudowy uzależniona jest od prędkości odkształcania. Im mniejsza prędkość odkształcania, tym więcej kolejnych cykli umacniania i mięknięcia stali zachodzi w zakresie ustalonego płynięcia plastycznego.

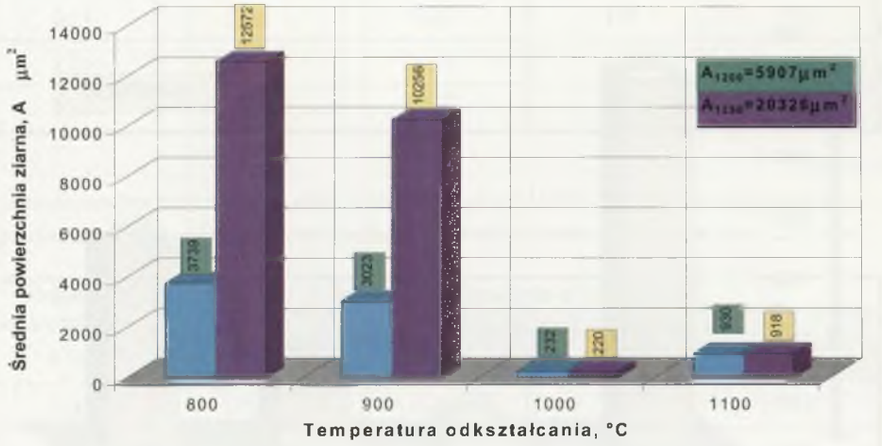


Rys.55. Mikrostruktura stali Cr-Mn po odkształceniu (ε_s) w temperaturze 1100°C z prędkością 0,23 s^{-1}. Ponowny wzrost zdefektowania ziarna austenitu w trakcie odkształcania na gorąco

Fig.55. Cr-Mn steel microstructure after deformation (ε_s) at 1100°C and a speed of 0,23s^{-1}. Image of reiterated growth of the defect of austenite grain in course of hot deformation

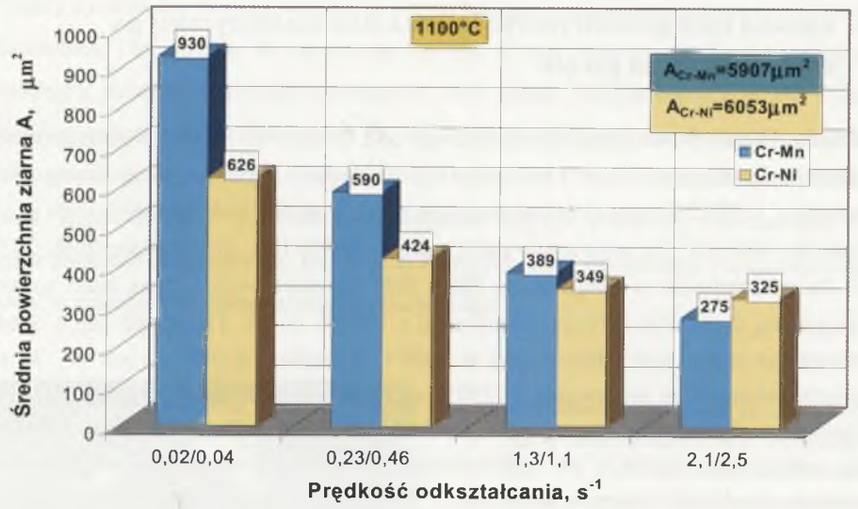
6.3. Zmiana cech geometrycznych ziarna stali austenitycznej po odkształcaniu na gorąco

Zmiana średniej powierzchni ziarna płaskiego stali Cr-Mn i Cr-Ni zależy od temperatury i prędkości odkształcania (rys.56 i 58 i tabl.16÷18). W stanie wyjściowym po przesycaniu z temperatury 1200°C/1h/w średnia powierzchnia ziarna austenitu badanej stali Cr-Mn i Cr-Ni wynosi ok. 6000 μm^2. Po przesycaniu stali Cr-Mn z 1250°C/1h/w zwiększa się do ok. 20 000 μm^2. Po odkształceniu w temperaturze 800 i 900°C średnia powierzchnia ziarn austenitu zmniejsza się około dwa razy (po przesycaniu z 1200°C do ok. 3700÷3000 μm^2). Średnia powierzchnia ziarna stali odkształcanej w 1000°C z prędkością 0,02 s^{-1} jest ok. 30 razy mniejsza, natomiast po przesycaniu z 1250°C ok. 100 razy mniejsza od powierzchni ziarna wyjściowego. Podwyższanie temperatury odkształcania prowadzi do wzrostu rozmiarów ziarn zrekrystalizowanych i po odkształceniu w 1100°C średnia powierzchnia ziarna zmniejsza się od 6 do 20 razy w porównaniu z ziarnem wyjściowym. Zwiększenie prędkości odkształcania przy ustalonych pozostałych parametrach procesu wpływa również na rozdrobnienie ziarna austenitu zarówno w stali Cr-Mn (rys.57), jak i w stali Cr-Ni (rys.57 i 59).



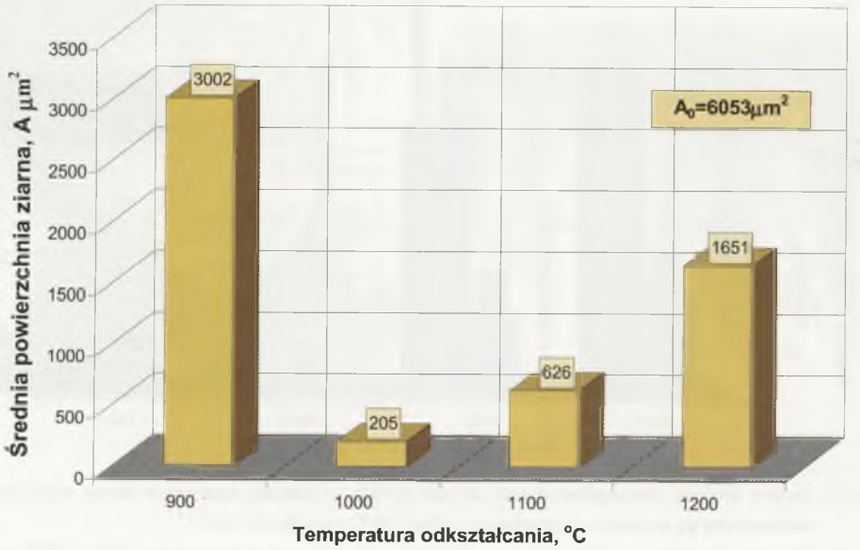
Rys.56. Zmiana średniej powierzchni ziarna, A stali Cr-Mn o różnych rozmiarach ziarna wyjściowego odkształcanej do zerwania w temperaturze 800÷1100°C z prędkością 0,02 s^{-1}

Fig.56. Change of the average surface of grain, A Cr-Mn steel deformed at temperature 800÷1100°C and a speed of 0,02 s^{-1}



Rys.57. Wpływ prędkości odkształcania na zmiany średniej powierzchni ziarna, A stali Cr-Mn i Cr-Ni przy porównywalnej powierzchni ziarna wyjściowego po odkształceniu w 1100°C

Fig.57. Influence of the deformation speed on changes of the average grain surface, A in Cr-Mn and Cr-Ni steels after deformation at 1100°C



Rys.58. Zmiana średniej powierzchni ziarna, A stali Cr-Ni odkształcanej z prędkością 0,04 s^{-1} w zależności od temperatury odkształcania

Fig.58. Changes of the average grain surface, A in Cr-Ni steel deformed at a speed of 0,04 s^{-1} as a function of deformation temperature

Tablica 16

Średnia powierzchnia ziarna A stali Cr-Ni przesyconej z 1150°C w zależności od temperatury i prędkości odkształcania. Wyjściowa średnia powierzchnia płaskiego przekroju ziarna 6053μm²

Prędkość Odkształcania $\dot{\varepsilon}$, s^{-1}	Średnia powierzchnia ziarna A, μm²			
	Temperatura odkształcania, °C			
	900	1000	1100	1200
0,04	3002	205	626	1651
0,46	2866	121	424	841
1,10	2654	136	349	671
2,50	2520	121	325	427

Tablica 17

Średnia powierzchnia ziarna A stali Cr-Mn przesyconej z 1200°C w zależności od temperatury i prędkości odkształcania. Wyjściowa średnia powierzchnia płaskiego przekroju ziarna 5907μm²

Prędkość odkształcania $\dot{\varepsilon}$, s^{-1}	Średnia powierzchnia ziarna A, μm²			
	Temperatura odkształcania, °C			
	800	900	1000	1100
0,02	3739	3023	232	930
0,23	2605	1821	195	590
1,30	2003	1541	165	389
2,10	1500	998	140	275

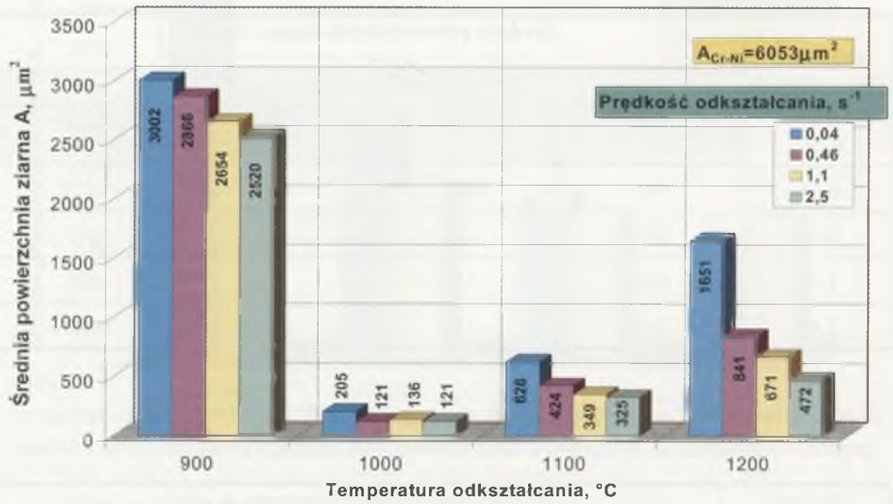
Tablica 18

Średnia powierzchnia ziarna A stali Cr-Mn przesyconej z 1250°C w zależności od temperatury i prędkości odkształcania. Wyjściowa średnia powierzchnia płaskiego przekroju ziarna 20326μm²

Prędkość odkształcania $\dot{\varepsilon}$, s^{-1}	Średnia powierzchnia ziarna A, μm²			
	Temperatura odkształcania, °C			
	800	900	1000	1100
0,02	12572	10256	220	918
0,23	8311	6251	201	586

Odkształcanie stali Cr-Ni w temperaturze 1200°C powoduje stopniowy rozrost ziarn zrekrystalizowanych dynamicznie do ok.1650 μm² podczas odkształcania z prędkością 0,04 s^{-1}. Ze wzrostem prędkości odkształcania następuje zmniejszenie rozmiarów ziarna szczególnie przy odkształcaniu stali Cr-Ni w temperaturze1200°C (rys.59). W całym zakresie ustalonego płynięcia plastycznego od odkształcenia ε_{ps} do zerwania próbek badanej stali rozmiary ziarna

utworzonego w wyniku rekrystalizacji dynamicznej nie zależą praktycznie od odkształcenia ε a tylko od warunków odkształcania (T, $\dot{\varepsilon}$).



Rys.59. Zmiany średniej powierzchni ziarna A stali Cr-Ni w funkcji parametrów odkształcania
Fig.59. Changes of the average grain surface A in Cr-Ni steel as a function of deformation parameters

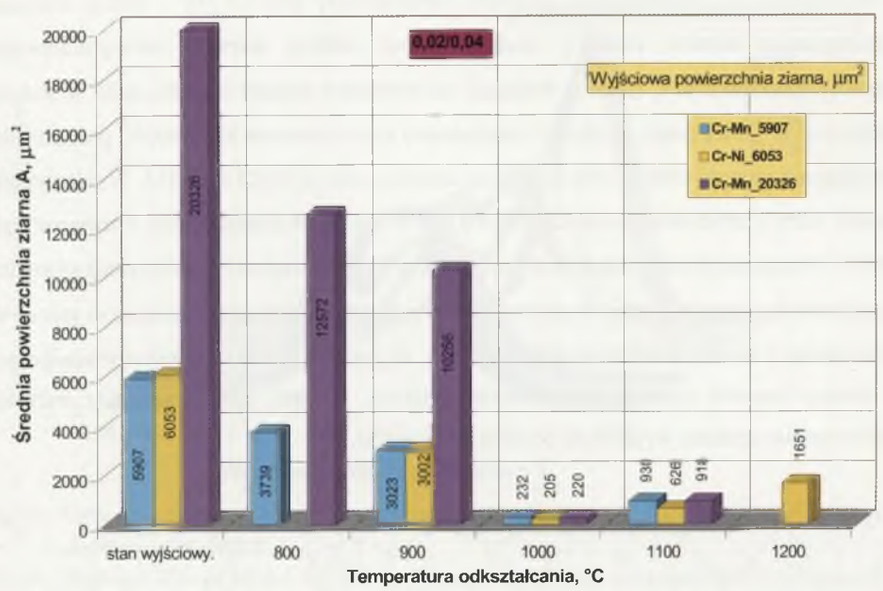
Zmiany rozmiarów ziarna stali Cr-Mn i Cr-Ni o różnej powierzchni ziarna wyjściowego przedstawiono na rys.60. Podczas rekrystalizacji dynamicznej w temperaturze 1000÷1100°C uzyskano praktycznie podobne rozmiary ziarna niezależnie od powierzchni ziarna wyjściowego badanych gatunków stali austenitycznej.

Zmiany wartości średniego współczynnika kształtu ξ ziarn austenitu w zależności od temperatury i prędkości odkształcania stali Cr-Mn w porównaniu do współczynnika ξ materiału wyjściowego przedstawia rys.61 i tabl.19.

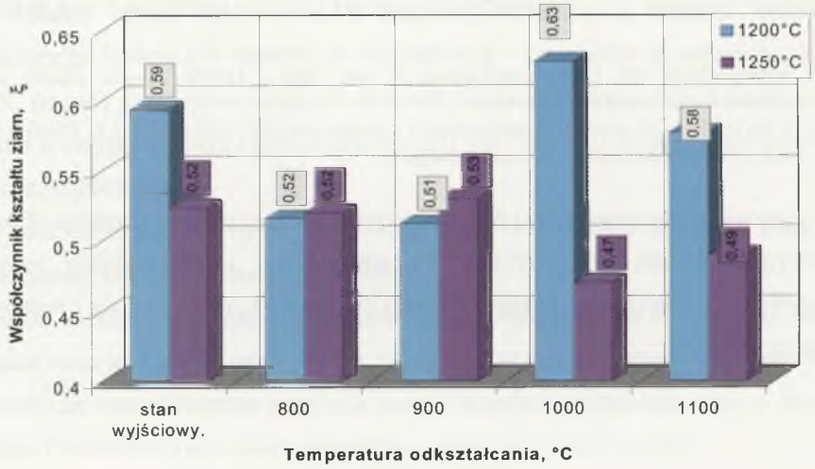
Tablica 19

*Wpływ temperatury i prędkości odkształcania na wartość współczynnika kształtu (ξ) ziarn stali Cr-Mn przesycanej z 1200°C/1h/woda. Dla stali po przesycaniu ξ= **0,594***

Prędkość odkształcania $\dot{\varepsilon}$, s^{-1}	**Współczynnik kształtu ziarn ξ**			
	Temperatura odkształcania, °C			
	800	900	1000	1100
0,02	0,522	0,512	0,628	0,577
0,23	0,520	0,487	0,614	0,574
1,30	0,516	0,493	0,614	0,574
2,10	0,515	0,434	0,615	0,572



Rys.60. Zmiana średniej powierzchni ziarna A stali Cr-Mn i Cr-Ni odkształcanych do zerwania w zbliżonych parametrach odkształcania (T, $\dot{\varepsilon}$)
Fig.60. Comparison of changes of the average grain surface A in Cr-Mn and Cr-Ni steels deformed in similar conditions (T, $\dot{\varepsilon}$)



Rys.61. Zmiana współczynnika kształtu ziarn ξ w funkcji temperatury odkształcania stali Cr-Mn przesycanej z temperatury 1200 i 1250°C dla stałej prędkości odkształcania $\dot{\varepsilon}$ =0,02 s^{-1}
Fig.61. Changes of a dimensionless index of grain shape ξ as a function of deformation temperature in Cr-Mn steel for constant deformation speed $\dot{\varepsilon}$ =0,02 s^{-1}

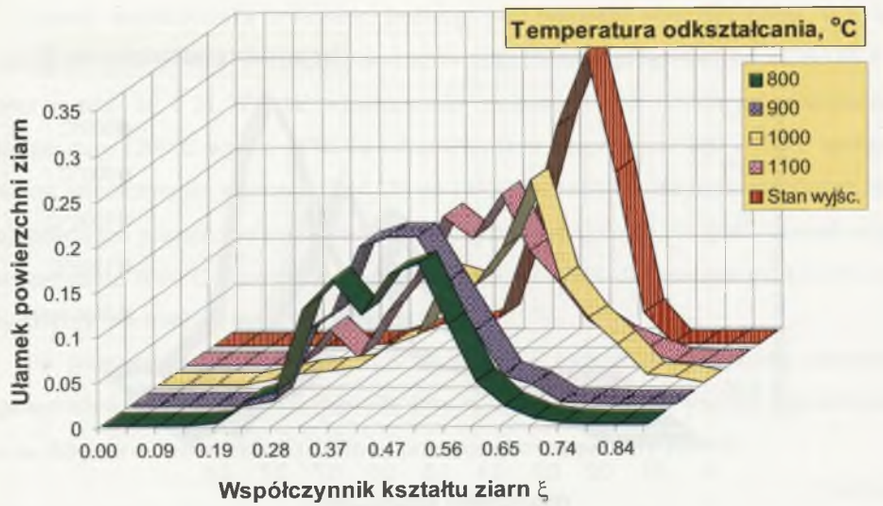
Na rysunku 62 przedstawiono przykład mikrostruktury stali Cr-Mn o różnej wartości współczynnika kształtu ziarn ξ. Analiza zmian średniej wartości bezwymiarowego współczynnika kształtu ζ (rys.61) wskazuje na niewielkie zmiany kształtu ziarn w trakcie odkształcania. Zwiększenie prędkości odkształcania w temperaturze 800 i 900°C prowadzi do zmniejszenia wartość średniej współczynnika kształtu ziarn od 0,522 do 0,434. Współczynnik kształtu ziarn ζ zmienia się nieznacznie (od 0,628 do 0,614) po odkształceniu w temperaturze 1000°C. Natomiast po odkształceniu w temperaturze 1100°C wartości współczynnika kształtu są zbliżone do wartości ξ stanu wyjściowego (po przesycaniu ξ=0,59). Pozostaje to jednak w sprzeczności z obrazami mikrostruktury (rys.62), na podstawie których można wnioskować, że zmiany kształtu ziarn są zdecydowanie większe. Dopiero analiza rozkładu wartości współczynnika kształtu wyjaśnia tę pozorną sprzeczność.

800°C/2,1s^{-1} **ξ=0,515** 1000°C/2,1s^{-1} **ξ=0,615** 1100°C/2,1s^{-1} **ξ=0,572**

Rys.62. Mikrostruktura stali Cr-Mn odkształcanej w 800, 1000 i 1100°C. Zmiana kształtu ziarna odkształcanego i zrekrystalizowanego

Fig.62. Cr-Mn steel microstructure after deformation at a temperature 800, 1000 and 1100°C. Changes of the index of shape ξ deformed and recrystallized grain

W materiale wyjściowym ponad 30% powierzchni ziarn na płaskim przekroju wykazuje współczynnik kształtu ~0.6 (rys.63). Po odkształceniu i rekrystalizacji następuje zróżnicowanie współczynnika kształtu. Wartości maksymalne zmniejszają się i mieszczą w przedziale 15 ÷25%.



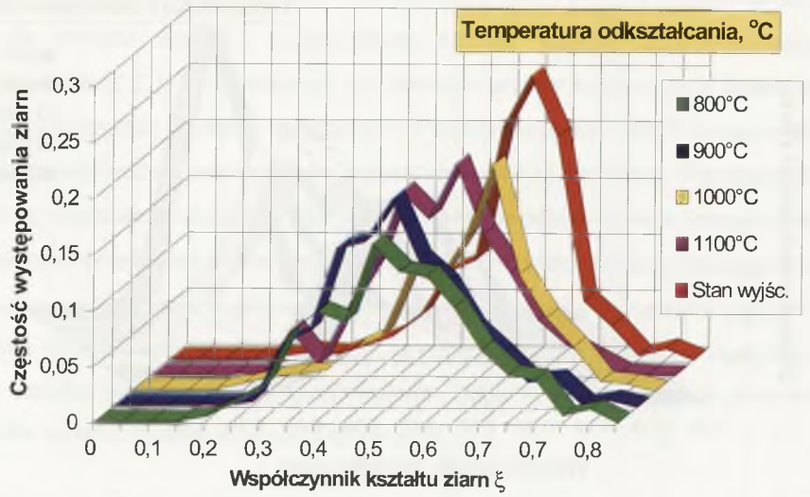
Rys.63. Rozkład współczynnika kształtu ziarn ξ stali Cr-Mn odkształcanej z prędkością 0,23 s^{-1} w zakresie temperatury 800÷1100°C

Fig.63. Distribution of shape index ξ in Cr-Mn steel undergoing deformation at a speed of 0,23 s^{-1} at range of temperature 800÷1000°C

Inny rozkład współczynnika kształtu ziarn ξ uzyskuje się uwzględniając częstość występowania poszczególnych ziarn w danej klasie (rys.64). Następuje wyraźne zróżnicowanie ułamka powierzchni i częstości występowania ziarn o ustalonym współczynniku kształtu ξ w materiale po rekrystalizacji – szczególnie po odkształceniu przy 1100°C (rys.65) przy porównywalnych udziałach ziarna o współczynniku kształtu ξ=0,65 zarówno w rozkładzie ułamka powierzchni (rys.63), jak i częstości występowania (rys.64) w materiale po przesycaniu.

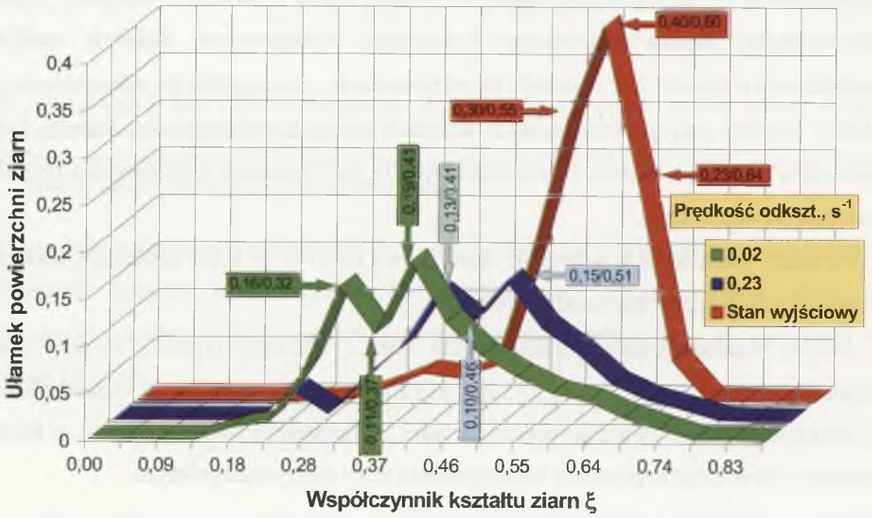
Po takim odkształceniu występuje dużo ziarn (10÷19% w kilku sąsiednich klasach) o współczynniku kształtu ziarna od 0,32 do 0,51.

Analiza rozkładu współczynnika kształtu ziarn ξ wykazuje (rys.65), że przy małych zmianach wartości średnich (tabl. 19 i rys. 61) zmiany w poszczególnych rozmiarach ziarna są zasadniczo różne. Powstaje populacja ziarn o kształcie wydłużonym oraz o kształcie zwartym. Potwierdza to ponowne zniekształcanie ziarn zrekrystalizowanych.



Rys.64. Rozkład współczynnika kształtu ziarn ξ stali Cr-Mn odkształcanej z prędkością 0,23 s^{-1} w zakresie temperatury 800÷1100°C

Fig.64. Distribution of shape index ξ in Cr-Mn steel undergoing deformation at a speed of 0,23 s^{-1} at range of temperature 800÷1000°C



Rys.65. Rozkład współczynnika kształtu ziarn ξ stali Cr-Mn odkształcanej z prędkością 0,02 i 0,23 s^{-1} w temperaturze 1100°C

Fig.65. Distribution of shape index ξ in Cr-Mn steel undergoing deformation at a speed of 0,02 and 0,23 s^{-1} at a temperature 1100°C

Zmiany współczynnika zmienności średniego pola płaskiego przekroju ziarna ν(A) obu gatunków badanej stali w funkcji parametrów odkształcania przedstawiono na rys.66 i 67 oraz w tabl. 20 i 21. Wartość współczynnika zmienności stali Cr-Mn po przesycaniu z temperatury 1200°C wynosi 98%. Po odkształcaniu w temperaturze 800 i 900°C następuje wzrost współczynnika zmienności (od 124 do 144%). W zakresie rekrystalizacji dynamicznej obserwowano początkowo zmniejszenie współczynnika ν(A) do ok.100% po odkształcaniu w temperaturze 1000°C i następnie ponowny wzrost do 170% dla temperatury 1100°C, lecz tylko przy najmniejszej prędkości odkształcania.

Po przesycaniu z temperatury 1250°C uzyskano wartość współczynnika zmienności powierzchni ziarna ν ok. 125% (tab. 22). Przy odkształcaniu zmiany wartości współczynnika ν są zbliżone do wartości stali Cr-Mn po przesycaniu z temperatury 1200°C.

Tablica 20

*Wpływ temperatury oraz prędkości odkształcania na wartość współczynnika zmienności średniego pola powierzchni płaskiego przekroju ziarna ν(A) stali Cr-Mn po przesycaniu z 1200°C. Po przesycaniu współczynnik ν(A) = **98%***

Temperatura odkształcania, °C	Współczynnik zmienności pola powierzchni ν(A) , %			
	Prędkość odkształcania $\dot{\varepsilon}$, s^{-1}			
	0.02	0.23	1.30	2.10
800	144	134	139	124
900	133	136	124	113
1000	110	105	103	99
1100	170	124	117	108

Tablica 21

*Wpływ temperatury oraz prędkości odkształcania na wartość współczynnika zmienności ν(A) średniego pola powierzchni płaskiego przekroju ziarna stali Cr-Ni po przesycaniu z 1150°C. Po przesycaniu współczynnik ν(A) = **120%***

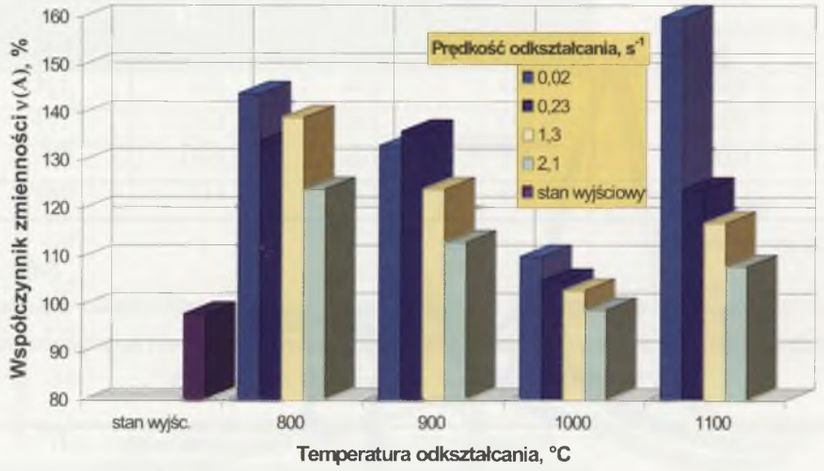
Temperatura odkształcania, °C	Współczynnik zmienności pola powierzchni ν(A) , %				
	Prędkość odkształcania $\dot{\varepsilon}$, s^{-1}				
	0.004	0.04	0.46	1.10	2.50
900	150	145	151	166	170
1000	137	137	149	158	160
1100	125	114	124	134	140
1200	135	135	140	145	153

Tablica 22

Wpływ temperatury oraz prędkości odkształcania na wartość współczynnika zmienności v(A) średniego pola powierzchni płaskiego przekroju ziarna stali Cr-Mn po przesycaniu w temperaturze 1250°C. Po przesycaniu współczynnik v(A) =125 %

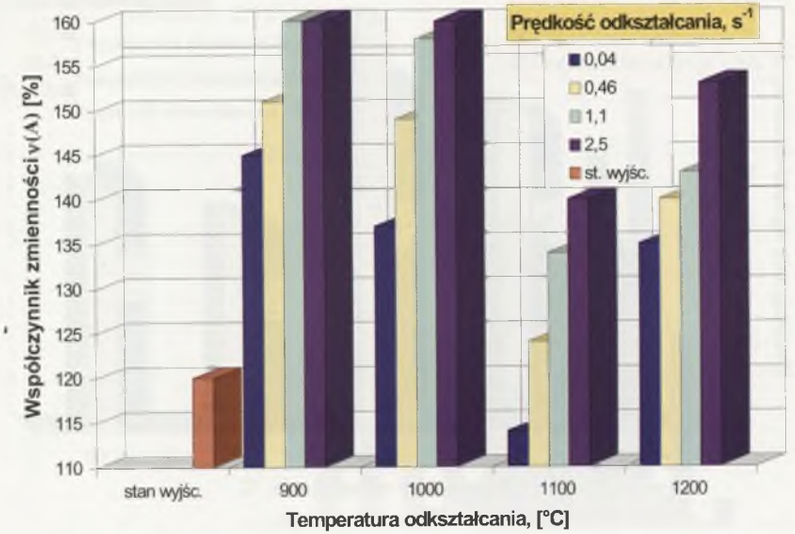
Temperatura odkształcania, °C	Współczynnik zmienności pola powierzchni v(A) , %	
	Prędkość odkształcania $\dot{\varepsilon}$, s^{-1}	
	0.02	0.23
800	139	156
900	149	134
1000	124	138
1100	145	166

Współczynnik zmienności średniego pola powierzchni płaskiego przekroju ziarna stali Cr-Ni po przesycaniu z 1150°C wynosi 120%. Ze zwiększeniem prędkości odkształcania w danej temperaturze wartość współczynnika v(A) przeważnie wzrasta (rys.67). Jest to podstawowa różnica w porównaniu do zmian współczynnika v(A) stali Cr-Mn (rys.66).



Rys.66. Zależność pomiędzy współczynnikiem zmienności średniego pola powierzchni płaskiego przekroju ziarna v(A) a temperaturą i prędkością odkształcania stali Cr-Mn

Fig.66. Dependence between coefficient of variability of average grain area v(A) and temperature and speed of Cr-Mn steel deformation



Rys.67. Zależność pomiędzy współczynnikiem zmienności średniego pola powierzchni ziarna v(A) a temperaturą i prędkością odkształcania stali Cr-Ni

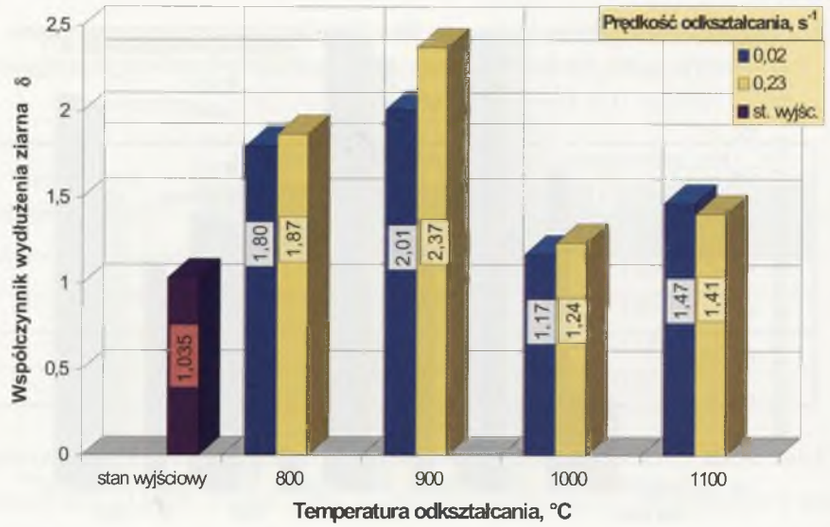
Fig.67. Dependence between coefficient of variability of average grain area v(A) and temperature and speed of Cr-Ni steel deformation

Tablica 23

Wpływ temperatury i prędkości odkształcania na współczynnik wydłużenia ziarn δ stali Cr-Mn przesyconej z 1200°C. Po przesycaniu δ=1,035

Prędkość Odkształcania $\dot{\varepsilon}$, s^{-1}	Współczynnik wydłużenia ziarna, δ			
	Temperatura odkształcania, °C			
	800	900	1000	1100
0,02	1,801	2,414	1,171	1,472
0,23	1,869	2,374	1,238	1,408
1,30	1,6178	2,226	1,171	1,173
2,10	1,452	2,194	1,238	1,027

Zniekształcenie ziarna austenitu w procesie odkształcania stali Cr-Mn można opisać współczynnikiem wydłużenia δ - równanie 43 (tabl. 23, rys.68).

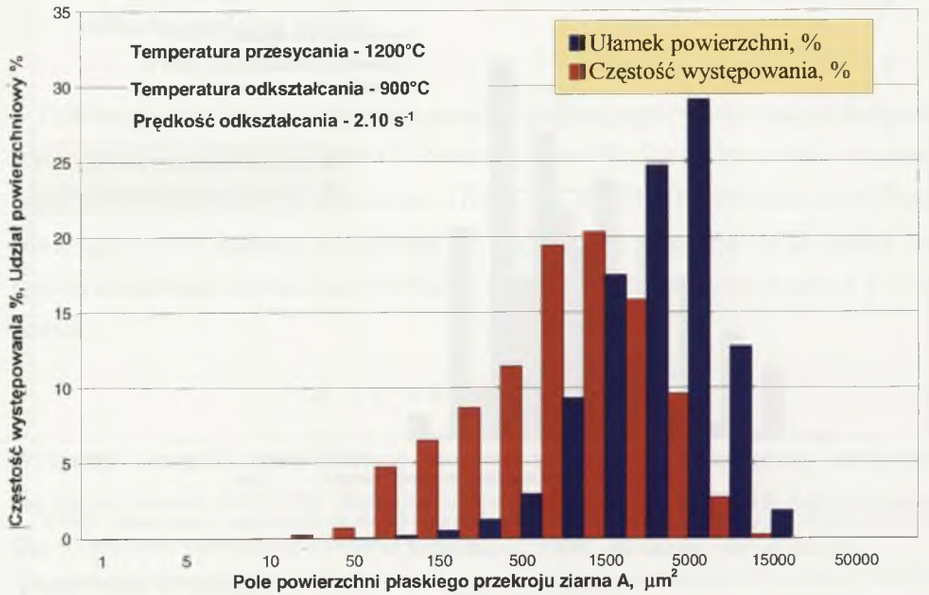


Rys.68. Zależność pomiędzy średnią wartością współczynnika wydłużenia ziarna δ a parametrami odkształcania stali Cr-Mn po przesycaniu z temperatury 1200°C

Fig.68. Correlation between an average value of grain elongation index δ and deformation parameters of Cr-Mn steel after solution treatment from 1200°C

Wartość współczynnika δ badanej stali po przesycaniu z temperatury 1200°C wynosi 1,035. Ziarno ma więc porównywalne średnice mierzone w kierunku wzdłużnym i poprzecznym. Po odkształceniu w temperaturze 800 i 900°C ziarno ulega wydłużeniu z podwyższaniem temperatury odkształcania. Rekrystalizacja dynamiczna w temperaturze 1000°C powoduje, że ziarno ponownie jest równoosiowe, natomiast po rekrystalizacji w temperaturze 1100°C wartości współczynnika δ znajdują się w przedziale 1,17÷1,53. Takie wartości współczynnika δ ujawniają wtórne zniekształcanie ziarna w procesie rekrystalizacji dynamicznej. Zwraca uwagę zmniejszenie wartości współczynnika δ w miarę wzrostu prędkości odkształcania szczególnie w temperaturze 1100°C (tab. 23).

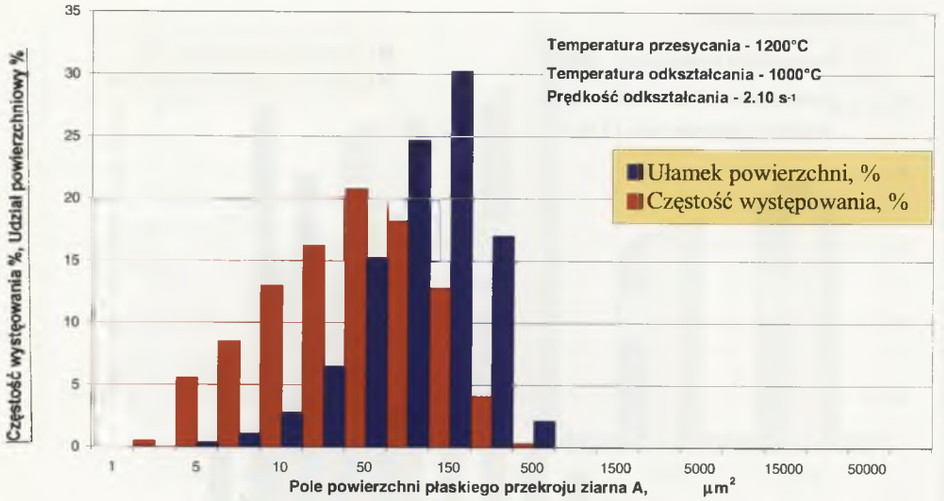
Dla stali po odkształceniu wyznaczono częstość występowania oraz ułamek powierzchni ziarn w funkcji pola powierzchni płaskiego przekroju (rys.69÷70). Analiza rozkładu pola powierzchni ziarn wskazuje, że po odkształceniu w temperaturze 800 i 900°C najwięcej ziarn ma powierzchnię płaskiego przekroju od 500÷1500 μm^2. Stanowi to ponad 60% ziarn. Jednak największy ułamek powierzchni (ok. 30%) w strukturze zajmują ziarna o polu powierzchni płaskiego przekroju od 2500 do 10000 μm^2 (rys.69).



Rys.69. Rozkład częstości występowania oraz ułamka powierzchni ziarn w funkcji pola powierzchni stali Cr-Mn po odkształceniu w temperaturze 900°C z prędkością 2,1 s^{-1}

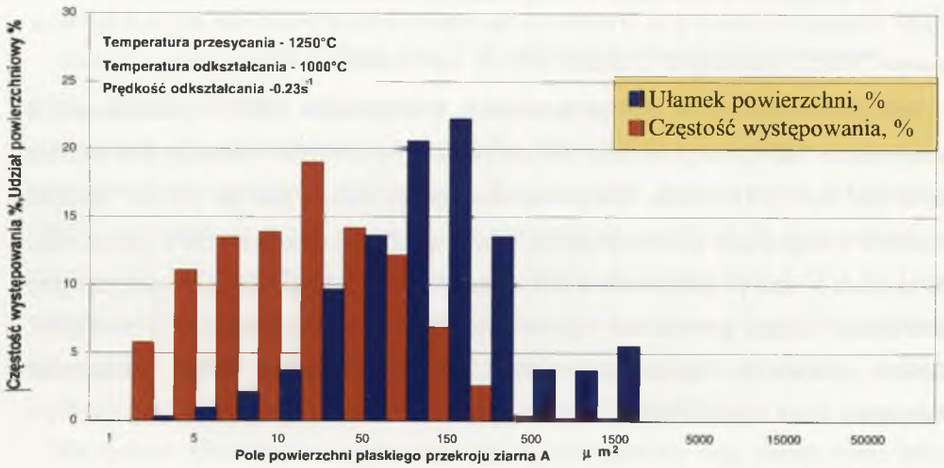
Fig.69. Frequency distribution of the of occurrence and surface fraction of grain Cr-Mn steel as a function of section area after deformation at temperature 900°C and a speed of 2,1 s^{-1}

Pole powierzchni ziarna stali po przesycaniu z temperatury 1200°C i odkształcanej w temperaturze 1000°C nie przekracza 500 μm^2, przy czym 20% ziarn wykazuje pole zbliżone do 50 μm^2 (rys.70, 71). Około 30% powierzchni zajmują ziarna o polu ok. 150 μm^2. Rozkład częstości występowania ziarn zrekrystalizowanych w stali przesycanej z 1250°C jest podobny do rozkładu w stali po przesycaniu z temperatury 1200°C. Wyraźna różnica występuje przy porównaniu ułamka powierzchni zajmowanych przez ziarna poszczególnych rozmiarów. Zmiana powierzchni ziarna wyjściowego zmienia nieznacznie ułamek powierzchni zajmowany przez ziarna zrekrystalizowane.



Rys.70. Częstość występowania i ułamek powierzchni ziarn stali Cr-Mn po przesycaniu z temperatury 1200°C i odkształcanej przy temperaturze 1000°C z prędkością 2,1 s^{-1}

Fig.70. Frequency of occurrence and surface fraction of grain in Cr-Mn steel undergoing solution treatment at 1200°C and deformation at a temperature of 1000°C and a speed of 2,1 s^{-1}



Rys.71. Rozkład częstości występowania przekroju ziarna i ułamka powierzchni w funkcji pola powierzchni płaskiego przekroju dla stali po przesycaniu z 1250°C i odkształcaniu z prędkością 0.23 s^{-1}

Fig.71. Frequency distribution of grain section occurrence and surface fraction as a function of section area for steel after solution treatment from 1250°C and deformation at a speed of 0,23 s^{-1}

6.4. Modele zmian mikrostruktury stali austenitycznej w procesach odkształcania na gorąco

Podstawą modelowania rozrostu ziarna austenitu podczas nagrzewania do odkształcania na gorąco w stali austenitycznej Cr-Mn i Cr-Ni są wyniki badań mikrostruktury stali po ciągłym nagrzewaniu i izotermicznym wygrzewaniu [125, 127÷128, 155]. Obserwowane zmiany pola powierzchni ziarna austenitu w zależności od temperatury i czasu (rys.16) są typowe dla procesu normalnego rozrostu ziarn. Pozwala to z powodzeniem zastosować zależność (14) w postaci:

$$A_t^{\frac{1}{p}} - A_0^{\frac{1}{p}} = k \cdot t \cdot \exp\frac{-Q_{RZ}}{RT} \tag{50}$$

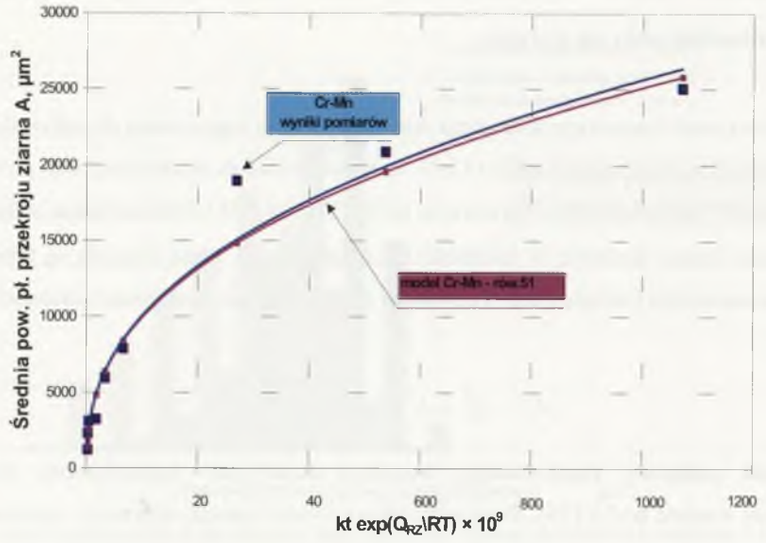
Wykładnik potęgowy parabolicznego rozrostu ziarna stali austenitycznej przyjmuje najczęściej wartość p=0,5 [79]. Stałą materiałową k oraz energię aktywacji rozrostu ziarna Q_{RZ} wyznaczono rozwiązując równania regresji:

- stal Cr-Mn $k = 4{,}3 \cdot 10^{20}$ $Q_{RZ} = 399$ kJ/mol
- stal Cr-Ni $k = 8{,}21 \cdot 10^{9}$ $Q_{RZ} = 196$ kJ/mol

Po podstawieniu wartości stałej materiałowej k, energii aktywacji rozrostu ziarn Q_{RZ} i wykładnika potęgowego p równ. (50) przyjmuje postać [156]:

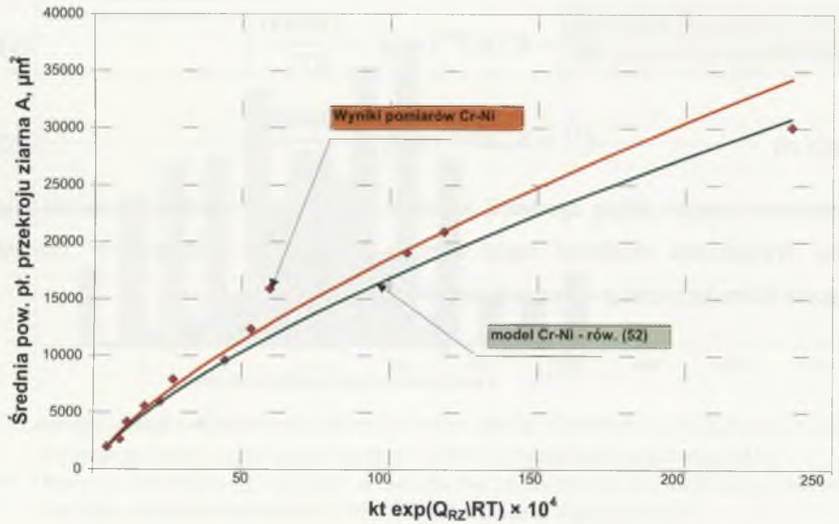
- stal Cr-Mn $$A_t^{\frac{1}{0,4}} = 4{,}3x10^{20}\, t \exp\left(\frac{-399000}{RT}\right) \tag{51}$$
- stal Cr-Ni $$A_t^{\frac{1}{0,7}} = 8{,}2x10^{9}\, t \exp\left(\frac{-196000}{RT}\right) \tag{52}$$

Stwierdzono bardzo dobrą zgodność wyników pomiarów z modelem rozrostu ziarna (rys.72). Wyznaczone wielkości mają wartości zbliżone do podanych w literaturze opisujących kinetykę rozrostu ziarna stali austenitycznej [82].



Rys.72. Porównanie wyników obliczeń z wynikami pomiarów powierzchni ziarna austenitu stali Cr-Mn
Fig.72. Comparison of calculations results with the results of austenite grain size measurement in Cr-Mn steel

Opracowaną zależność opisującą kinetykę rozrostu ziarna austenitu zweryfikowano na przykładzie stali Cr-Ni poddanej nagrzewaniu i wygrzewaniu (rys. 73).



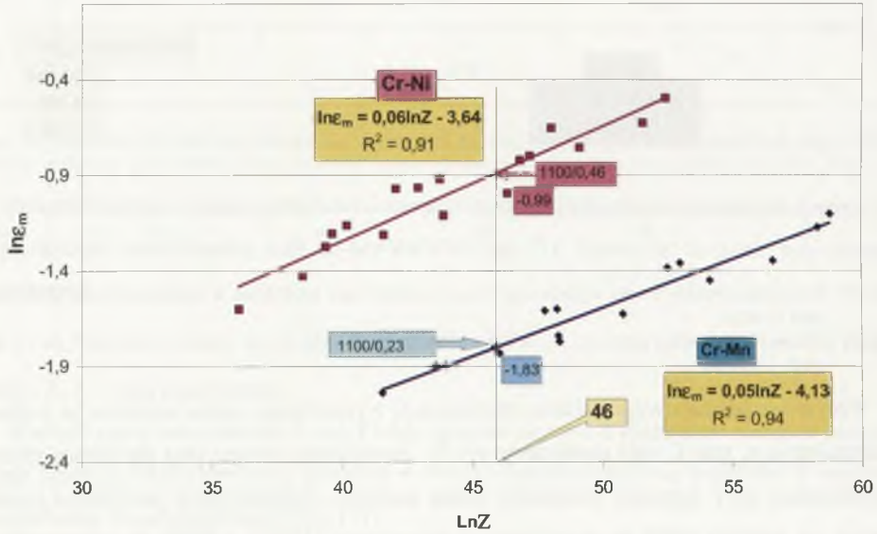
Rys.73. Porównanie wyników obliczeń z wynikami pomiarów powierzchni ziarna austenitu stali Cr-Ni
Fig.73. Comparison of calculations results with the results of austenite grain size measurement in Cr-Ni steel

Pomiędzy warunkami odkształcania (T, $\dot{\varepsilon}$) a rozmiarami ziarna utworzonego w procesie rekrystalizacji dynamicznej D_s(lub A_s) i naprężeniem σ_s (lub $\sigma_{p\,max}$) istnieje zależność [107]:

$$Z(T, \dot{\varepsilon}) \quad \swarrow \; \leftrightarrow \; \searrow \quad \sigma_s \qquad D_s \tag{53}$$

Wpływ warunków odkształcania na wartość naprężenia uplastyczniającego i odkształcenia przedstawiono na rys.74÷76.

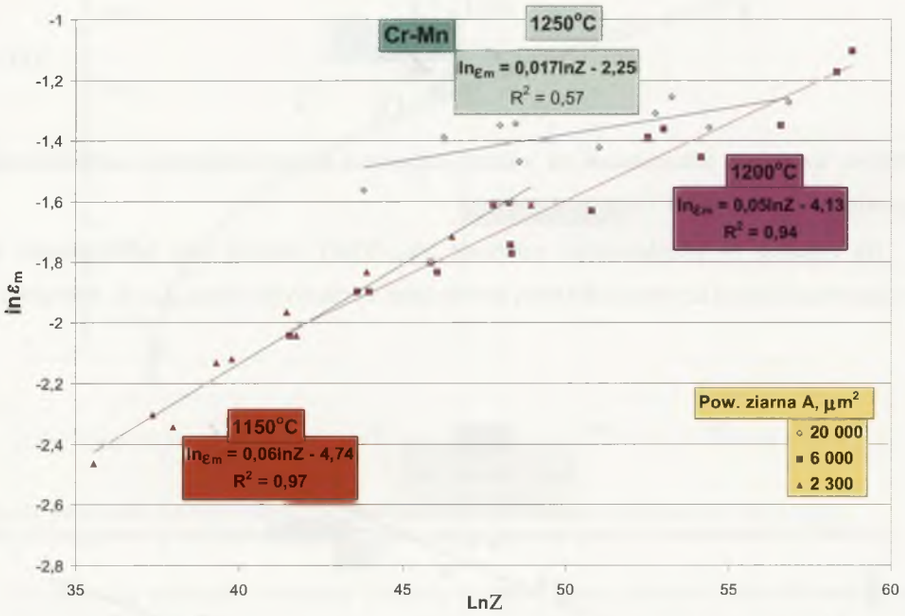
Na rysunku 74 przedstawiono zależność $\ln\varepsilon_m=f(\ln Z)$ badanej stali odkształcanej po wygrzewaniu celem uzyskania zbliżonej powierzchni ziarna wyjściowego A_0 (ok. 6000μm²).



Rys.74. Porównanie zależności ln ε_p=f(lnZ) stali Cr-Mn i Cr-Ni o zbliżonej powierzchni ziarna
Fig.74. Comparison of the dependence ln εp=f(lnZ) of Cr-Mn and Cr-Ni steels of similar grain size after solution treatment

Stal Cr-Ni o małej zawartości węgla ma znacznie większe odkształcenie do maksimum naprężenia uplastyczniającego ε_m od średniowęglowej stali Cr-Mn. Natomiast w obu gatunkach stali występuje zbliżony przyrost wartości odkształcenia ε_m ze zmianą parametrów odkształcania. Po unormowaniu warunków odkształcania do stałej wartości lnZ=46 stwierdzono, że dla stali Cr-Ni odpowiada to odkształceniu ε_m=0,38 przy skręcaniu w temperaturze 1100°C i prędkości odkształcania $\dot{\varepsilon}$=0,46, natomiast dla stali Cr-Mn odpowiada odkształceniu ε_m=0,16 przy skręcaniu w temperaturze 1100°C i prędkości odkształcania

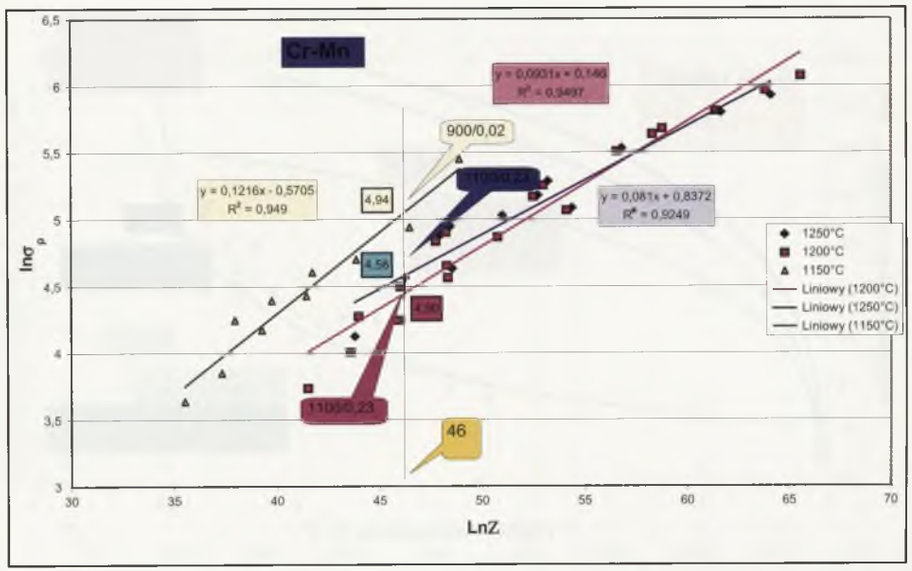
$\dot{\varepsilon}$ =0,23. Dla obu stali po odkształcaniu w takich warunkach uzyskano zbliżoną powierzchnię ziarna (A_s= **590** i **424** μm^2 - tabl. 16 i 17).



Rys.75. Wpływ powierzchni ziarna wyjściowego A_o na wartość kąta nachylenia w zależności ln ε_p=f(lnZ) dla stali Cr-Mn
Fig.75. Influence of the initial grain size A_o on the inclination angle value in the relation ln εp=f(lnZ) for Cr-Mn steel

Wpływ temperatury wygrzewania i powierzchni wyjściowego ziarna austenitu na wartość odkształcenia ε_p stali Cr-Mn przedstawia rys.75. Stwierdzono zmianę kąta nachylenia prostej aproksymacji przy wzroście rozmiarów ziarna austenitu. Współczynnik nachylenia prostej maleje od wartości **0,065** po przesycaniu z temperatury 1150°C i **0,051** po przesycaniu z temperatury 1200°C do **0,017** po przesycaniu z temperatury 1250°C. Ze wzrostem rozmiaru wyjściowego ziarna austenitu zmniejsza się więc oddziaływanie warunków odkształcania na zmianę wartości odkształcenia ε_p.

Wpływ temperatury przesycania i powierzchni ziarna austenitu stali Cr-Mn na wartość naprężenia uplastyczniającego σ_p podano w postaci zależności $\ln\sigma_p$ = f(lnZ) (rys.76). Obserwowano również podobną tendencję zmian, co w przypadku odkształcenia ε_m (rys.75). Ze wzrostem powierzchni wyjściowego ziarna austenitu stali Cr-Mn zmniejsza się wartość współczynnika nachylenia prostej aproksymacji (odpowiednio 0,122 dla 2300 μm^2, 0,093 dla 6000 μm^2 i 0,081 dla 20 000 μm^2).



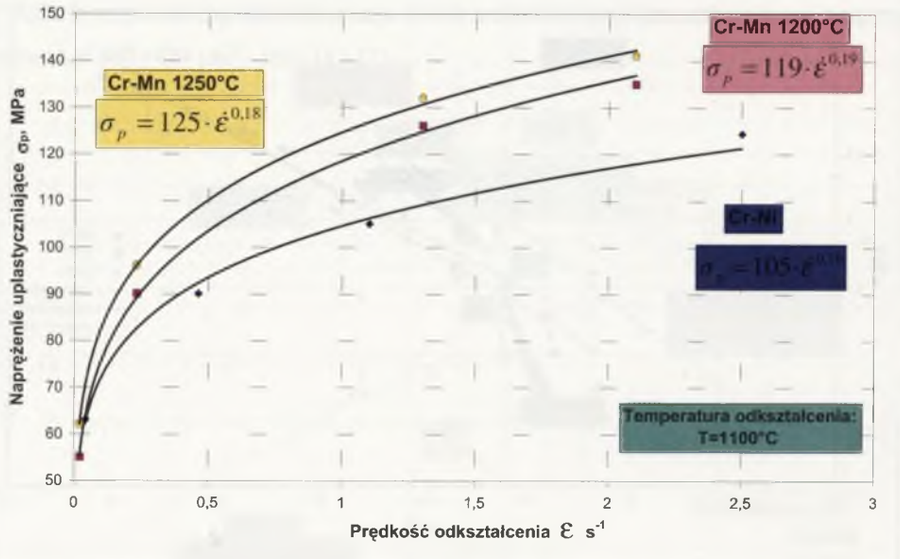
Rys.76. Wpływ powierzchni wyjściowego ziarna austenitu na przebieg zmian zależności lnσ_p=f(lnZ) stali Cr-Mn
Fig.76. Influence of the initial grain size on the course of changes of the relation lnσ_p=f(lnZ) in Cr-Mn steel

Przeprowadzono analizę zależności pomiędzy wartością naprężenia uplastyczniającego σ_p a prędkością odkształcania stali Cr-Mn i Cr-Ni (rys.77). Zależność ta może być opisana równaniem:

$$\sigma_p = K \cdot \dot{\varepsilon}^{b} \qquad (54)$$

gdzie: K, b – stała materiałowa.

Wartość stałej materiałowej K stali Cr-Mn zmienia się wraz z rozmiarem ziarna, a ponadto ulega zmianie skład chemiczny austenitu w wyniku rozpuszczania się węglików w procesie nagrzewania do odkształcania [134, 157].



Rys.77. Wpływ prędkości odkształcania na zmiany naprężenia uplastyczniającego σ_{pmax} w stali Cr-Mn i Cr-Ni
Fig.77. Influence of the deformation speed on the value of yield stress Cr-Mn and Cr-Ni steel

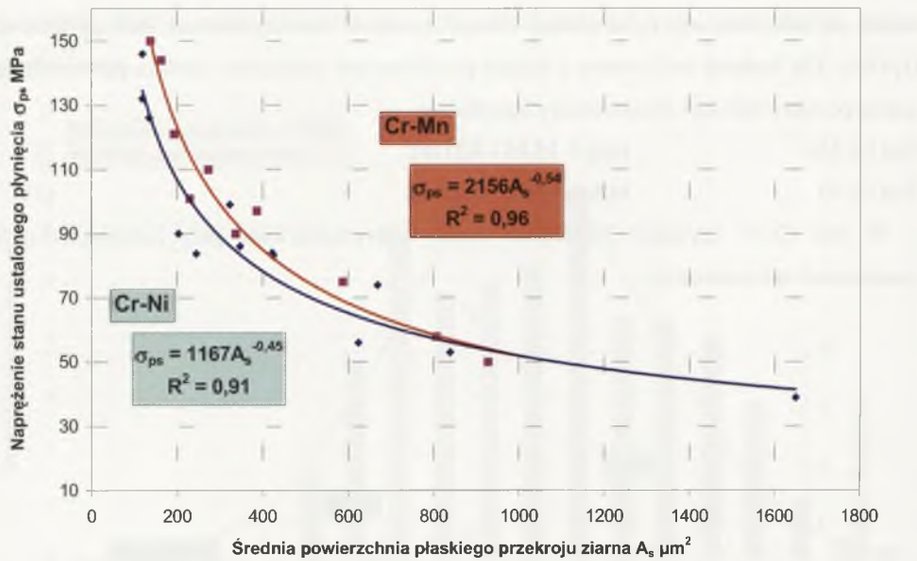
Istnieje duża zgodność pomiędzy wartością naprężenia uplastyczniającego stanu ustalonego płynięcia σ_{ps} a średnią powierzchnią płaskiego przekroju ziarna powstającego w tym zakresie odkształcania. Zależność ta (rys. 78) może być wyrażona w postaci funkcji potęgowej $y=A \cdot x^{-b}$:

Stal Cr-Mn $$\sigma_s = 2156 \cdot A_s^{-0,54} \quad (55)$$

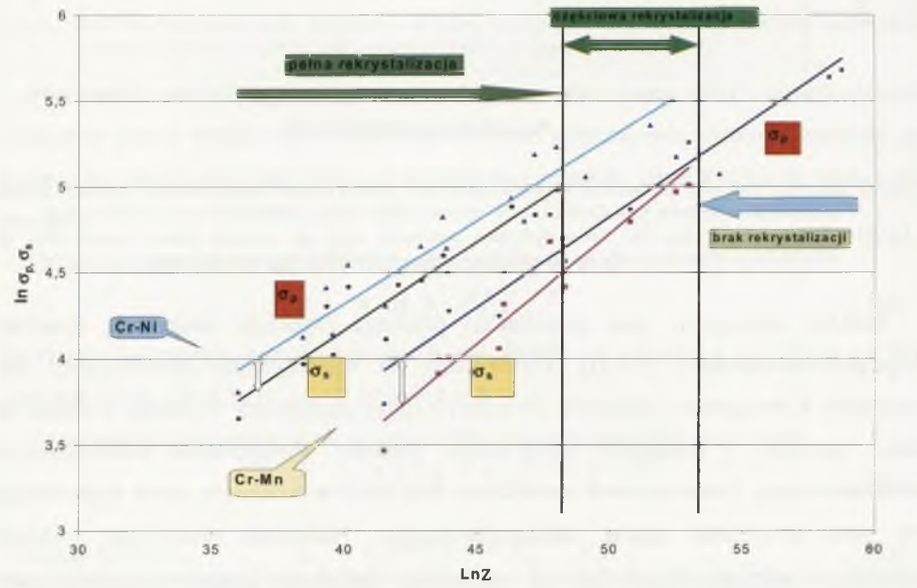
Stal Cr-Ni $$\sigma_s = 1167 \cdot A_s^{-0,45} \quad (56)$$

Różnica w wartości naprężenia uplastyczniającego stanu ustalonego σ_{ps} dla badanego zakresu pomiarowego maleje w miarę wzrostu średniej powierzchni ziarna.

Przykład zależności pomiędzy warunkami odkształcania i naprężeniem uplastyczniającym stanu ustalonego przedstawiono na rys.80. Stal Cr-Ni w całym badanym zakresie temperatury i prędkości odkształcania wykazuje wyższe wartości maksymalnego naprężenia uplastyczniającego i naprężenia uplastyczniającego stanu ustalonego płynięcia od stali Cr-Mn (rys.79).



Rys.78. Zależność naprężenia stanu ustalonego płynięcia σ_s od średniej powierzchni płaskiego przekroju ziarna A_s stali Cr-Mn i Cr-Ni
Fig.78. Dependence of the stress of steady state flow σ_s on the average plane section area A_s in Cr-Mn and Cr-Ni steel



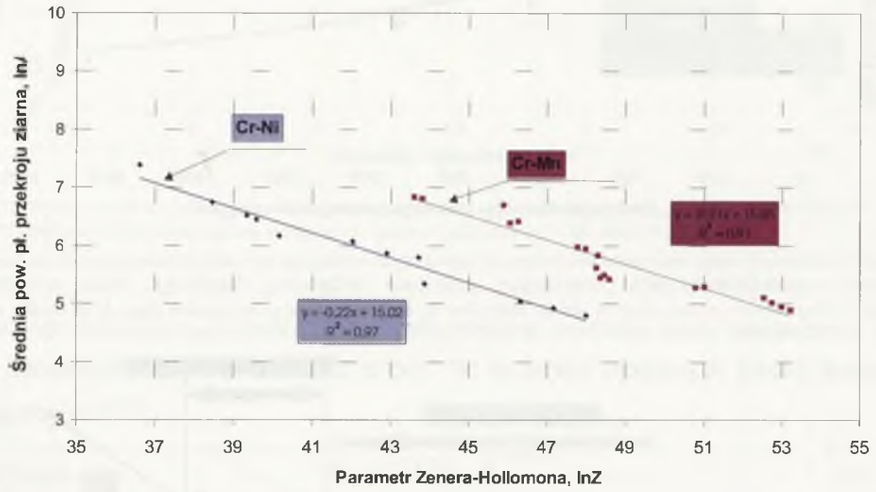
Rys.79. Zależność pomiędzy parametrami odkształcania i wartością naprężenia uplastyczniającego i naprężenia stanu ustalonego płynięcia stali Cr-Mn i Cr-Ni
Fig.79. Correlation between deformation parameters and the value of yield stress and stress of steady state of flow Cr-Mn and Cr-Ni steel

Pomiędzy parametrem Zenera-Hollomona Z i średnią powierzchnią płaskiego przekroju ziarna po rekrystalizacji dynamicznej istnieje zależność aproksymowana funkcją liniową (rys.80). Dla badanej stali można z dużym przybliżeniem wyznaczyć średnią powierzchnię ziarna po rekrystalizacji dynamicznej z zależności:

Stal Cr-Mn $\ln A_s = 15{,}85 - 0{,}21 \ln Z$ (57)

Stal Cr-Ni $\ln A_s = 15{,}02 - 0{,}22 \ln Z$ (58)

W stali Cr-Ni uzyskano drobniejsze ziarno zrekrystalizowane przy porównywalnych parametrach odkształcania.

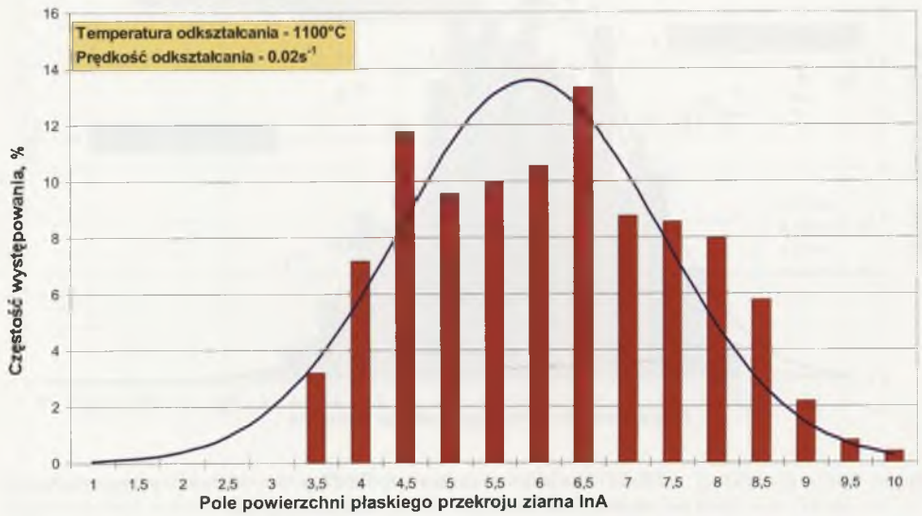


Rys.80. Zależność pomiędzy parametrem Zenera-Hollomona i średnią powierzchnią płaskiego przekroju ziarna zrekrystalizowanego w stali Cr-Mn i Cr-Ni przy porównywalnej powierzchni ziarna wyjściowego

Fig.80. Correlation between the Zener-Hollomon parameter and the average plane section area of recrystallized grain in Cr-Mn and Cr-Ni steel with a comparable size of initial grain

Rozkład statystyczny pola powierzchni płaskiego przekroju ziarna ma charakter logarytmiczno-normalny (rys.81). Potwierdzono to wykorzystując parametryczny test zgodności Kołmogorowa-Smirnowa. Obliczony rozkład statystyczny wyraźniej wskazuje na dużą zgodność z rozkładem rzeczywistym częstości występowania poszczególnych rozmiarów ziarn. Doświadczalnie stwierdzono brak wpływu rozmiarów ziarna wyjściowego na pole powierzchni ziarna zrekrystalizowanego. Porównane rzeczywiste rozkłady statystyczne uzyskane dla jednakowych parametrów odkształcania (temperatura odkształcania 1100°C, prędkość odkształcania 0,23 s^{-1}) z użyciem nieparametrycznego testu zgodności Kołmogorowa – Smirnowa dla α= 0.001 są podobne do rozkładów statystycznych stali o

różnym ziarnie wyjściowym (rys.82). Potwierdza to, że statystyczny rozkład pola powierzchni ziarna zrekrystalizowanego jest niezależny od pola powierzchni ziarna wyjściowego.



Rys.81. Rzeczywisty i obliczony rozkład statystyczny pola powierzchni płaskiego przekroju ziarna stali Cr-Mn przesycanej z temperatury 1200°C i odkształcanej w temperaturze 1100°C z prędkością 0.02s^{-1}

Fig.81. Real and calculated static distribution of plane section area of grain for Cr-Mn steel undergoing solution treatment at 1200°C and torsion at 1100°C at a speed of 0.02s^{-1}

Porównanie rozkładów geometrycznych pola powierzchni ziarna stali Cr-Mn dla różnych rozmiarów ziarna wyjściowego i dla różnej wartości odkształcenia wskazuje wyraźnie, iż dopiero po zakończeniu rekrystalizacji dynamicznej rozkłady geometryczne są takie same (rys.83).

Celem rozwiązania równania (59) wyznaczono stałe B, q i a:

$$\varepsilon_m = B * A_0^q Z^{-a} \quad (59)$$

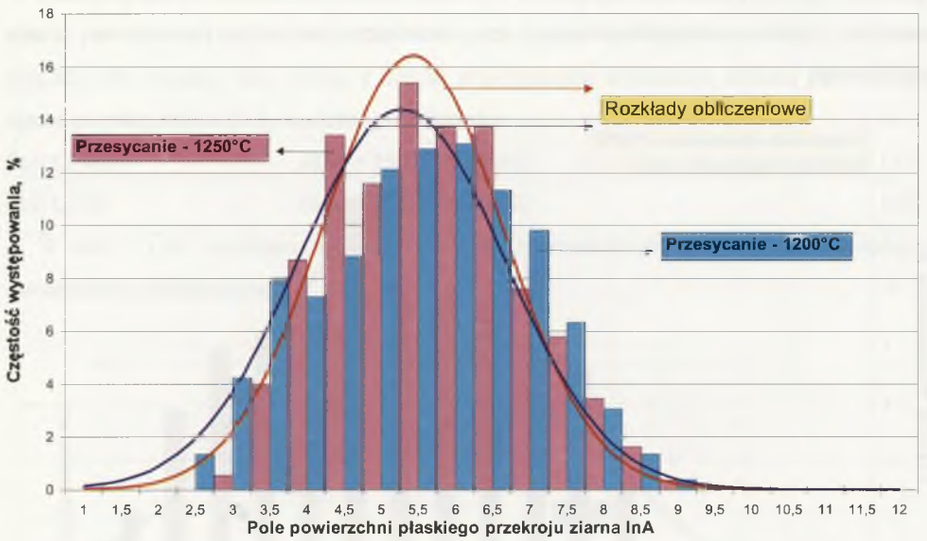
Otrzymano następujące wartości stałych: dla stali Cr-Mn - $B = 8\text{x}10^{-3}$, q = 0,135; a = 0,043 i dla stali Cr-Ni - B= $6{,}8\text{x}10^{-3}$; q= 0,187; a= 0,054

Po wstawieniu wartości stałych równanie (59) przybiera postać dla stali Cr-Mn:

$$\varepsilon_m = 8 * 10^{-3} * A_0^{0,135} Z^{0,043} \quad (60)$$

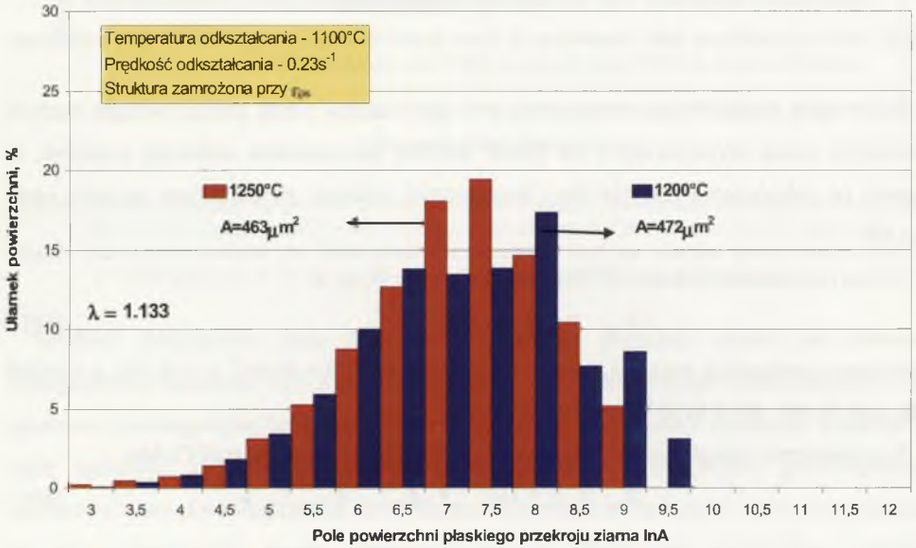
i dla stali Cr-Ni: $$\varepsilon_m = 6{,}8 * 10^{-3} * A_o^{0,187} * Z^{0,054} \quad (61)$$

Przeprowadzona analiza pozwoliła stwierdzić, że dla porównywalnych warunków odkształcania stal Cr-Ni w całym badanym zakresie wykazuje większą odkształcalność do maksimum naprężenia uplastyczniającego w porównaniu do stali Cr-Mn (rys.84).



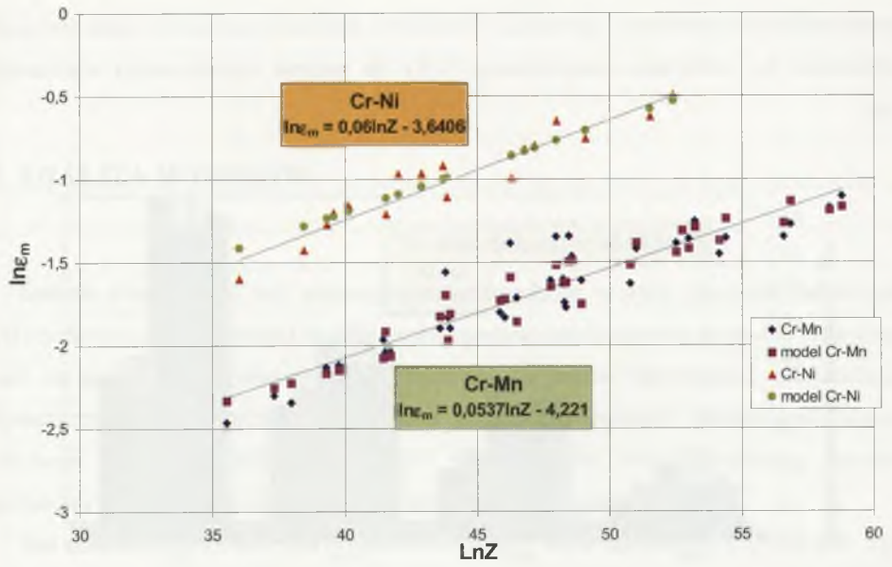
Rys.82. Wpływ początkowej wielkości ziarna po przesycaniu w 1200°C – A = 5907μm² i po przesycaniu w 1250°C- A = 20326 μm² na pole powierzchni ziarna zrekrystalizowanego A_S.

Fig.82. Influence of the initial grain size after solution treatment at 1200°C - A = 5907μm² and after solution treatment at 1250°C- A = 20326 μm² on the recrystallized grain area A_S



Rys.83. Rozkład geometryczny pola powierzchni przekroju poprzecznego ziarna w zależności od momentu zamrożenia struktury dla stali Cr-Mn przesycanej w 1200°C i 1250°C, odkształcanej w 1100°C z prędkością 0.23s⁻¹

Fig.83. Geometric distribution of cross-section area of grain depending on the structure freezing moment for Cr-Mn steel undergoing solution treatment at 1200°C and 1250°C and deformed at 1100°C at a speed of 0.23s⁻¹



Rys.84. Rzeczywiste i modelowe wartości odkształcenia ε_m w stali Cr-Ni i Cr-Mn

Fig.84. Real and model values of deformation ε_m in the Cr-Ni and Cr-Mn steel

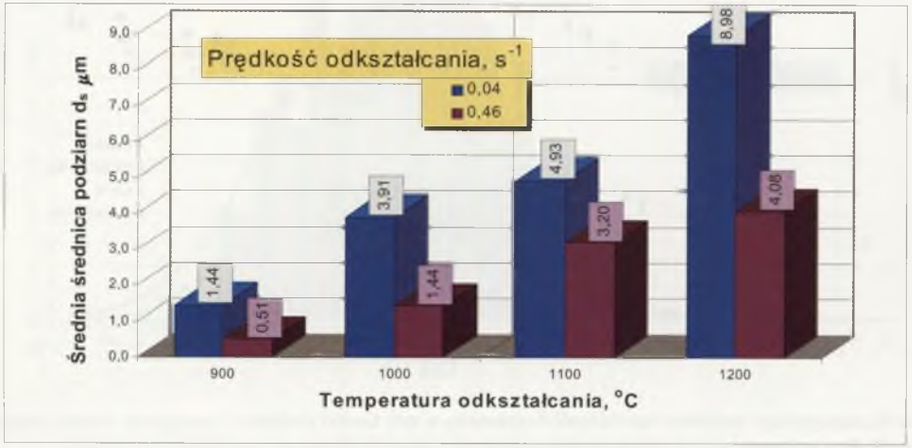
Badania metodami mikroskopii elektronowej rozmiarów subziarn w zakresie stanu ustalonego płynięcia plastycznego wykazały wpływ prędkości i temperatury odkształcania na średnią średnicę subziarn d_s (rys.85). Ze wzrostem temperatury rośnie wielkość subziarn i maleje ze wzrostem prędkości odkształcania [154]. Zmianę średniej średnicy można opisać za pomocą zależności:

- dla stali Cr-Ni $$d_s^{-1} = 0{,}18 \cdot \log Z - 2{,}1 \quad (62)$$
- dla stali Cr-Mn $$d_s^{-1} = 0{,}30 \cdot \log Z - 3{,}6 \quad (63)$$

Pomiary gęstości dyslokacji prowadzone w stali zamrożonej bezpośrednio po odkształceniu na gorąco potwierdziły dużą gęstość dyslokacji w subziarnach austenitu ($10^{13} \div 10^{14}$ m^{-2}) (rys.86). Średnia gęstość dyslokacji w subziarnach austenitu zmniejsza się z podwyższeniem temperatury odkształcania i zwiększa się ze wzrostem prędkości odkształcania. Średnia gęstość dyslokacji badanej stali Cr-Mn i Cr-Ni przy podobnych parametrach odkształcania w zakresie ustalonego płynięcia plastycznego jest zbliżona.

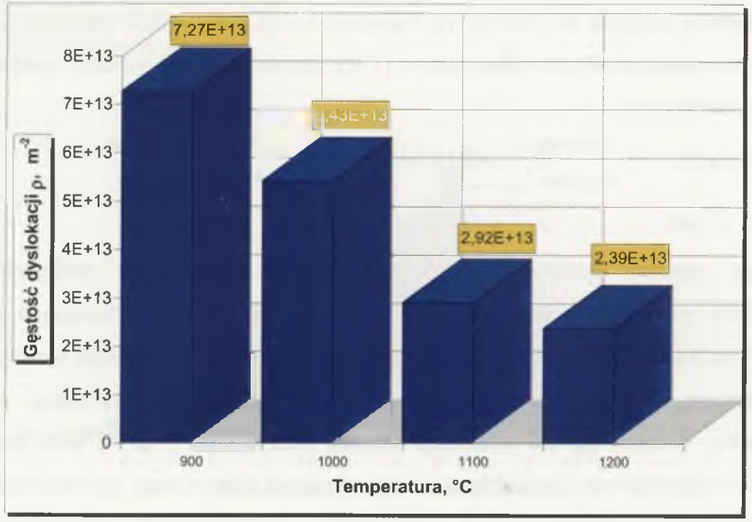
Nie stwierdzono wpływu innych parametrów geometrycznych mikrostruktury (np. średniego współczynnika kształtu ziarn ξ lub wydłużenia ziarn δ) na zwiększenie dokładności w zależnościach pomiędzy odkształceniem i mikrostrukturą po rekrystalizacji. Upraszcza to

proces analizy mikrostruktury ograniczając badania do określenia rozmiarów ziarna (np. pola powierzchni A), odchylenia standardowego S(A) lub podania współczynnika zmienności v(A).



Rys.85. Wpływ temperatury i prędkości odkształcania na średnią średnicę subziarn stali Cr-Ni w zakresie ustalonego płynięcia plastycznego

Fig.85. Influence of the temperature and speed of deformation on the average subgrain area in Cr-Ni steel within the range of steady state of plastic flow



Rys.86. Średnia gęstość dyslokacji subziarn austenitu stali Cr-Ni po odkształceniu z prędkością 0,46 s^{-1} w zakresie ustalonego płynięcia

Fig.86. Average dislocation density in the middle part of austenite subgrain in Cr-Ni steel after deformation at a speed of 0,46 s^{-1} up to the range of steady state of flow

7. ANALIZA WYNIKÓW

Badania plastyczności stali austenitycznych prowadzone w wielu zespołach badawczych były podstawą do opracowania modeli cieplno-mechanicznych procesu przeróbki plastycznej stali na gorąco. Opis mikrostruktury powstającej w trakcie zdrowienia i rekrystalizacji dynamicznej zawiera najczęściej zależności pomiędzy warunkami odkształcania, energią aktywacji procesu odkształcania na gorąco i średnicą ziarna, średnicą podziarna, gęstością dyslokacji oraz ułamkiem objętości stopu, który uległ rekrystalizacji.

Stal austenityczna Cr-Mn była przedmiotem badań i wielu opracowań [3, 8, 122-135, 156-163]. Zasadniczymi problemami poznawczymi i utylitarnymi były zagadnienia umacniania i mięknięcia austenitu manganowego w procesach odkształcania, obróbki cieplnej i cieplno-plastycznej. Obecna praca stanowi kontynuację tych badań. Założono, że materiałem porównawczym jest stal austenityczna Cr-Ni. Przeprowadzony program badań obu gatunków stali w takich samych warunkach i parametrach pozwolił na weryfikację opracowanych dla stali Cr-Ni modeli cieplno-plastycznych i strukturalnych. Przesycanie z różnej temperatury przed procesem odkształcania miało na celu zmianę rozmiarów ziarna austenitu. Pozwoliło to na śledzenie oddziaływania stopnia nasycenia roztworu stałego pierwiastkami stopowymi oraz geometrii ziarna na właściwości stali w trakcie odkształcania oraz na strukturę końcową.

Ujawniono i opisano zmiany mikrostruktury trudno odkształcalnej stali austenitycznej Cr-Mn zachodzące podczas odkształcania wysokotemperaturowego oraz przedstawiono ilościowe powiązanie tych zmian z parametrami charakteryzującymi odkształcalność materiału. Obrazem graficznym zjawisk zachodzących podczas odkształcania na gorąco są prezentowane krzywe $\sigma=f(\varepsilon)$. Dla stali Cr-Mn wartość maksymalna naprężenia uplastyczniającego σ_{pm} (rys.17) zmniejsza się z podwyższeniem temperatury odkształcania oraz zwiększa się ze wzrostem rozmiarów ziarna przed odkształcaniem. Zwiększenie naprężenia uplastyczniającego σ_{pm} w miarę podwyższania temperatury do odkształcania stali Cr-Mn wiązać należy ze zmianą składu chemicznego roztworu stałego w wyniku nasycania austenitu pierwiastkami z rozpuszczanych węglików $M_{23}C_6$. Zwiększa się EBU austenitu oraz zdolność materiału do umacniania. Wzrost prędkości odkształcania zwiększa wartość

maksymalną naprężenia uplastyczniającego σ_{pm} w badanym temperaturowym zakresie odkształcania (rys.19 i rys.20), przy czym największy względny przyrost naprężenia σ_{pm} obserwowano w temperaturze 1100°C. Ze wzrostem prędkości odkształcania podwyższeniu ulegają również wartości naprężeń krytycznych σ_c (rys.24 i rys.25, tabl.8-11).

Próba rozdzielenia zjawisk zachodzących w materiale podczas odkształcania na gorąco wskazuje (rys.27), że stal Cr-Mn jest materiałem silnie umacniającym się przy odkształcaniu z dominującym zdrowieniem dynamicznym.

Wartość odkształcenia ε_m odpowiadająca maksimum naprężenia uplastyczniającego σ_{pm} jest jednym z podstawowych wskaźników plastyczności stali. Względem tej wartości wyznaczane jest krytyczne odkształcenie ε_c i naprężenie σ_c odpowiadające zainicjowaniu zdrowienia i rekrystalizacji dynamicznej (np. z zależności $\varepsilon_c=0,65\div0,87\,\varepsilon_p$ [12, 107]). Odkształcenie ε_m maleje z podwyższeniem temperatury odkształcania powyżej 900°C i wyraźnie zwiększa się przy wzroście prędkości odkształcania (rys.21-23). Intensywność umocnienia, określona jako $\Theta=d\sigma/d\varepsilon$ stali Cr-Ni podczas odkształcania, jest znacznie mniejsza niż stali Cr-Mn, dlatego odkształcenie ε_m w stali Cr-Ni jest o 100%÷150% większe niż w stali Cr-Mn (rys.21 i 23). Różnice w odkształceniu ε_m obu materiałów wynikają z innej zdolności dyslokacji do rozszczepiania i asocjacji w trakcie odkształcania. Austenit manganowy charakteryzuje się z reguły skłonnością do dysocjacji dyslokacji w początkowych stadiach odkształcania – stąd tak duża prędkość umacniania. Dyslokacje zdysocjowane wykazują małą ruchliwość tworząc różne bariery (rys.39). W austenicie niklowym proces rozszczepiania jest mniej prawdopodobny i gatunki tej stali z reguły łatwiej się odkształcają. Czynnikiem silnie umacniającym roztwór stały jest ponadto węgiel. Rozpuszczenie w austenicie manganowym ok.0,4% C zwiększa EBU do ok. 50 mJ/m^2 i ogranicza udział rekrystalizacji dynamicznej w mięknięciu materiału (rys.27). Zgodnie z przedstawionym w rozdz. 2 podziałem (rys.1) zależnie od temperatury i prędkości odkształcania przebieg krzywych płynięcia odpowiada krzywej typu 1 lub 2 (rys.29-32).

Wpływ rozmiarów ziarna wyjściowego na położenie i przebieg krzywych płynięcia plastycznego przy odkształcaniu w temperaturze 800°C (rys.31) wskazuje, że w stali Cr-Mn ze zwiększeniem się rozmiaru ziarna maleje naprężenie uplastyczniające, szczególnie po przekroczeniu odkształcenia ε_m. Natomiast wpływ wyjściowego rozmiaru ziarna uwidacznia się wyraźnie przy odkształcaniu w temperaturze intensywnej rekrystalizacji dynamicznej - 1000°C i 1100°C (rys.32).

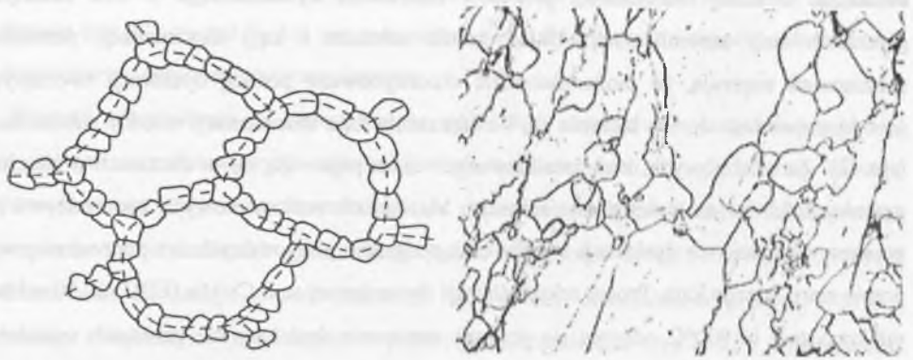
Zmiany struktury stali Cr-Mn i Cr-Ni odkształcanej na gorąco potwierdzają, że zarodkowanie i wzrost drobnych, prawie pozbawionych defektów i bliźniaków, równoosiowych ziarn następuje na granicach ziarn wyjściowych szczególnie w potrójnych punktach granic (rys.41). Proces tworzenia się ścianek poligonalnych zachodzi łatwo świadcząc o dużej skuteczności procesów zdrowienia dynamicznego w obu badanych gatunkach stali austenitycznej. Układ granic subziarn i kąty dezorientacji pomiędzy subziarnami sugerują, że może zachodzić skoordynowany poślizg dyslokacji tworzących ścianki prowadząc do ich łączenia się i zwiększania kąta dezorientacji między subziarnami (rys.42). Zarodki nowych, zrekrystalizowanych ziarn pojawiają się w obszarach o znacznej gęstości defektów na styku granic subziarn. Mechanizm wzrostu nowych ziarn odbywa się poprzez wspinanie się dyslokacji w ściankach podgranic poligonalnych lub poprzez migrację granic ziarn dużego kąta. Proces rekrystalizacji dynamicznej stali Cr-Mn (EBU ok. 50 mJ/m^2) odkształcanej w 900°C odbywa się poprzez wspinanie dyslokacji na granicach sąsiednich subziarn i stopniową koalescencję subziarn (rys.42). Zarodkowanie nowych ziarn i rozrost w procesie rekrystalizacji dynamicznej stali Cr-Ni (EBU ok. 20 mJ/m^2) odbywa się poprzez migrację granic ziarn (rys.41b, rys. 43), jak również poprzez mechanizm koalescencji subziarn.

W polikryształach wyginanie się istniejących granic ziarn odgrywa zasadniczą rolę w przebudowie mikrostruktury. Na granicach ziarn powstają występy i granica przyjmuje charakter schodkowy. Już przy niewielkich odkształceniach $\varepsilon = 0,1$ dla stali Cr-Mn i 0,2 dla stali Cr-Ni granice ziarn stają się wydłużone i pofałdowane, tworząc charakterystyczne „zęby piły" (rys.44). To postrzępienie granic ziarn zwiększa się, gdy temperatura odkształcania wzrasta, a prędkość maleje. Taka postrzępiona granica ma kilka wystających "zębów", które ulegają ograniczonemu odkształceniu [73].

W obu gatunkach stali austenitycznej zarodki zrekrystalizowanych dynamicznie ziarn tworzą się najpierw w pobliżu „starych" granic ziarn (rys.44). Zarodki nowych ziarn tworzą strukturę przypominającą „naszyjnik" z drobnymi ziarnami wokół granic ziarn pierwotnych (rys.87). Przy większych odkształceniach coraz więcej ziarn dołączanych jest do „naszyjnika" tworząc „kaskady" odchodzące od granic ziarn. W miarę wzrostu odkształcenia kolonie nowych ziarn rozrastają się i obszar zrekrystalizowany stopniowo obejmuje odkształcone ziarna od granicy do środka (rys.36, 47, 52, 53). Proces zachodzi w całej objętości ziarn (rys.54), bez wyróżnienia granicy przemieszczania się frontu rekrystalizacji, jak to występuje w trakcie rekrystalizacji statycznej. Uważa się, że koniec tego procesu następuje w chwili,

gdy wartość naprężenia uplastyczniającego zmniejszy się do wartości σ_{ps} (ustalone płynięcie plastyczne) [38]. Ciągły proces zniekształcania ziarn jest szybko usuwany przez dynamiczne procesy odbudowy. Możliwe jest więc wielokrotne rozdrobnienie ziarn stali austenitycznej poprzez prawidłowy dobór parametrów obróbki plastycznej na gorąco.

a) b)



Rys.87. Zarodkowanie nowych ziarn podczas RD:
a)schemat [74]; b) mikrostruktura stali Cr-Mn podczas odkształcania w temperaturze 1000°C z prędkością 0,23 s^{-1}

Fig.87. Nucleation of new grains during RD:
a) scheme [74]; b) microstructure of Cr-Mn steel during deformation at temperature of 1000°C with speed of 0,23 s^{-1}

W czasie odkształcania na gorąco konkurują ze sobą procesy umocnienia odkształceniowego (rys.88) oraz procesy zdrowienia i rekrystalizacji dynamicznej (rys.89). Ilościowy opis tych procesów jest skomplikowany, gdyż następuje ciągła zmiana geometrii ziarn w trakcie procesu.

Rys.88. Mikrostruktura stali Cr-Mn po odkształceniu w temperaturze 800°C z prędkością odkształcania 0,23 s^{-1}

Fig.88. Microstructure of Cr-Mn steel after deformation at temperature of 800°C with a deformation speed of 0,23 s^{-1}

Rys.89. Mikrostruktura stali Cr-Mn po odkształceniu w temperaturze 1000°C z prędkością odkształcania 2,1 s^{-1}

Fig.89. Microstructure of Cr-Mn steel after deformation at temperature of 1000°C with a deformation speed of 0,23 s^{-1}

Stal Cr-Mn w wyjściowym stanie ma strukturę austenitu o średniej powierzchni ziarna płaskiego ok. 6000 μm^2, przy czym 30% ziarn ma powierzchnię mniejszą niż 500 μm^2 a ich łączna powierzchnia stanowi jedynie 10% całej powierzchni przekroju. Ziarna w stanie wyjściowym mają regularny kształt (współczynnik kształtu ok. 0.6) bez wydłużeń (współczynnik wydłużenia ok. 1.0). Analiza mikrostruktury stali Cr-Mn po odkształceniu w temperaturze od 800 do 1100°C na plastometrze skrętnym wskazuje, że dominują dwa odmienne procesy zmian cech geometrii ziarn. W stali odkształcanej w temperaturze 800 i 900°C ziarna są silnie wydłużane (rys.34, 35) na przekroju wzdłużnym próbki średnia powierzchnia płaskiego przekroju ziarna austenitu zmniejsza się około dwa razy (do około 3700÷3000 μm^2). Takie zmiany pola powierzchni ziarna przy odkształcaniu w tej temperaturze wywołane są poprzez wydłużanie równoosiowego ziarna w kierunku przyłożonego naprężenia. Współczynnik kształtu przyjmuje wartości 0.43÷0.52 (tabl. 19), a współczynnik wydłużenia ziarna zależnie od temperatury i prędkości odkształcania przyjmuje wartości od 1.45 do 2.41 (rys. 68 i tabl. 23), rośnie przy tym częstość występowania oraz udział powierzchniowy ziarn drobnych (poniżej 500 μm^2). Wszystkie te dane wskazują jednoznacznie, że mikroskopowo materiał ma cechy charakterystyczne dla struktur odkształconych. Prędkość odkształcania próbek w badanym przedziale nie ma istotnego wpływu na mikrostrukturę.

W stali odkształcanej w temperaturze 1000 i 1100°C średnia powierzchnia ziarn ulega wielokrotnemu zmniejszeniu w porównaniu do materiału wyjściowego (rys.56), przy czym powierzchnia ok. 20% ziarn nie przekracza 50 i 100 μm^2, a 15% analizowanej powierzchni zajęta jest przez ziarna o rozmiarach odpowiednio 250 i 500 μm^2. Średnia powierzchnia ziarna próbek przesycanych z 1200°C i odkształcanych w temperaturze 1000°C z prędkością 0,02 s^{-1} jest około 30 razy mniejsza, a dla próbek przesycanych z 1250°C około 100 razy mniejsza od wyjściowej powierzchni ziarna (rys.60). Współczynnik kształtu ziarn ξ ponownie osiąga wartość zbliżoną do 0.6 (jak w stanie wyjściowym), zmniejsza się również współczynnik wydłużenia ziarna δ, który nie przekracza wartości 1.47 (rys.68). Zmiany wartości analizowanych wskaźników wskazują, że dominującym mechanizmem przebudowy mikrostruktury w tym przedziale temperatury odkształcania jest rekrystalizacja dynamiczna.

Odkształcanie stali Cr-Ni w temperaturze 1200°C powoduje stopniowy rozrost ziarn zrekrystalizowanych dynamicznie do ok. 1650 μm^2 przy odkształcaniu z prędkością 0,04 s^{-1} (rys.58). Ze wzrostem prędkości odkształcania następuje zmniejszenie rozmiarów ziarna. W całym zakresie ustalonego płynięcia plastycznego od odkształcenia ε_{ps} do zerwania próbek obu gatunków stali rozmiar ziarna utworzonego w wyniku rekrystalizacji dynamicznej nie zależy praktycznie od wielkości odkształcenia ε a jedynie od warunków odkształcania (T, $\dot{\varepsilon}$).

Wskutek rekrystalizacji dynamicznej przy temperaturze 1000÷1100°C uzyskano praktycznie takie same rozmiary ziarna niezależnie od rozmiaru ziarna wyjściowego badanych gatunków stali austenitycznej.

Przeprowadzone badania porównawcze pozwoliły ustalić, że dla warunków odkształcenia (T, $\dot{\varepsilon}$), naprężenia σ_{ps} (lub σ_{pm}) i rozmiarów ziarna utworzonego w procesie rekrystalizacji dynamicznej D_s(lub A_s) istnieją następujące zależności:

- pomiędzy naprężeniem stanu ustalonego płynięcia σ_s a wielkością zrekrystalizowanego dynamicznie ziarna austenitu:

  dla stali Cr-Mn $\sigma_s = 2156 \cdot A_s^{-0,54}$, dla stali Cr-Ni $\sigma_s = 1167 \cdot A_s^{-0,45}$;
- pomiędzy parametrem Zenera-Hollomona Z i średnią powierzchnią płaskiego przekroju ziarna po rekrystalizacji dynamicznej:

  dla stali Cr-Mn $\ln A_s = 15,85 - 0,21 \ln Z$, dla stali Cr-Ni $\ln A_s = 15,02 - 0,22 \ln Z$;
- pomiędzy wartością naprężenia uplastyczniającego σ_p a prędkością odkształcania:

  stali Cr-Mn w postaci $\sigma_p = 119\dot{\varepsilon}^{0,19}$ i stali Cr-Ni w postaci $\sigma_p = 105\dot{\varepsilon}^{0,16}$;
- pomiędzy powierzchnią ziarna wyjściowego austenitu, parametrem Zenera-Hollomona Z i wartością odkształcenia ε_m:

  stali Cr-Mn w postaci $\varepsilon_m = 8 * 10^{-3} * A_0^{0,135} Z^{0,043}$ i stali Cr-Ni w postaci $\varepsilon_m = 6,8 * 10^{-3} * A_o^{0,187} * Z^{0,054}$;
- pomiędzy średnicą subziarn i parametrem Zenera-Hollomona Z:

  dla stali Cr-Ni $d_s^{-1} = 0,18 \cdot \log Z - 2,1$; dla stali Cr-Mn $d_s^{-1} = 0,30 \cdot \log Z - 3,6$.

Uzyskane wyniki badań dają podstawę do sformułowania stwierdzeń i wniosków ujmujących zasadnicze poznawcze i utylitarne aspekty zagadnienia, obejmujące:

- ujawnienie zgodności i różnic w przebiegu procesów umacniania i mięknięcia stali Cr-Ni oraz trudno odkształcalnej stali Cr-Mn;
- ujawnienie zjawisk strukturalnych zachodzących podczas zdrowienia i rekrystalizacji dynamicznej stali o małej EBU;
- ustalenie zależności pomiędzy zmianami mikrostruktury stali Cr-Ni i Cr-Mn zachodzących podczas odkształcania wysokotemperaturowego i parametrami charakteryzującymi warunki odkształcania materiału.

8. PODSUMOWANIE I WNIOSKI

Technologiczną plastyczność stali, czyli podatność materiału do odkształcenia plastycznego ocenia się na podstawie zmian naprężenia uplastyczniającego w funkcji temperatury, wielkości i prędkości odkształcania oraz wyjściowych rozmiarów ziarna. Temperaturę i prędkość odkształcania wyraża się za pomocą parametru Z Zenera-Hollomona. Opracowano zależności łączące parametr Z oraz naprężenie i odkształcenie uplastyczniające. Dla obu stali naprężenie uplastyczniające σ_p i odkształcenie ε_m maleją ze wzrostem temperatury odkształcania oraz wzrastają z podwyższeniem prędkości odkształcania i rozmiarów ziarna wyjściowego.

Badania stali Cr-Mn o strukturze austenitu manganowego poszerzyły zakres danych do modelowania cieplno-mechanicznego procesu przeróbki plastycznej stali trudno odkształcalnej o znajomość zjawisk strukturalnych zachodzących podczas i bezpośrednio po odkształceniu oraz ich ilościowy opis. Znajomość ta pozwoliła na modyfikację istniejących zależności. Wprowadzenie do modeli zmian struktury średniej powierzchni płaskiego przekroju ziarna oraz odchylenia standardowego S(A) lub podania współczynnika zmienności v(A) upraszcza proces analizy mikrostruktury ograniczając żmudne badania. Opracowana metodyka ilościowej oceny ziarna stali austenitycznej zapewnia otrzymywanie powtarzalnych wyników badań.

Przeprowadzone badania potwierdziły, że złożoność zjawisk towarzyszących odkształcaniu na gorąco może być opisana przez zastosowanie numerycznych metod modelowania mikrostruktury. Niezbędna jest do tego szczegółowa znajomość jednostkowych zjawisk strukturalnych zachodzących w warunkach odkształcania na gorąco, a w szczególności:

1. Badana stal Cr-Mn jest materiałem silnie umacnianym przy odkształceniu z dominującym zdrowieniem dynamicznym.
2. Czynnikami oddziałującymi na poziom naprężenia uplastyczniającego jest temperatura odkształcania, prędkość odkształcania oraz rozmiar ziarna wyjściowego.
3. Proces rekrystalizacji dynamicznej stali Cr-Mn (EBU ok. 50 mJ/m^2) odbywa się poprzez wspinanie dyslokacji w granicach sąsiednich subziarn i ich koalescencję. Zarodkowanie nowych ziarn i ich rozrost w procesie rekrystalizacji dynamicznej stali Cr-Ni (EBU ok.

20 mJ/m^2) odbywa się poprzez migrację granic ziarn dużego kąta, jak również poprzez koalescencję subziarn.

4. W całym zakresie ustalonego płynięcia plastycznego dla obu gatunków stali rozmiary ziarna utworzonego w wyniku rekrystalizacji dynamicznej nie zależą praktycznie od wartości odkształcenia ε, a tylko od warunków odkształcenia (T, $\dot{\varepsilon}$). Uzyskano praktycznie takie same ziarna niezależnie od rozmiarów ziarna wyjściowego badanych gatunków stali austenitycznej.
5. Dla stosowanych warunków odkształcenia (T, $\dot{\varepsilon}$), naprężenia σ_{ps} (lub σ_{pm}) i rozmiarów ziarna utworzonego w procesie rekrystalizacji dynamicznej D_s(lub A_s) istnieją następujące zależności:
   - pomiędzy naprężeniem stanu ustalonego płynięcia σ_s a wielkością zrekrystalizowanego dynamicznie ziarna austenitu;
   - pomiędzy parametrem Zenera-Hollomona Z i średnią powierzchnią płaskiego przekroju ziarna po rekrystalizacji dynamicznej;
   - pomiędzy wartością naprężenia uplastyczniającego σ_p a prędkością odkształcania stali
   - pomiędzy powierzchnią ziarna wyjściowego austenitu, parametrem Zenera-Hollomona Z i wartością odkształcenia ε_m stali;
   - pomiędzy średnicą subziarn i parametrem Zenera-Hollomona Z.
6. Wpływ takich parametrów opisu mikrostruktury, jak średni współczynnik kształtu ξ, współczynnik wydłużenia ziarn δ na zwiększenie dokładności zależności pomiędzy odkształceniem i mikrostrukturą otrzymaną po rekrystalizacji jest mało istotny. Można więc uprościć proces analizy mikrostruktury ograniczając badania do wyznaczenia rozmiarów ziarna (np. pola powierzchni A) i jego odchylenia standardowego S(A) lub podania współczynnika zmienności v(A). Rozkłady częstości występowania ziarn po przesycaniu i rekrystalizacji dynamicznej można opisać funkcją rozkładu logarytmiczno – normalnego.
7. Przy porównywalnych parametrach odkształcania stal Cr-Mn ma większe ziarno austenitu po rekrystalizacji dynamicznej w porównaniu do stali Cr-Ni mimo obecności drobnych cząstek węglików działających hamująco na rozrost.

LITERATURA

1. Remy L.: Metall. Trans., **8.A**., 1977, nr 2, p. 253-258.
2. Szwarc A., Gorczyca S.: Hutnik, **48**, 1981, s. 389.
3. Hetmańczyk M.: Strukturalne podstawy doboru składu chemicznego i technologii oraz kształtowania własności stali Cr-Mn, Zeszyty Naukowe Pol. Śląskiej ser. Hutnictwo, z.25, Gliwice 1983.
4. Forch K., Stein G., Menzel J.: High Nitrogen Steels, Proc. of HNS'90, Stahl und Eisen, 1990, p.258.
5. Foct J., Mastorakis A.: Solid State Phenomena, **25-26**, 1992, p.581.
6. Stein G., Menzel J., Dorr H.: High Nitrogen Steels, Proc.of HNS'90, Stahl und Eisen, 1990, p.32.
7. Holzgruber W.: High Nitrogen Steels, Proc. of HNS'90, Stahl und Eisen, 1990, p.39.
8. Niewielski G.: Kierunki rozwoju stali Cr-Mn z azotem, Mat. Konf. SWA'96, Wisła 1996, s.215.
9. Paulus N., Uggowitzer P.J., Mullner P.: Proc. Mater. Innovation Stainless Steel, 1st European Stainless Steel Conf., 11-14.10.93, Florence, **3**, 1993, p.315.
10. Yada H., Matsuzu N. i inni: Trans. Iron Steel. Inst. Jap., **23**, 1983, nr 2, p.100.
11. Mc Queen H.J., Ryan N.D., Evangelista E.: Mater. Sc. and Engeneering, **81**, 1986, p.914.
12. Venugopal S., Mannan S.L.: Mater. Sc. Eng., **A160**, 1993, Nr. 1., p.63÷69.
13. Mc G. Tegart J. W.: Proc.Int.Conf., Recrystalization'92, , San Sebastian 1993, Part1, p.1÷18.
14. Sellars C.M.: Proc.Int.Conf., Recrystalization'92, , San Sebastian 1993, Part1, p.29÷40.
15. Militzer M., Sun W.P., Jonas J.J.: Proc.Int.Conf., Recrystalization'92, , San Sebastian 1993, Part1, p.163÷168.
16. Mc Queen H.J., Ryan N.D., Evangelista E.: Proc.Int.Conf., Recrystalization'92, , San Sebastian 1993, Part 3, p.435÷440.
17. Barbosa R.A.N.M., Sellars C.M.: Proc.Int.Conf., Recrystalization'92, , San Sebastian 1993, Part. 3, p.461÷466.
18. Mc Laren A.J., Sellars C.M.: Mater. Sc. Technol., **8**, 1992, nr 12. p.1090÷1094.
19. Sellars C.M.: Zesz. Nauk. AGH, Nr. 759, Met. i Odl., **5**, 1979, p.377.
20. Sandstrom R., Lagneborg R.: Acta Metall., **23**, 1975, p.387.
21. Wierzbiński S.: Analiza procesów wysokotemperaturowego odkształcania stopów miedzi z niklem, Zesz. Nauk. AGH, nr 1518, 1993
22. Korbel A., Gorczyca S.: Fiz. Met. Mietallow., **31**, 1971, p.606.
23. Błaż L., Szczerba M.: Arch. Hutn., **30**, 1985, p.557.
24. Pietrzyk M.: Hutnik, 1994, nr 61, s.314.
25. Gronostajski Z.: Badania i modele zmian naprężenia uplastyczniającego brązów krzemowych i miedzi, Wrocław 1994, praca doktorska.
26. Sellars C.M., Mc G. Tegart W.J.: Int. Met. Rev., **17**, 1972, p.1.
27. Towle D.J., Gladman T.: Metal Sc., **13**, 1979, p.246-256.
28. Hensger K.E., Klimanek P.: Neue Hutte, **28**, 1983, Nr.1, p.15.
29. Mc Queen H.J., Jonas J.J.: Treatise on Materials Science and Technology, Plastic Deformation of Materials, Academic Press, New York, **6**,1975, p.393.

30. Mc Queen H.J.: Zesz. Nauk. AGH, nr 759, Met. i Odl., **5**, 1979, p.421.
31. Mc Queen H.J., Jonas J.J.: Metal Forming: Interrelation Between Theory and Practice, Plenum, New York, 1971, p. 393-428.
32. Mc Queen H.J.: Mater. Sc.Eng. **A101**, 1988, p.149.
33. Sellars C.M.: Mater. Sci. Forum Vols., **113-115**, 1993, p.29.
34. Mc Queen H.J.: Metall. Trans., **8A**, 1977, p.807.
35. Mc Laren A.J., Sellars C.M.: Mater. Sci. Technol., **8**, 1992, nr 12. p.1090÷1094.
36. Jonas J.J., Sellars C.M., Mc G Tegart W.J.: Met. Rev., **14**, 1969, p.1.
37. Sakai T., Jonas J. J. : Acta Metall., **31**, 1983, p.631.
38. Wierzbiński S., Korbel A., Jonas J.J.: Mat. Sci. and Techn., **8**, 1992, p.153.
39. Sah J.P., Richardson G. J., Sellars C.M.: Met. Sci, **8**, 1974, p.325.
40. Grosman F., Hadasik E., Sajdak C.: Inż. Mater., 1994, nr 3-4, s.77.
41. Gałkin A.M.: Badania plastometryczne metali i stopów, Wyd. Pol. Częstochowskiej, Monografie nr 15, Częstochowa 1990.
42. Grosman F.: Materiały konferencji „Plastyczność materiałów", Ustroń, 1996, s.11.
43. Hadasik E., Sobański A.: Materiały seminarium „Zastosowanie badań plastometrycznych w przeróbce plastycznej metali", Politechnika Częstochowska, Częstochowa 1981, s.54.
44. Schindler I.: Second doctorate thesis., VŠB Ostrava 1991.
45. Schindler I., Boruta J.: „Utilization Potentialitists of the Torsion Plastometer" Silesian Technical University, Katowice 1998.
46. Shenton P.A., Sellars C.M.: Ironmaking a. Steelmaking, **22**, 1995, nr 1, p.78.
47. Jonas J.J., Mc Queen H.J.,Wong W.A.: Iron Steel Inst, London, 1968, p.49-59.
48. Sandström R., Lagneborg R.: Acta Metall. **23**, 1975, p.387.
49. Pietrzyk M.: Hutnik, 1993, nr 60, s.190.
50. Pietrzyk M., Majta J.: Mat. II Konf. „Zastosowanie komputerów w zakładach przetwórstwa metali", Wisła 1995, s.43.
51. Pietrzyk M.: Propozycja modelu opisującego umocnienie metali w procesach plastycznej przeróbki na gorąco i uwzględniającego historię odkształcenia, PLAST'96, Ustroń 1996, s.1.
52. Mc Queen H.J., Jonas J.J.: J. Appl. Met. Work., **3**, 1984, p.233.
53. Ryan N.D., Mc Queen H.J.: Int. Symposium on Plasticity and Resistance to Metal Deformation, S. Blecic ed., Ferrous Metal Institute, Niksic, Jugoslavia 1986, p.11.
54. Ryan N.D., Mc Queen H.J., Evangelista E.: Annealing Processes, Recovery, Recrystalization and Grain Growth, Hansen N. I inni ed. Riso Natl. Laboratory, Roskilde, Denmark, 1986, p.527.
55. Pietrzyk M., Kusiak H., Kędzierski Z.; Hutnik, 1991, nr 8, s. 266-272.
56. Korbel A.: Arch Metall., **35**, 1990, s.177.
57. Kuziak R.: Matematyczne modelowanie zmian mikrostrukturalnych podczas nagrzewania, przeróbki cieplno-plastycznej i chłodzenia stali perlitycznych, Prace IMŻ, Gliwice 1997, nr 2.
58. Błaż L.: Dynamiczne procesy strukturalne w metalach i stopach, Wyd. AGH, Kraków 1998.
59. Spitel T., Spitel M.: Neue Hutte, **34**, 1989, nr 1, p.23.
60. Kliber J., Schindler I.: Steel Res., **60**, 1989, nr 11, p.503.
61. Adebanjo R.O., Miller A.K.: Mater.Sci.Eng., **A119**, 1989, nr 1-2, p. 95.
62. Ryan N.D., Mc Queen H.J.:Can. Metall. Quart., **30**, 1991, nr 2, p.113.
63. Kusiak J.: Zastosowanie technik optymalizacyjnych w symulacji procesów plastycznej przeróbki metali. AGH, Kraków 1995.

64. Pietrzyk M., Kędzierski Z., Kusiak H., Madej W., Lenard J.G.: Steel Research, **64**, 1993, p.549.
65. Lis A.K.: Podstawy kształtowania wysokiej odporności na pękanie ultraniskowęglowych stali bainitycznych, Wyd. Politechniki Częstochowskiej, seria: Monografie, nr 53, Częstochowa 1998.
66. Pietrzyk M., Roucoules C., Hodgson P.D.: ISIJ Int., 1995, p.531.
67. CAPS-Finel, Das Finite-Element-Programm zur Simulation umformtechnischer Fragestellungen, CPM GmbH Herzogenrath, Germany.
68. Wyrzykowski J.W., Pakieła Z., Świderska A.: Odkształcenie plastyczne polikrystalicznych metali, Wyd. Pol. Warszawskiej, Warszawa 1993.
69. Matuszewski T., Machmeier P.M., Mc Queen H.J.: Metall. Trans., **22A**, 1991, p.469.
70. Ryan N.D., Mc Queen H.J.; Mater. Sci. and Techn., **7**, 1981, nr 8, p. 818.
71. Błaż L.: Zesz. Nauk. AGH, Nr. 1196, Met. i Odl., 1988.
72. Hetmańczyk M., Niewielski G.: Inż. Mater., 1992, nr 4/5, s. 77.
73. Cetlin P.R. ; ISIJ International, **27**, 1989, nr 2, p. 175.
74. Hodgson P.D.: Mathematical Modeling of Recrystalization Processes During the Hot Rolling of Steel, University of Queensland (pr. doktorska), 1993.
75. Spittel T, Spittel M.: 6th Int. Conf. on Formability'94, p.125.
76. Tokarz A.; Prace IMŻ 3-4, Gliwice 1994, s. 31-35.
77. Sellars C.M.: Czechoslovak Journal of Physic, **B 35**, 1985, p. 239.
78. Mc Laren A.J., Sellars C.M.: Mater. Sc. Techn., **8**, 1992, p.1090.
79. Anderson I., Grong O.: Analytical Modelling of Grain Growth in Metals and Alloys in the Presence of Growing and Dissolving Precipitates - I. Normal Grain Growth, Acta Metall. Mater., **43**, 1995, p.2673.
80. Schindler I., Boruta J.: Arch. Hutn., **39**, z. 4, 1994, s. 479.
81. Matteazzi S., Petrone G., Piatti G.: Itall. Materialla, 1983, p.363.
82. Sellars C.M., Whiteman J.A.: Recrystalization and Grain Growth in Hot Rolling, Metal Sci., **13**, 1979, p.187.
83. Mc Queen H.J., Overdal O., Cingara A., Gjestland H.: M. High Temp., **10**, 1992, p.207.
84. Barbosa R.A.N.M., Sellars C.M.: Recrystalization `92, Switzerland, Trans.Tech. Publications, **113-115**, 1993, p.461.
85. Glover G., Sellars C.M.: Metall. Trans., **4**, 1973, p.765.
86. Mc Queen H.J., Ryan N.D., Konopleva E.V; Canadian Metallurgical Quarterly, **34**, 1995, nr 3, p. 219-229.
87. Mc Queen H.J., Evangelista E., Ryan N.D.: Proc. Inter. Conf. Innovation Stainless Steel, Florence, 11-14. 10., **2**,1993, p.289.
88. Roberts W., Boden H., Ahlblom B.: Metal. Sc., **13**, 1979, p.195.
89. Ryan N.D., Mc Queen H.J., Evangelista E.: Mater. Sc. Eng., **81**, 1986, p.259.
90. Mc Queen H.J., Cingara A., Ryan N.D.: Stainless Steels`92, Stockholm, 1993, p.904.
91. Luton M. J., Sellars C. M.: Acta Metall., **17**, 1969, p.1033.
92. Petkovic R.A., Luton M.J., Jonas J.J.: Inter. Symp. On Hot Forming of Steel, Strebske Pleso, Czechosłowacja 1974.
93. Ryan N.D., Mc Queen H.J.: High Temp. Tech., **8**, 1990, p.185.
94. Tanaka K., Nakamura T., Hoshida Y., Hara S.: Res. Mech., **12**, 1986, p.41.
95. Ryan N.D., Mc Queen H.J.: High Temp. Tech., **8**, 1990, p.27.
96. Mc Queen H. J., Yue S., Ryan N.D., Fry E.: J. Mater. Proc. Techn., **53**, 1995, p.293.
97. Ouchi C., Okita T.: Trans. Iron Steel. Inst. Jap., **22**, 1982, p.543.
98. Ueki M., Hattori M i inni: Trans. Iron Steel. Inst. Jap., **26**, 1986, nr 10, p.906.

99. Sellars C.M.: Mat. Sc. Techn., **6**, 1990, p.1072.
100. Lehnert W., Cuong N.D.: 6th Int. Conf. on Formability'94, p.236.
101. Cingara A.,St. Germaine L., Mc Queen H.J.: Processing, Microstructure and Properties of HSLA Steels, A.Deardo, ed., Met. Soc. AIME, Warrendale, **PA**, 1988, p.91.
102. Schindler I., Boruta J., Kliber J., Niewielski G.: Predikce deformacnich odporu nerezavejicich oceli s uvazovanim vlivu dynamickeho uzdravovani, Mat.V Inter. Metalurgical Symposium, Ostrava 1996, nr 4, p.179.
103. Kliber J., Schindler I.: Steel Res., **60**, 1989, nr 11, p.503.
104. Sellars C.M., Whiteman J.A.: Controlled Processing of HSLA Steels, BSC Product Technology Conference, New York 1976.
105. Hodgson P.D., Collison D.C.: Proc. Symp. Mathematical Modelling of Hot Rolling of Steel, Hamilton, Canada, 1990, p. 239.
106. Stüwe H.P., Ortner B.: Metal Sci., **8**, 1974, p.161.
107. Sellars C.M.: Inż. Mater., 1998, nr 3, s.100.
108. Manohor P.A., Dunne D.P., Chandra T.: Grain Growth Predictions in Microalloyed Steels, ISIJ Int., **36**, 1996, p.194.
109. Beynon J.H., Sellars C.M.: Modelling Microstructure and its Effect during Multipass Hot Rolling, ISIJ Int., **32**, 1992, p.359.
110. Ryan N.D., Mc Queen H.J.; Canadian Metallurgical Quarterly, **29**, 1990, nr 2, p. 147.
111. Mataya M.C., Brown E.L., Riendeau M.P; Metall. Trans. A (Physical Metallurgy and Materials Science) **21A**, July 1990, nr 7, p. 1969.
112. Sandberg A., Sandström R.: Mater. Sc.Technol., **2**, 1986, p.917.
113. Derby B.; Scripta Metallurgica et Materialia, **27**, 1992, p. 1581.
114. Shenton P.A., Sellars C.M; Ironmaking and Steelmaking, **22**, 1995, nr 1, p. 78.
115. Adamczyk J.: Wiad. Hutn., 1984, nr 7-8.
116. Viswanattan R., Bauer C.L.: Acta Metall., **25**, 1973, p.521.
117. Wierzbiński S., Korbel A., Jonas J.J.: Mat. Sci. and Techn., **8**, 1992, s.153.
118. Roucoules C., Hodgson P.D., Yue S., Jonas J.J.: Metall. Mater. Trans. a Physical Metall. and Mater. Sc., **25A**, 1994, nr 2, p.389.
119. Bochniak W.: Zesz. Nauk. AGH, nr 1126, Met. i Odl., 1989, z.122.
120. Dybiec H.: Zesz Nauk. AGH, nr 1414, Met. i Odl., 1991, z.136.
121. Sakai T., Jonas J.J.: Acta Metall., **32**, 1984, p.189.
122. Hetmańczyk M., Niewielski G.: Zależność pomiędzy strukturą i własnościami austenitycznych stali trudno-odkształcalnych, Prace Pol. Śl., BK-646/RM-7/93, 1993 (niepublikowane).
123. Hetmańczyk M., Niewielski G., Ducki K., Lalik S.:Inż. Mater., 1994, nr 3-4, s.62.
124. Niewielski G., Hetmańczyk M., Herian J.: Mat. Międzyn. Konf. „Rozwój Metodyki i Zastosowań Badań Plastometrycznych- PLAST'94", Wisła 1994, s.89.
125. Niewielski G.: Badania zmian struktury stali Cr-Mn w procesie przesycania, sprawozdanie z pr. bad. KBN 7 0829 91 01, Katowice 1992 (nie publikowana).
126. Hetmańczyk M., Niewielski G., Ducki K., Lalik S.:Strukturalne podstawy obróbki cieplnej i cieplno-plastycznej stopów o specjalnych własnościach fizykochemicznych, Inż. Mater., 1994, nr 3-4, s.62-66.
127. Niewielski G., Hetmańczyk M., Maliński M., Lalik S.: Rozrost ziarna w austenitycznej stali Cr-Mn, Nowości i Postęp Techniczny w Inżynierii Materiałowej, Katowice-Ostrawa 1993, s.64.

128. Niewielski G., Hetmańczyk M.: Grain size grow in austenitic Cr-Mn stainless steel, 4th Int. Conf. "Stereology and Image Analysis in Materials Science, STERMAT'94", Wisła 1994, p.307.
129. Niewielski G., Schindler I., Kuc D., Hadasik E.: Zmiany geometrii ziarn stali austenitycznej po przeróbce plastycznej na gorąco, Mat. Konf. „Plastyczność materiałów", Ustroń 1996, s.143.
130. Hetmańczyk M., Niewielski G.: Strukturalne podstawy obróbki cieplno-plastycznej austenitycznych stali Cr-Mn, Mat.VII Konf. Termoobróbka 94, Gliwice-Ustroń 1994.
131. Niewielski G., Hetmańczyk M., Kuc D., Ducki K., Lalik S.: Ocena zmian cech geometrycznych struktury austenitycznej trudnoodkształcalnej stali po przeróbce plastycznej na gorąco, IV Seminarium Naukowe "Nowe Technologie i Materiały w Metalurgii i Inżynierii Materiałowej, Katowice 1996, s.169.
132. Hetmańczyk M., Dytkowicz A., Herian J., Hadasik E., Niewielski G.: Określenie wpływu składu chemicznego, jakości metalurgicznej oraz warunków nagrzewania i warunków przeróbki plastycznej na gorąco stali 1H18N9T na jakość powierzchni wyrobów, Politechnika Śląska, IIM Katowice, sprawozdanie z pracy NB-79/RM-2/88, 1989 (niepublikowane).
133. Grosman F., Hetmańczyk M.,Niewielski G, i inni: Analiza możliwości poprawy jakości powierzchni prętów walcowanych ze stali 1H18N9T, Politechnika Śląska, IIM Katowice, sprawozdanie z pracy NB-136/RM-2/91, 1991(niepublikowane).
134. Hetmańczyk M., Niewielski G.i inni: Strukturalne podstawy obróbki cieplnej i cieplno-plastycznej stopów o specjalnych własnościach fizyko-chemicznych, Grant nr 70829.91.01, Politechnika Śląska, IIM Katowice PBU-243/RM-7/91, sprawozdanie pt.:"Badania zmian struktury stali Cr-Mn w procesie przesycania", 1992, s.1-69 (niepublikowane).
135. Kuc D., Niewielski G., Hadasik E., Schindler I.: Metal`99, Ostrawa 1999, p.121.
136. Hadasik E., Boŕuta J., Ploch A., Schindler I.: 6th Int. Conf. FORMABILITY'94, Ostrava 1994, p.205.
137. Hadasik E., Boŕuta J., Ploch A., Schindler I.: Mat. Międzyn. Konf. „Rozwój Metodyki i Zastosowań Badań Plastometrycznych- PLAST'94", Wisła 1994, s.55.
138. Prospekt plastometru f-my SETERAM typ 7MNG.
139. Hadasik E., Ploch A., Schindler I., Machulec B.: Mat. III Konf."Zastosowanie komputerów w zakładach przetwórstwa metali", Koninki 1996, s.41.
140. Hadasik E., Ploch A., Schindler I., Niewielski G.: Mat. II Konf.: "Zastosowanie komputerów w zakładach przetwórstwa metali", 1995, s.163.
141. Grosman F., Hadasik E., Ploch A., Machulec B.: Mat. Konf. "PLAST'95", Frydland n. Ostravici 1995, s.17.
142. Schindler I., Boŕuta J.: Hutnické aktuality, **33**, 1992, nr 9, p.35.
143. Schindler I., Boruta J., Hadasik E.: PLAST'96, Ustroń 09.1996, s.83.
144. Cwajna J., Maliński M., Szala J.: Inż. Mater, 1993, nr s. 79.
145. Szala J.: Program komputerowy „Metalografia ilościowa", Katowice 1997.
146. Maliński M.: Stereologiczne kryteria jednorodności wielkości ziarna tworzyw jednofazowych, Katowice 1985 (praca doktorska).
147. Kurzydłowski K. J.: Wyd. Pol. Warszawskiej, z. 130, Warszawa 1989.
148. Maliński M., Cwajna J., Chrapoński J. : Stermat'90, Wisła 1990, s. 282-291.

149. Maliński M., Cwajna J., Chrapoński J: Materials Science Forum, 94-96, s. 285-294.
150. Chrapoński J., Maliński M. , Cwajna J. : Inż. Mater., 1997, nr 6, s. 194÷200.
151. Chrapoński J.: Ocena przydatności metod stereologicznych stosowanych do opisu wielkości ziarna materiałów polikrystalicznych, Politechnika Śląska ,Wydział Inżynierii Materiałowej , Metalurgii i Transportu, Katowice 1997, (praca doktorska).
152. Schindler I., Hadasik E., Radina M., Boruta J., Niewielski G.: PLAST'96, Ustroń 1996.
153. Mizera J., Kurzydłowski K.J., Wyrzykowski J.W.: Inż. Mater., 1988, nr 1, s.6.
154. Rodak K.: Procesy dynamicznej odbudowy struktury stali austenitycznych odkształcanych na gorąco, Politechnika Śląska ,Wydział Inżynierii Materiałowej, Metalurgii i Transportu, Katowice, 2000, (praca doktorska).
155. Nabiałkowski K.: Praca dyplomowa magisterska, 1999, Katowice (niepublikowana).
156. Hetmańczyk M., Niewielski G., Kuc D.: 8th Int. Sc. Conference AMME'99, 1999, p.249.
157. Niewielski G.: Analiza procesów wydzielania węglików $M_{23}C_6$ w austenitycznych stalach Cr-Mn, Praca doktorska, Katowice, 1983 (nie publikowana).
158. Hadasik E., Schindler I., Ploch A., Boruta J.: Seminarium naukowe „Nowe technologie i materiały w metalurgii i inżynierii materiałowej", Katowice 1994, s.37.
159. Niewielski G., Hetmańczyk M., Herian J.: Mat. Międzyn. Konf. PLAST'94, Wisła 1994, s.89.
160. Hadasik E., Ploch A., Schindler I., Niewielski G.: Seminarium Naukowe „Nowe Technologie i Materiały w Metalurgii i Inżynierii Materiałowej", Katowice, 1995, s.51.
161. Hadasik E., Boruta J, Ploch A., Schindler I.: Mat. Międzyn. Konf. PLAST'94, Wisła 1994, s.55.
162. Kuc D., Niewielski G., Hetmańczyk M.: Mat. Konf. Plast'99, 1999, s. 106.
163. Rodak K., Niewielski G., Hetmańczyk M.: Mat. Konf. Plast'99, 1999, s. 126.
164. Sundararaman D., Divakar R., Raghunathan V.S; Scripta Metallurgica et Materialia, **30**, 1994, nr 12, p. 1617.
165. Garofalo F.: Trans. TMS AIME **227**, 1963, p.551.
166. Grosman F.: J. Mater. Proc. Techn. **64**, 1997, p.169.
167. Pęcherski R.B.: Arch.Mech. **44**, 1992, nr 5-6, p.563.
168. Korbel A.: J.of Mat.Process.Techn. **34**, 1992, p.41.
169. Głowacki M.: Termomechaniczno-mikrostrukturalny model walcowania w wykrojach kształtowych, Rozprawy-Monografie, AGH Uczelniane Wyd. N-D, Kraków 1998, 178.
170. Gronostajski Z.: Mater. Międz. Konf. Rozwój Metod i Zastosowań Badań Plastometrycznych, Plast'94, Wisła, 1994, s.143.

ZMIANY STRUKTURY I WŁAŚCIWOŚCI STALI AUSTENITYCZNEJ ODKSZTAŁCANEJ NA GORĄCO

Streszczenie

Analizowano zjawiska zachodzące podczas odkształcania na gorąco i odbudowy mikrostruktury austenitycznej stali chromowo-manganowej i chromowo-niklowej o niskiej EBU. W szczególności przeanalizowano zagadnienia zdrowienia i rekrystalizacji dynamicznej oraz zmiany mikrostruktury po zakończeniu odkształcania.

Na podstawie analizy danych z literatury oraz rezultatów wstępnych prac własnych sformułowano tezę, że mikrostruktura po odkształceniu plastycznym na gorąco nie zależy od mikrostruktury wyjściowej. Istotne zależności łączą - średnie rozmiary ziarna wyjściowego, temperaturę, wielkość i prędkość odkształcania i średnie rozmiary ziarna po rekrystalizacji, a wpływ takich czynników, jak kształt i niejednorodność ziarna, jest minimalny. Złożoność zjawisk podczas odkształcania na gorąco można uogólnić stosując metody numeryczne modelowania mikrostruktury. Wymaga to szczegółowego jakościowego i ilościowego opisu jednostkowych zjawisk strukturalnych. Opierając się na przyjętych założeniach, że w stali Cr-Mn i Cr-Ni procesy odnowy struktury zachodzą wolno, opracowano program badań zmian mikrostruktury zachodzących podczas wysokotemperaturowego odkształcania oraz ilościowe powiązaniem tych zmian z parametrami charakteryzującymi odkształcalność materiału.

Przeprowadzone badania odkształcania na gorąco przy zastosowaniu próby skręcania na plastometrze skrętnym pozwoliły określić wpływ warunków odkształcania (ε, $\dot{\varepsilon}$, T) na plastyczność stali austenitycznej oraz uchwycić zasadnicze różnice w umacnianiu i mięknięciu austenitu manganowego w stosunku do obszerniej badanego austenitu w stali Cr-Ni. Różnice w odkształceniu do maksimum naprężenia uplastyczniającego ε_m obu materiałów wynikają z innej zdolności dyslokacji do procesu rozszczepiania i asocjacji w trakcie odkształcania. Austenit manganowy charakteryzuje się z reguły skłonnością do rozszczepiania dyslokacji w początkowych stadiach odkształcania – stąd tak duża intensywność umacniania. Czynnikiem silnie umacniającym roztwór stały jest ponadto węgiel. Proces rekrystalizacji dynamicznej stali Cr-Mn (EBU ok. 50 mJ/m^2) odkształcanej w 900°C odbywa się poprzez wspinanie dyslokacji w granicach sąsiednich podziarn i ich koalescencję. Zarodkowanie nowych ziarn i rozrost w procesie rekrystalizacji dynamicznej stali Cr-Ni (EBU ok. 20 mJ/m^2) odbywa się poprzez migrację szerokokątowych granic ziarn, jak również poprzez mechanizm koalescencji podziarn.

W całym zakresie ustalonego płynięcia plastycznego próbek obu gatunków stali rozmiar ziarna utworzonego w wyniku rekrystalizacji dynamicznej nie zależy praktycznie od wielkości odkształcenia ε, a jedynie od warunków odkształcenia (T, $\dot{\varepsilon}$). W trakcie rekrystalizacji dynamicznej przy temperaturze 1000÷1100°C uzyskano praktycznie takie same rozmiary ziarna niezależnie od rozmiaru ziarna wyjściowego badanych gatunków stali austenitycznej. Pomiędzy warunkami odkształcenia (T, $\dot{\varepsilon}$), a rozmiarami ziarna i podziarna utworzonego w procesie rekrystalizacji dynamicznej D_s (lub A_s) i naprężeniem σ_{ps} (lub σ_{pm}) istnieją zależności matematyczne dające podstawę do wykorzystania przy modelowaniu procesów zmian mikrostruktury podczas odkształcania na gorąco. Nie stwierdzono istotnego wpływu innych parametrów opisu struktury takich jak np. średni współczynnik kształtu ξ, współczynnik wydłużenia ziarn δ itp. na zwiększenie dokładności w zależnościach wiążących odkształcenie ze strukturą otrzymaną po procesie rekrystalizacji.

Uzyskane wyniki stanowią wkład w modelowanie zmian mikrostruktury stali podczas i po odkształceniu na gorąco, poszerzając modele cieplno-mechaniczne procesu przeróbki plastycznej.

CHANGES OF STRUCTURE AND PROPERTIES OF AUSTENITIC STEEL CAUSED BY HOT DEFORMATION

Summary

The phenomena taking place during hot deformation and reconstruction of the austenitic microstructure of chromium-manganese and chromium-nickel steel of low EBU were analyzed. In particular, the problems of recovery and dynamic recrystallization as well as changes of the microstructure after deformation were analyzed.

On the basis of the analysis of the data taken from the bibliography and the initial results of individual work a thesis was formulated – the microstructure after plastic strain does not depend on the initial microstructure. Significant dependencies link the average sizes of initial grain, temperature, size and speed of deformation as well as average sizes of grain after recrystallization. The impact of such factors as shape and heterogeneity of grain is minimal. Complexity of phenomena, which occur during hot deformation, may be generalized using numerical methods of the microstructure modeling. It requires a detailed quantitative and qualitative description of individual structural phenomena. Basing on the assumptions that the processes of structure reconstruction in Cr-Mn and Cr-Ni steel are slow, a program of research on the microstructure changes taking place during hot temperature deformation and quantitative dependence of these changes on the parameters characterizing material deformability was developed.

The research on hot deformation carried out by means of a torsion test on a torsional plastometer allowed to determine the impact of the deformation conditions (ε, $\dot{\varepsilon}$,T) on austenitic steel workability and to capture basic differences in strengthening and softening of manganic austenite in relation to the austenite tested more extensively in Cr-Ni steel. The differences in deformation up to maximal yield stress ε_m of both materials result from different dislocation ability in the processes of splitting and association during deformation. Manganic austenite is generally susceptible to split dislocation in initial phases of deformation – that is why the strengthening intensity is so high. The factor which strengthens solid solution so strongly is also carbon. The process of recrystallization of Cr-Mn dynamic steel (EBU approx. 50 mJ/m^2) deformed at 900^{0}C takes place through dislocation climb within boundaries of adjacent subgrains and their coalescence. Nucleation of new grains and growth in the process of dynamic recrystallization of Cr-Ni steel (EBU approx. 20 mJ/m^2) takes places through migration of high-angle grain boundaries as well as through the mechanism of subgrain coalescence.

In the whole range of the determined plastic flow of the samples of both steel grades, the size of grain created in the result of dynamic recrystallization practically does not depend on the ε deformation size, but only on deformation conditions ($T, \dot{\varepsilon}$). Practically the same grain sizes regardless the initial grain size of the tested austenitic steel grades was obtained during dynamic recrystallization at the temperature of 1000 ÷1100^{0}C. There are mathematical dependencies between deformation conditions ($T, \dot{\varepsilon}$), sizes of grain and subgrain created during dynamic recrystallization D_s (or A_s) and stress σ_{ps} (or σ_{pm}), which can constitute the basis while modeling the processes of microstructure changes during hot deformation. No considerable impacts of other parameters of the microstructure such as eg. average shape coefficient ξ, grain elongation coefficient δ, etc. on making the dependencies linking deformation with the structure obtained after recrystallization more precise was noted. The results, which were obtained, contribute to the modeling of steel microstructure changes during and after hot deformation developing the thermomechanical models of the plastic working process.

ÄNDERUNGEN DER STRUKTUR UND EIGENSCHAFTEN DES AUSTENITISCHEN STAHLS VERURSACHT DURCH WARMVERFORMUNG

Zusammenfassung

Es wurden Erscheinungen analysiert, die während der Warmverformung und des Aufbaus der Mikrostruktur des austenitischen Stahls Cr-Mn und Cr-Ni mit niedrigem EBU vorkommen. Insbesondere wurden Probleme der Erholung und der dynamischen Rekristallisation sowie Änderungen der Mikrostruktur nach beendigter Verformung analysiert. Aufgrund der Analyse der Literaturangaben und ersten Ergebnisse der eigenen Arbeiten wurde These formuliert, daß Mikrostruktur nach plastischer Warmverformung nicht von der Ausgangsmikrostruktur abhängt. Wesentliche Abhängigkeiten verbinden – mittlere Ausmaße der Ausgangskornes, Temperatur, Größe und Geschwindigkeit der Verformung und mittlere Kornausmaße nach Rekristallisation und Einfluß solcher Faktoren wie Kornform und Korninhomogenität ist minimal. Kompliziertheit der Erscheinungen während Warmverformung kann man verallgemeinern, indem man numerische Methoden der Strukturmodellierung verwendet. Dies verlangt eine detaillierte Qualitäts- und Quantitätsbeschreibung der einzelnen Strukturerscheinungen. Basierend auf angenommenen Voraussetzungen, daß im Stahl Cr-Mn und Cr-Ni Prozesse der Strukturrekonstruktion langsam vorkommen, wurde bearbeitet ein Forschungsprogramm der Mikrostrukturänderungen während Verformung in hoher Temperatur und eine Mengenverbindung dieser Änderungen mit Parameter, die Formänderung des Materials charakterisieren.

Durchgeführte Prüfungen der Warmverformung bei Verwendung des Verdrehungsversuchs auf Drehplastometer erlaubten, den Einfluß der Verformungsbedingungen (ε, $\dot{\varepsilon}$, T) auf Plastizität des austenitischen Stahls zu bestimmen und grundsätzliche Unterschiede in Verfestigung und Erweichung des Manganaustenits im Verhältnis zu umfassender geprüften Austenit im Stahl Cr-Ni zu erfassen. Verformungsunterschiede zu maximaler Formänderungsfestigkeit ε_m beider Materialien ergeben sich aus anderer Versetzungsfähigkeit im Aufspaltungs- und Assotiationsprozeß während der Verformung. Der Manganaustenit charakterisiert sich in der Regel durch Neigung zur Versetzungsaufspaltung im Anfagsstadium der Verformung – daher so große Intensität der Verfestigung. Ein Faktor, der feste Lösung stark befestigt ist überdies Kohlenstoff. Dynamischer Rekristallisationsprozeß des Stahls Cr-Mn (EBU ca.50 mJ/m^2), verformt in Temperatur von 900°C, findet durch Klettern von Versetzungen in Grenzen der benachbarten Unterkorne und ihre Koaleszenz statt. Keimbildung neuer Korne und Wachstum im Prozeß der dynamischen Rekristallisation des Stahls Cr-Ni (EBU ca.20 mJ/m^2) findet durch Wanderung der breitwinkelförmigen Korngrenzen sowie auch durch Mechanismus der Unterkornkoaleszenz statt.

Im gesamten Bereich des bestimmten plastischen Fließens der Proben beider Stahlsorten ist der Ausmaß des infolge dynamischer Rekristallisation gebildeten Kornes praktisch nicht von der Größe der Verformung ε, sondern lediglich von Verformungsbedingungen ($\dot{\varepsilon}$, T) abhängig. Während der dynamischen Rekristallisation in Temperatur von 1000 ÷ 1100°C wurden praktisch dieselben Kornausmaße erreicht, unabhängig von Ausmaß des Anfangskornes der geprüften austenitischen Stahlsorten. Zwischen Verformungsbedingungen ($\dot{\varepsilon}$, T) und Korn- und Unterkornausmaße, gebildet im Prozeß der dynamischen Rekristallisation D_S (bzw.A_S) und der Formänderungsfestigkeit σ_{ps} (bzw. σ_{pm}) bestehen mathematische Abhängigkeiten, die Grundlage zur Verwendung bei Modellierung der Mikrostrukturänderungsprozesse während der Warmverformung geben. Es wurde kein wesentlicher Einfluß anderer Parameter der Strukturbeschreibung solcher wie zB. mittlere Formzahl , Kornlängungsgrad etc. auf Steigerung der Genauigkeit in den Abhängigkeiten festgestellt, die Verformung mit der nach dem Rekristallisationsprozeß erhaltenen Struktur verbinden. Die erreichten Ergebnisse bilden Einsatz in die Modellierung der Stahlmikrostrukturänderungen während und nach der Warmverformung durch Erweiterung der thermischmechanischen Modelle des Umformungsprozesses.

BIBLIOTEKA GŁÓWNA
Politechniki Śląskiej
P. 3353/00/58

Druk: Drukarnia Gliwice, ul. Zwycięstwa 27, tel. 230 49 60