

# OPEN ACCESS LIBRARY



Scientific International Journal of the World Academy  
of Materials and Manufacturing Engineering  
publishing scientific monographs in Polish or in English only

Published since 1998 as Studies of the Institute of Engineering Materials and Biomaterials

**Volume 2 (20) 2013**

**Elżbieta Kalinowska-Ozgowicz**

**Strukturalne i mechaniczne czynniki  
umocnienia i rekrytalizacji stali  
z mikrododatkami odkształcanych  
plastycznie na gorąco**



# OPEN ACCESS LIBRARY

Scientific International Journal of the World Academy  
of Materials and Manufacturing Engineering  
publishing scientific monographs in Polish or in English only

Published since 1998 as Studies of the Institute of Engineering Materials and Biomaterials

Volume 2 (20) 2013

## Editor-in-Chief

Prof. Leszek A. Dobrzański – Poland

## Editorial Board

Prof. Gilmar Batalha – Brazil  
Prof. Emin Bayraktar – France  
Prof. Rudolf Kawalla – Germany  
Prof. Klaudiusz Lenik – Poland  
Prof. Petr Louda – Czech Republic  
Prof. Cemal Meran – Turkey  
Prof. Stanisław Mitura – Poland  
Prof. Piotr Niedzielski – Poland  
Prof. Jerzy Nowacki – Poland  
Prof. Ryszard Nowosielski – Poland  
Prof. Jerzy Pacyna – Poland

Prof. Peter Palček – Slovak Republic  
Prof. Zbigniew Rdzawski – Poland  
Prof. Maria Richert – Poland  
Prof. Maria Helena Robert – Brazil  
Prof. Mario Rosso – Italy  
Prof. Stanislav Rusz – Czech Republic  
Prof. Yuriy I. Shalapko – Ukraine  
Prof. Božo Smoljan – Croatia  
Prof. Mirko Soković – Slovenia  
Prof. Zinoviy Stotsko – Ukraine  
Prof. Leszek Wojnar – Poland

## Patronage



World Academy of Materials and Manufacturing Engineering



Association of Computational Materials Science and Surface Engineering



Institute of Engineering Materials and Biomaterials of the Silesian University  
of Technology, Gliwice, Poland

## Abstracting services

Journal is cited by Abstracting Services such as:



The Directory of Open Access Journals

## Reading Direct

This journal is a part of Reading Direct, the free of charge alerting service which sends tables of contents by e-mail for this journal and in the promotion period also the full texts of monographs. You can register to Reading Direct at

[www.openaccesslibrary.com](http://www.openaccesslibrary.com)

## Journal Registration

The Journal is registered by the Civil Department of the District Court in Gliwice, Poland

## Publisher



International OCSCO World Press  
Gliwice 44-100, Poland, ul. S. Konarskiego 18a/366  
e-mail: [info@openaccesslibrary.com](mailto:info@openaccesslibrary.com)

Bank account: Stowarzyszenie Komputerowej Nauki o Materiałach i Inżynierii Powierzchni

Bank name: ING Bank Śląski

Bank address: ul. Zwycięstwa 28, 44-100 Gliwice Poland

Account number/IBAN CODE: PL 76105012981000002300809767

Swift code: INGBPLPW

Gliwice

© 2013 International OCSCO World Press. All rights reserved

© The paper used for this Journal meets the requirements of acid-free paper Printed in Poland

**Elżbieta Kalinowska-Ozgowicz**

**Strukturalne i mechaniczne czynniki  
umocnienia i rekrytalizacji stali  
z mikrodotatkami odkształcanych  
plastycznie na gorąco**



Strukturalne i mechaniczne czynniki  
umocnienia i rekrytalizacji stali  
z mikrodotatkami odkształcanych  
plastycznie na gorąco

**OPINIODAWCY:**

**Prof. dr hab. Roman Kuziak**  
(Instytut Metalurgii Żelaza w Gliwicach)

**Prof. dr hab. inż. Marek Hetmańczyk**  
(Politechnika Śląska – Gliwice)

**REDAKCJA TECHNICZNA:**

**dr inż. Barbara Grzegorzcyk**  
(Politechnika Śląska – Gliwice)

**mgr inż. Barbara Nieradka**  
(Politechnika Śląska – Gliwice)

**mgr inż. Magdalena Szczęsna**  
(Politechnika Śląska – Gliwice)

ISSN 2083-5191

ISBN 978-83-63553-15-9

EAN 9788363553159



## Spis treści

<b>Streszczenie</b> .....	5
<b>Abstract</b> .....	7
<b>Wykaz ważniejszych oznaczeń</b> .....	9
<b>1. Wprowadzenie</b> .....	11
<b>2. Studia literaturowe</b> .....	25
2.1. Mechanizmy umacniania stali z mikrododatkami .....	25
2.2. Zjawiska rekrytalizacji i wydzielania w procesie wysokotemperaturowego odkształcenia plastycznego .....	35
2.3. Modelowanie matematyczne i strukturalne procesu odkształcenia plastycznego na gorąco .....	67
<b>3. Teza, cel i zakres pracy</b> .....	106
<b>4. Badania własne</b> .....	108
4.1. Materiał do badań i operacje technologiczne .....	108
4.2. Metodyka badawcza .....	111
4.2.1. Badania plastometryczne .....	111
4.2.1.1. Próby skręcania na gorąco .....	112
4.2.1.2. Próby ściskania na gorąco .....	116
4.2.1.3. Analityczny opis krzywych płynięcia i rekrytalizacji w procesie odkształcenia na gorąco .....	118
4.2.2. Badania dylatometryczne .....	119
4.2.3. Badania strukturalne .....	120
4.2.3.1. Obserwacje metalograficzne w mikroskopie świetlnym .....	120
4.2.3.2. Obserwacje w transmisyjnym i skaningowym mikroskopie elektronowym .....	121
4.2.3.3. Badania rentgenograficzne .....	122
4.2.4. Badania własności mechanicznych kształtowników po walcowaniu .....	123



# Strukturalne i mechaniczne czynniki umocnienia i rekrytalizacji stali z mikrodotatkami odkształcanych plastycznie na gorąco

## Spis treści

<b>5. Wyniki badań i ich omówienie</b> .....	125
5.1. Wyniki badań procesu wysokotemperaturowego odkształcenia plastycznego stali z mikrodotatkami .....	125
5.2. Wyniki badań kinetyki procesu rekrytalizacji statycznej wybranych stali z mikrodotatkami .....	145
5.3. Wyniki analizy termodynamicznej i kinetycznej procesu wydzielania w badanych stalach .....	157
5.4. Wyniki modelowania i symulacji fizycznej procesu odkształcenia plastycznego i rekrytalizacji badanych stali .....	169
5.5. Wyniki badań strukturalnych .....	187
5.5.1. Analiza wykresu OCTP stali G1 .....	187
5.5.2. Analiza metalograficzna .....	188
5.5.3. Wyniki obserwacji w transmisyjnym i skaningowym mikroskopie elektronowym .....	201
5.5.4. Wyniki badań rentgenograficznych .....	216
5.6. Wyniki badań kształtowników po regulowanym walcowaniu .....	219
<b>6. Podsumowanie i wnioski</b> .....	223
<b>Literatura</b> .....	239

# Strukturalne i mechaniczne czynniki umocnienia i rekrytalizacji stali z mikrodotatkami odkształcanych plastycznie na gorąco

Elżbieta Kalinowska-Ozgowicz

Institut Materiałów Inżynierskich i Biomedycznych, Politechnika Śląska,  
ul. Konarskiego 18a, 44-100 Gliwice, Polska

Adres korespondencyjny e-mail: elzbieta.kalinowska-ozgowicz@polsl.pl

## *Streszczenie*

**Cel:** *Celem pracy jest kompleksowe określenie wpływu warunków wysokotemperaturowego odkształcenia plastycznego na mechanizmy umocnienia i rekrytalizacji stali konstrukcyjnych z mikrodotatkami, jak również ich oddziaływanie na strukturę i własności wyrobów hutniczych w technologii walcowania regulowanego. Integralnym celem pracy jest również weryfikacja metody modelowania matematycznego i strukturalnego w procesie kształtowania struktury i pożądaných własności mechanicznych wyrobów walcowanych.*

**Projekt/metodologia/podejście:** *Realizacja celów pracy wymagała zastosowania w badaniach eksperymentalnych nowoczesnych technik plastometrycznych skręcania i ściskania na gorąco pozwalających zarówno na wyznaczenie naprężeń uplastyczniających i ich zmian w ciągłym procesie odkształcenia, jak też na modelowanie strukturalne procesów aktywowanych cieplnie głównie zdrowienia statycznego i dynamicznego oraz rekrytalizacji statycznej i metadynamicznej determinujących strukturę badanych stali odkształcanych na gorąco. W celu określenia morfologii uzyskanych struktur i identyfikacji wydzieleni faz węglików, azotków i węglikoazotków w badanych stalach zastosowano metody dyfrakcji elektronowej i rentgenowskiej.*

**Osiągnięcia:** *Uzyskane w badaniach plastometrycznych ciągle krzywe płynięcia wykorzystano do modelowania procesu rekrytalizacji dynamicznej uwzględniając wyznaczone eksperymentalnie wielkości ziarn struktury pierwotnej austenitu. Metodą analityczną wyznaczono również współczynniki równań konstytutywnych opisujących przyjęty model procesu wysokotemperaturowego odkształcenia plastycznego badanych stali. Natomiast w badaniach eksperymentalnych kinetyki statycznych procesów aktywowanych cieplnie*

wprowadzono nową technikę oceny stopnia zmiękczenia austenitu odkształconego plastycznie podczas izotermicznego wytrzymania, metodą relaksacji naprężeń.

**Ograniczenia badań/zastosowań:** Podstawowym czynnikiem ograniczającym zakres analizy strukturalnej badanych stali z mikrododatkami odkształcanych w zakresie austenitu stabilnego jest występowanie przemian fazowych podczas chłodzenia stali uniemożliwiających bezpośrednio obserwacje zmian zachodzących w strukturze odkształconego roztworu  $\gamma$ .

**Praktyczne zastosowania:** Uzyskane wyniki badań w zakresie modelowania matematycznego i strukturalnego, jak również symulacji procesów wysokotemperaturowego odkształcenia plastycznego i rekrytalizacji stanowią podstawę do opracowania zmodyfikowanych technologii przemysłowych procesów przeróbki plastycznej na gorąco, w szczególności walcowania regulowanego kształtowników oszczędnościowych z badanych stali konstrukcyjnych z mikrododatkami. Praktyczna realizacja tego procesu umożliwi uzyskanie optymalnych własności mechanicznych i gwarantowanej odporności na pękanie w obniżonej temperaturze.

**Oryginalność/wartość:** Osiągnięte naukowe i praktyczne cele pracy, przedstawione w monografii, dostarczają istotnej i komplementarnej wiedzy w dziedzinie inżynierii materiałowej, a w szczególności poznania i wyjaśnienia mechanizmów umocnienia odkształceniowego i procesów rekrytalizacji badanych stali z mikrododatkami, jak również umożliwiają kształtowanie drobnoziarnistej struktury i pożądanych własności mechanicznych gotowych wyrobów oraz projektowanie procesów technologicznych w warunkach przemysłowych.

**Słowa kluczowe:** Kinetyka rekrytalizacji, Wydzielanie, Odkształcenie na gorąco, Stale mikrostopowe, Modelowanie, Struktura

**Cytowania tej monografii powinny być podane w następujący sposób:**

E. Kalinowska-Ozgowicz, Strukturalne i mechaniczne czynniki umocnienia i rekrytalizacji stali z mikrododatkami odkształcanych plastycznie na gorąco, Open Access Library, Volume 20 (2) (2013) 1-246



# Structural and mechanical factors of the strengthening and recrystallization of hot plastic deformation of steels with microadditives

Elżbieta Kalinowska-Ozgowicz

Institute of Engineering Materials and Biomaterials, Silesian University of Technology,  
ul. Konarskiego 18a, 44-100 Gliwice, Poland

Corresponding e-mail address: elzbieta.kalinowska-ozgowicz@polsl.pl

## Abstract

**Purpose:** *The aim of the effect of high-temperature plastic deformation on the mechanism of strengthening and recrystallization of structural steels with trace elements, as well as their effect on the structure and properties of metallurgical products in the technique of controlled rolling. An integral aim is also to verify the method of mathematical and structural modeling in the process of shaping the structure and required mechanical properties of rolled products.*

**Design/methodology/approach:** *The realization of these aims required the application of modern plastometric techniques by hot torsion and compression, permitting both to determine the flow stresses and their changes in the continuous deformation process as well as the structural modeling of thermally activated processes, mainly static and dynamic recovery and static and metadynamic recrystallization determining the structure of the investigated hot deformed steels. In order to determine the morphology of the obtained structures and to identify the precipitations of the carbide, nitride and carbonitride phases in the investigated steels, methods of electron and X-ray diffraction were applied.*

**Findings:** *The flow curves obtained in the course of the plastometric investigations were used in modeling the process of dynamic recrystallization, taking into account the experimentally determined of the prior austenitic grains size. By means of the analytical method also the coefficients of constitutive equations was determined, describing the assumed model of a high-temperature plastic deformation of the investigated steels. In experimental investigations of the kinetics of thermally activated static processes, however, a new technique of assessing the degree of softening of the plastically deformed austenite during the isothermal holding was used, applying the method of the relaxation of stresses.*

**Research limitations/implications:** *The basic factor limiting the range of the structural analysis of the tested with microadditives steels, deformed at a temperature of stable austenite is the occurrence of phase transformation in the course of cooling, which makes it impossible to observe directly the changes taking place in the deformed solid solution  $\gamma$ .*

**Practical implications:** *The obtained results of investigations within the range of mathematical and structural modeling, as well as the simulation of the processes of high-temperature deformation and recrystallization constitute a basis for the elaboration of modified techniques of industrial of hot working, particularly controlled rolling of economical sections of the tested structural microalloy steels. The practical realization of this process will allow to get optimal mechanical properties and a warranted crack resistance at low temperatures.*

**Originality/value:** *The achieved scientific and practical aims, presented in this monography, provide essential and complementary knowledge in the field of material engineering, particularly the explanation of the mechanisms of deforming strengthening and recrystallization processes of the tested structural steels with microadditives. They also permit it to obtain a fine grained structure and require mechanical properties of the final products and to design technological processes in industrial conditions.*

**Keywords:** *Hot deformation, Recrystallization kinetics, Precipitation, HSLA steels, Microstructural evolution, Modeling and prediction*

**Reference to this monograph should be given in the following way:**

*E. Kalinowska-Ozgowicz, Structural and mechanical factors of the strengthening and recrystallization of hot plastic deformation of steels with microadditives, Open Access Library, Volume 20 (2) (2013) 1-246 (in Polish).*

## 1. Wprowadzenie

Korzyści techniczne i ekonomiczne wynikające ze stosowania stali konstrukcyjnych niskostopowych C-Mn o wysokiej wytrzymałości grupy HSLA (High Strength Low Alloy) z mikrododatkami metali przejściowych o dużym powinowactwie do azotu i węgla, zwłaszcza Nb, Ti, V oraz metaloidów N lub B, determinują stały wzrost zapotrzebowania i rozwój tej grupy materiałów konstrukcyjnych w wielu dziedzinach techniki. Materiały te są przedmiotem zainteresowania licznych ośrodków naukowo-badawczych i przemysłowych od wczesnych lat dekady 1960÷1970. Stale mikrostopowe HSLA wytwarzane w regulowanych warunkach odkształcenia plastycznego na gorąco i kontrolowanego chłodzenia po odkształceniu mają już swoją bogatą bibliografię ugruntowaną w licznych materiałach konferencyjnych [1÷6], monografiach [7÷12] i publikacjach [13÷28], jak również ofertach rynkowych różnych koncernów stalowniczych i producentów wyrobów hutniczych [29÷36].

Stosowanie stali konstrukcyjnych mikrostopowych jest istotne ze względu na wyraźne zmniejszenie masy konstrukcji i poprawę wskaźników użytkowych oraz możliwość realizacji wielu wymagań wytrzymałościowych i technologicznych, których nie zapewniają stale niestopowe, jak również - niższą cenę tych materiałów w porównaniu ze stalami konstrukcyjnymi stopowymi do ulepszania cieplnego. Biorąc pod uwagę, że stale te przeznaczone są głównie na wyroby przemysłu maszynowego, stocznioowego, morskich konstrukcji platform wiertniczych i wydobywczych, urządzeń dźwigowych, systemów transportu ciekłych gazów, zbiorników ciśnieniowych, aparatów podwodnych oraz innych wysoko wyężonych elementów konstrukcji, jest oczywiste, że istotną właściwością tych stali wyróżniającą stosowane wyroby, jest ich wysoka jakość metalurgiczna, drobnoziarnista struktura oraz relatywnie wysoki poziom granicy plastyczności ( $R_{p0,2} \geq 800$  MPa) przy zachowaniu zadowalającej ciągliwości i gwarantowanej odporności na pękanie w obniżonej temperaturze eksploatacji.

W ostatniej dekadzie problematyka stali mikrostopowych HSLA oraz doskonalenia ich technologii zogniskowana jest na opracowywaniu nowych gatunków stali o ultra-wysokiej wytrzymałości mechanicznej AHSS (Advanced High Strength Steel) umacnianych wydzieleniowo cząstkami faz wtórnych o wielkości 10÷100 nm oraz stosowaniu na szeroką skalę procesów termomechanicznych TMCP (Thermomechanical Controlled Processing) z kontrolowanymi warunkami odkształcenia plastycznego i zmianami mikrostruktury austenitu

podczas tego procesu, jak również podczas przemian fazowych w trakcie chłodzenia po odkształceniu wysokotemperaturowym. Korzystne efekty w zakresie mikrostruktury i własności mechanicznych nowych gatunków stali uzyskano dla bazowych stali C-Mn modyfikowanych mikrododatkami Mo-Nb-B o zawartości 0,04% C, 2,0% Mn, 0,4% Mo i 0,05% Nb (Climax Molybdenium Comp.) [37], jak również w przypadku stali z mikrododatkami Ti, Ti-Nb i Ti-Mo oraz V-Ti-N w zakresie ok. 0,1% C, 0,04% Nb, 0,20% Ti oraz 0,002÷0,153% V i 0,0110÷0,0153% N (Arcelor-Mittal France) [38]. Badane stale wykazują zwykle rozdrobnioną w skali mikronowej substrukturę bainityczną, ultra-drobnego ferrytu lub zdegenerowanego ferrytu bainitycznego względnie martenzytu odpuszczonego lub też nanostruktury bainityczno-perlityczno-ferrytyczne determinowane sekwencją przemian fazowych w warunkach kontrolowanego chłodzenia, w procesie obróbki cieplno-mechanicznej. Ponadto badania japońskich (NKK-Japan) jak i europejskich (Corus, Thyssen Stahl AG) producentów stali potwierdziły korzystne oddziaływania mikrododatków V-Mo-B w stalach szynowych o zawartości 0,15÷0,45% C, 0,7÷1,7% Mn, 0,3÷1,65% Cr, ok. 1% Si na uzyskanie mikrostruktury bainitycznej, zapewniającej szynom wyższą wytrzymałość stykowo-zmęczeniową, jak również ich większą odporność na zużycie ścierne [39]. Dotychczasowe osiągnięcia w dziedzinie rozwoju nowych gatunków stali mikrostopowych oraz ich kontrolowanych technologii termomechanicznych pozwalają na stwierdzenie, że aktualnie wytwarzane stale mikrostopowe grupy HSLA - trzeciej generacji - odpowiadają wysokim wymaganiom w zakresie wytrzymałości konstrukcyjnej i ciągliwości w temperaturze obniżonej, a mianowicie:  $R_{p0,2}$  od 800 do 1000 MPa,  $A \geq 20\%$  i  $KV_{-40^\circ C} \geq 200J$ . Analogiczna generacja stali AHSS wykazuje:  $R_m$  od 1000 do 1500 MPa oraz wskaźnik własności plastycznych  $R_m \cdot A \geq 30 \text{ GPa}\%$  [40].

Istotnym czynnikiem rozwoju stali HSLA były osiągnięcia w dziedzinie fizyki ciała stałego i inżynierii materiałowej, dotyczące w szczególności mechanizmów wysokotemperaturowego odkształcenia plastycznego oraz umocnienia metali i stopów, jak również procesów aktywowanych cieplnie - zdrowienia i rekrytalizacji dynamicznej oraz rekrytalizacji metadynamicznej i statycznej, a także procesów dynamicznego i statycznego wydzielania faz wtórnych, najczęściej węglików i azotków wprowadzonych do stali mikrododatków stopowych [11÷14, 27, 41÷45]. Nie bez znaczenia dla dynamicznego rozwoju tych stali był niekwestionowany postęp w technologii procesów metalurgicznych wytapiania stali, ich rafinacji i ciągłego odlewania, a w szczególności wprowadzenie zintegrowanych technik

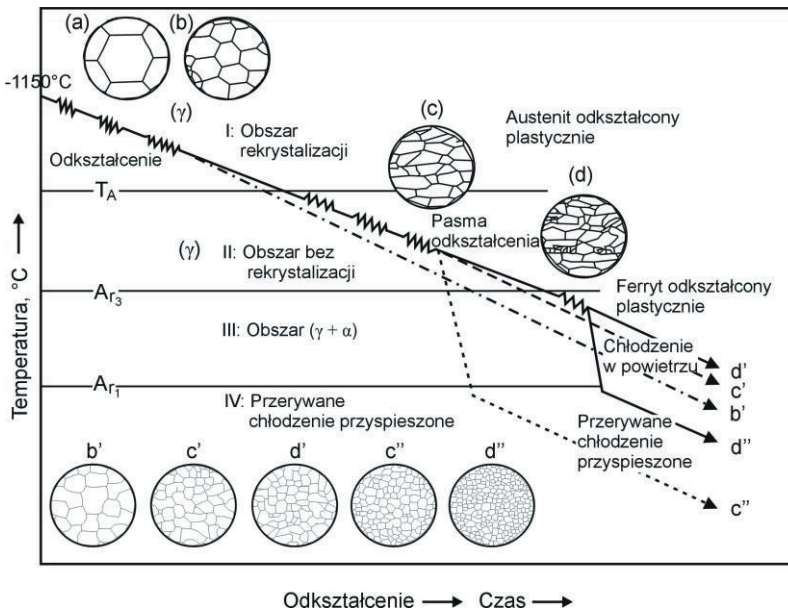
przetwórstwa wyrobów hutniczych, jak: COS (Ciągłe Odlewanie Stali) lub ZOWB (Zintegrowane odlewanie i walcowanie blach) [10, 21, 46].

W produkcji nowoczesnych stali HSLA wykorzystuje się w pełni współdziałanie składu chemicznego i czynników technologicznych decydujących o przebiegu zjawisk strukturalnych towarzyszących procesom cieplnym lub cieplno-plastycznym. W zakresie technologii wytapiania stali wprowadzono sukcesywnie szereg korzystnych innowacji polegających na odtlenianiu stali stopami kompleksowymi, argonowaniu stali, odlewaniu stali z kadzi o wyłożeniu zasadowym, wiązaniu azotu przez dodatek Al, Ti, Nb i Zr, a także wydzielaniu azotków w postaci drobnodispersyjnych wydzieleni oraz odsiarczaniu w specjalnych konwertorach za pomocą  $\text{CaC}_2$  [10].

Szczególne znaczenia w technologii stali mikrostopowych nabiera przeróbka plastyczna na gorąco, a zwłaszcza kontrolowana *obróbka cieplno-plastyczna* (OCP), której zadaniem jest kształtowanie geometrii, jak i wymaganych własności mechanicznych wyrobów stalowych poprzez sterowanie zmianami strukturalnymi na etapach procesu technologicznego. Znajomość parametrów procesu odkształcenia plastycznego na gorąco i ich oddziaływania na strukturę dyslokacyjną stali stanowi podstawę projektowania nowoczesnych technologii wytwarzania wyrobów hutniczych o wysokiej wytrzymałości metodami rekrytalizacji sterowanej oraz *wysokotemperaturowej obróbki cieplno-plastycznej* (WOCP). W przypadku *regulowanego walcowania* (RW) istotne jest obniżenie temperatury nagrzewania wsadu, stosowanie określonych gniotów w kolejnych przepustach i przyspieszenie chłodzenia wyrobów po walcowaniu wykańczającym. Stosowane są różne odmiany walcowania regulowanego z przyspieszonym chłodzeniem wyrobów do temperatury poniżej  $A_{r3}$  - po zakończeniu walcowania wstępnego lub po walcowaniu wykańczającym z następnym chłodzeniem na powietrzu (rys. 1.1) [47]. Podczas przyspieszonego chłodzenia z temperatury końca walcowania następuje jednoczesne zarodkowanie ziarn ferrytu na granicach ziarn  $\gamma$ , pasmach odkształcenia i innych defektach sieciowych oraz zdrowienie i rekrytalizacja statyczna odkształconego ferrytu. W efekcie tych zabiegów uzyskuje się hamowanie procesu rekrytalizacji odkształconego austenitu, a otrzymane w wyniku jego przemiany drobne ziarno ferrytu zapewnia odpowiednio wysokie własności wytrzymałościowe i plastyczne. Podobne efekty jak przy regulowanym walcowaniu uzyskuje się w wyniku obróbki cieplno - plastycznej.

Proces ten stwarza jednak większe trudności technologiczne. W przypadku obu technologii obecność w stali mikrodotatków Al, V, Ti, Nb oraz N, tworzących trudno rozpuszczalne

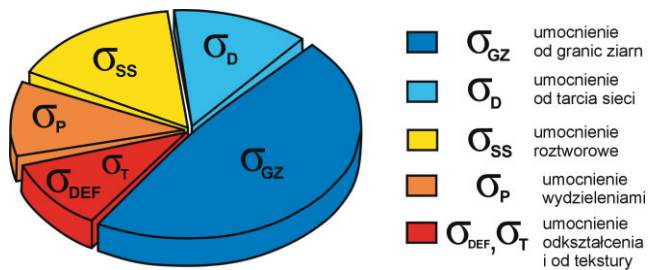
wydzielenia dyspersyjne, wpływa na opóźnienie procesu rekrytalizacji i hamowanie rozrostu ziarn austenitu, oddziałując tym samym na wzrost umocnienia i obniżenie temperatury przejścia w stan kruchy ( $T_{pk}$ ). Często stosowaną operacją technologiczną dla stali o wysokiej wytrzymałości jest również *umacnianie cieplne* polegające na przyspieszonym chłodzeniu stali bezpośrednio z temperatury walcowania na gorąco. Jest to metoda ekonomiczna, zapewniająca jednak niższe własności plastyczne stali w porównaniu z regulowanym walcowaniem [11].



**Rysunek 1.1.** Schemat wpływu przyspieszonego chłodzenia w procesie walcowania regulowanego na strukturę niskowęglowych stali mikrostopowych [47]

Skład chemiczny i zmiany mikrostrukturalne stali HSLA podczas przeróbki plastycznej na gorąco są podstawowym źródłem zróżnicowania własności mechanicznych gotowych wyrobów. Kształtowanie własności mechanicznych w tej grupie materiałów odbywa się zarówno przez wywołanie odpowiednich mechanizmów umocnienia, jak też drogą doboru właściwego składu fazowego stali. Ze względu na wysokie wymagania eksploatacyjne istotnym problemem jest uzyskanie optymalnych własności mechanicznych, a mianowicie: wysokiej wytrzymałości konstrukcyjnej ( $R_{p0,2}$  i  $R_m$ ) przy zadowalającej plastyczności i ciągliwości ( $A$ ,  $Z$ ,  $KC$ ) oraz gwarantowanej odporności na kruche pękanie ( $K_{Ic}$ ,  $T_{pk}$ ) w obniżonej temperaturze eksploatacji. W kształtowaniu własności mechanicznych stali

mikrostopowych istotną rolę odgrywają wydzielenia faz wtórnych międzywęzłowych wprowadzonych do stali mikrodotatków stopowych z węglem i azotem, a więc węgliki i azotki oraz produkty ich wzajemnej rozpuszczalności - węglikoazotki. Fazy te spełniają między innymi rolę inhibitorów rozrostu ziarna austenitu. Stabilność węglikoazotków zależy głównie od ich składu chemicznego, natomiast temperatura ich rozpuszczania może się zmieniać w szerokim przedziale. Znajomość podstawowych danych termodynamicznych analizowanych związków umożliwia wykorzystanie ich do uzyskania w procesach technologicznych przeróbki plastycznej na gorąco zróżnicowanych efektów strukturalnych, takich jak: sterowanie wielkością ziarna austenitu nieodkształconego przez nierozpuszczone cząstki wydzieleni, oddziaływanie na kinetykę rekrytalizacji i przemiany fazowe poprzez pierwiastki rozpuszczone w roztworze  $\gamma$  oraz wydzielenia, jak również umocnienie wydzieleniowe w niższej temperaturze procesu walcowania wykańczającego, wywołane stanem drobnodispersyjnych wydzieleni węglikoazotków. Stale mikrostopowe HSLA o strukturze ferrytyczno-perlitycznej uzyskują swoje, relatywnie wysokie, własności wytrzymałościowe dzięki rozdrobnieniu ziarna oraz umocnieniu wydzieleniowemu.



**Rysunek 1.2.** Udział mechanizmów umocnienia w konstituowaniu granicy plastyczności stali HSLA odkształconej w temperaturze  $1000^{\circ}C$  z  $\epsilon=0,25$  i  $\dot{\epsilon}=2s^{-1}$  [12]

Natomiast analogiczne własności tej grupy stali do ulepszania cieplnego, o strukturze odpuszczonego martenzytu, zależą głównie od umocnienia wywołanego rozdrobnieniem pierwotnego ziarna austenitu, umocnienia wydzieleniowego oraz od przemian fazowych typu martenzytycznego, jak również rozpadu przechłodzonego roztworu metastabilnego  $\alpha'$ . Określenie udziału ilościowego poszczególnych składowych umocnienia w konstituowaniu własności wytrzymałościowych, przykładowo wskaźnika plastyczności ( $R_{p0,2}$ ) stali mikrostopowych poddanych różnym operacjom obróbki cieplno-plastycznej na gorąco jest

skomplikowane i często niejednoznaczne (rys. 1.2) [48]. Kontrolowanie mechanizmów umocnienia wymaga obecnie coraz częściej przeprowadzenia analizy wieloskalowej i modelowania ze wspomaganiami komputerowym.

Analiza *mechanizmów umocnienia* stali HSLA pozwala na stwierdzenie, że najbardziej istotne to [11, 12, 41]:

- umocnienie od granic ziarn
- umocnienie roztworowe przez zniekształcenie sieci oraz:
  - atomy międzywęzłowe przemieszczane dyfuzją kanalikową do rdzeni (linii) dyslokacji,
  - atomy substytucyjne blokujące ruch dyslokacji,
- umocnienie odkształceniowe przez:
  - oddziaływanie przemieszczających się dyslokacji z dyslokacjami lasu w płaszczyźnie poślizgu,
  - oddziaływanie granic niskokątowych substruktury oraz ścianek komórek dyslokacyjnych,
  - utworzenie tekstury odkształcenia,
- umocnienie cząstkami faz obcych w wyniku:
  - wydzielania faz wtórnych z roztworów przesyconych (umocnienie wydzieleniowe),
  - obecności faz dyspersyjnych pierwotnych wprowadzonych do stali technologią odlewania, metalurgii proszków, itp. (umocnienie dyspersyjne).

Aktualnie coraz częściej wymagane własności mechaniczne uzyskuje się w wyniku oddziaływania różnych mechanizmów umocnienia oraz wykorzystania odpowiedniego składu fazowego stali. Efektywność poszczególnych mechanizmów umocnienia determinowana jest składem chemicznym stali oraz parametrami procesu technologicznego obróbki cieplno-plastycznej.

Zmiany strukturalne zachodzące w materiałach odkształconych plastycznie na gorąco najlepiej ilustrują *krzywe naprężenie-odkształcenie* wyznaczone w różnych próbach mechanicznych, najczęściej skręcania lub ściskania wysokotemperaturowego przy zadanej, stałej temperaturze i prędkości odkształcenia [11, 12, 25]. Wyznaczone krzywe  $\sigma$ - $\epsilon$  charakteryzują zmiany naprężenia płynięcia ( $\sigma_p$ ), początkowo na etapie *umocnienia* materiału, następnie - zrównoważenia tego etapu procesami *dynamicznego zdrowienia* lub *dynamicznej rekrytalizacji* - aż do uzyskania stałej lub cyklicznie zmieniającej się wartości  $\sigma_p$  na etapie ustalonego płynięcia [49÷52].



Mikrostruktura austenitu w procesie wysokotemperaturowego odkształcenia stali HSLA kształtowana jest ponadto w wyniku oddziaływania mikrodotatków stopowych. Efekt tych oddziaływań wpływa istotnie na przebieg krzywych  $\sigma - \epsilon$  oraz kinetykę zmian strukturalnych zachodzących po odkształceniu plastycznym w procesie *rekrytalizacji metadynamicznej i statycznej* [15, 44, 45, 53÷55]. Mikrodotatki w stalach HSLA mogą być również przyczyną *zaniżenia odkształcalności na gorąco*, szczególnie w stalach C-Mn-Nb-Al, w zakresie 750÷850°C [56÷59]. Jest ona wywołana dynamicznym wydzielaniem węglików i azotków lub węglikoazotków, takich jak: NbC, AlN, Nb(C,N) w austenicie przy niewielkiej prędkości odkształcenia, szczególnie na granicach ziarn. Mechanizm takiego wydzielania prowadzi do powstawania przełomu międzykrystalicznego (kruchości międzykrystalicznej), a tym samym znacznego pogorszenia plastyczności stali na gorąco. Należy zaznaczyć, że zjawisko to nie jest znamienne tylko dla stali mikrostopowych z Nb. Obecność jego stwierdzono również w innych stopach żelaza i metali nieżelaznych [60÷64]. Niemniej w stalach mikrostopowych Nb znany jest jako jeden z pierwiastków stopowych podwyższających podatność do pęknięcia na gorąco wlewków lub kęsisk odlewanych w sposób ciągły (COS) podczas ich walcowania na gorąco. Mechanizm pęknięcia powierzchniowego wlewków lub kęsów analizowano zwykle w odniesieniu do wydzielania węglikoazotków [56÷59], eutektyki Fe-NbC na granicach ziarn austenitu [65], wydzielania cienkiej warstewki ferrytu na granicach ziarn  $\gamma$  [56, 61] i rozrostu ziarn austenitu podczas procesów krzepnięcia i późniejszego chłodzenia [60]. Stwierdzono, że plastyczność na gorąco stali może być w znacznym stopniu poprawiona przez wstępne odkształcenie podczas chłodzenia lub poprzez rozdrobnienie ziarn w procesie rekrytalizacji. Efekt ten jest jednak trudny do uzyskania w przypadku gruboziarnistych struktur fazy  $\gamma$  typowych dla ciągłego odlewania stali [59]. Częstą przyczyną obniżonej ciągliwości stali mikrostopowych z Nb walcowanych sposobem regulowanym w temperaturze poniżej  $A_{r3}$  są rozwarstwienia inicjowane kruchym pękaniem dużych kolonii perlitu otoczonych siatką ziarn ferrytu o orientacji bliskiej  $\{100\} \langle 011 \rangle$ . Utworzone pęknięcia międzyfazowe na kruchych cząstkach drugiej fazy w takich warunkach walcowania mogą się łatwo rozprzestrzeniać tworząc rozwarstwienia równoległe do płaszczyzny walcowania [66].

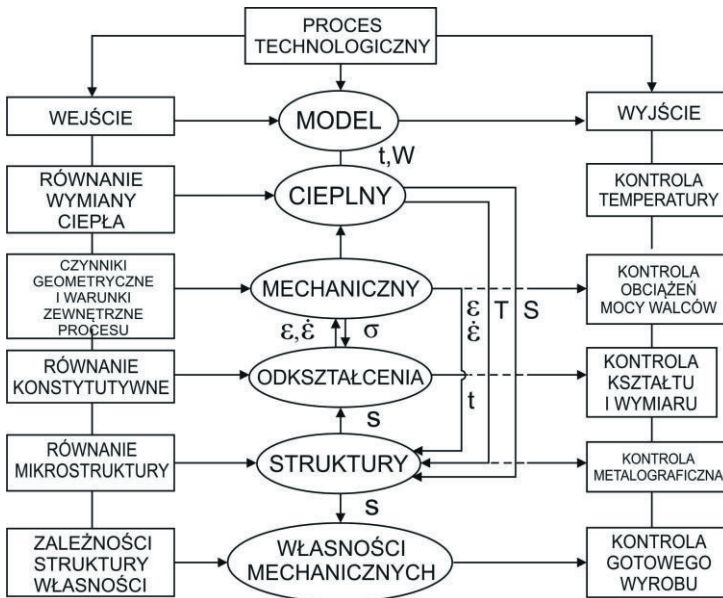
Zjawisko obniżonej plastyczności stali HSLA może być również determinowane występowaniem kawitacji i segregacji międzykrystalicznej atomów domieszkowych i zanieczyszczeń oddziałujących w złożony sposób na plastyczność stali w przypadku różnej wielkości pierwotnego ziarna austenitu. Badania wysokowytrzymałych stali grupy HSLA

o strukturze martenzytycznej [67] wykazały, że analizowane w stalach Ni-Cr-Mo-V mikrodotadki Cu o stężeniu 0,22% i zanieczyszczeń P na poziomie 0,025% i 0,053%, z jednej strony hamowały rozrost ziarn  $\gamma$  podczas austenitizacji powyżej 1400K na skutek segregacji tych pierwiastków na granicach pierwotnych ziarn austenitu i tym sposobem skutecznie tłumili zarodkowanie mikropustek na tych granicach, zapewniając przełom międzykrystaliczny ciągliwy. Natomiast z drugiej strony, po austenitizowaniu w zakresie temperatury 1173÷1400K ziarna austenitu o wielkości ok. 30  $\mu\text{m}$  wykazywały tendencję do tworzenia kawitacji międzykrystalicznych, szczególnie w przypadku większej zawartości P w stali. Stwierdzono ponadto, że wyznaczona w próbach rozciągania na gorąco, w zakresie temperatury 773÷923K, temperatura pośredniej kruchości wynosi dla tych stali ok. 875K i istotnie zależy od pierwotnej wielkości ziarna austenitu.

Złożony przebieg zmian procesów mikrostrukturalnych austenitu zachodzących podczas odkształcenia plastycznego na gorąco narzuca konieczność optymalizacji parametrów technologicznych przeróbki plastycznej i obróbki cieplno-mechanicznej. Jedną z najbardziej efektywnych metod optymalizowania tych parametrów, jak również weryfikacji składu chemicznego stali jest obecnie *modelowanie matematyczne* [9, 19÷28]. Najważniejszą zaletą metody modelowania jest ilościowy opis procesów fizycznych oddziałujących podczas przeróbki plastycznej na kształtowanie mikrostruktury i własności mechaniczne gotowych wyrobów hutniczych. Opis ten umożliwia dokładną analizę wpływu różnych czynników materiałowych i procesowych na różnych etapach procesu technologicznego, zapewniając tym samym możliwość oceny i przewidywania pożądanych własności eksploatacyjnych gotowych produktów. Początkowo modelowanie stosowano wyłącznie do obliczania parametrów siłowych procesu, następnie do wyznaczania oporu odkształcenia jako funkcji temperatury i prędkości odkształcenia. Kolejnym etapem w rozwoju modelowania procesów przeróbki plastycznej było określenie wpływu parametrów procesowych na rozwój mikrostruktury. W tym celu wykorzystano zarówno modelowanie fizyczne w próbach mechanicznych, głównie skręcania i spęczania, jak też możliwości teoretycznego określania zmian strukturalnych [9].

Istotnym przełomem w dziedzinie modelowania procesów przeróbki plastycznej na gorąco było zastosowanie *metody elementów skończonych (MES)* umożliwiającej ściśle modelowanie zjawisk mechanicznych, cieplnych i strukturalnych. W ostatnich latach zaznacza się coraz większe zainteresowanie dziedziną badań modelowych, szczególnie procesów cieplno-mechanicznych i ewolucji mikrostruktury (rys. 1.3) nie tylko zagranicznych ośrodków

naukowo-badawczych [27, 69÷79]. Interesującym osiągnięciem krajowym jest opracowanie kompleksowego modelu matematycznego zmian mikrostrukturalnych podczas nagrzewania, przeróbki cieplno-plastycznej i chłodzenia stali szynowych o strukturze perlitycznej [21].



**Rysunek 1.3.** Schemat modelowania przemysłowych procesów przeróbki plastycznej na gorąco z opisem czynników procesowych:  $S$ -mikrostruktura,  $t$ -czas,  $T$ -temperatura procesu,  $\epsilon$ -odkształcenie ekwiwalentne,  $\dot{\epsilon}$ -prędkość odkształcenia,  $\sigma$ -naprężenie płynięcia,  $W$ -parametry odkształcenia [27]

Ewolucje mikrostruktury oparto w nim na klasycznym podejściu, ujętym przez C.M. Sellarsa i wsp. [27] z Sheffield Univeristy, którego istotą jest powiązanie parametrów odkształcenia wysokotemperaturowego ze stanem kształtowania mikrostruktury austenitu podczas przeróbki cieplno-plastycznej. Model uwzględnia rozrost ziarna austenitu podczas nagrzewania stali, rekrytalizacji dynamicznej i metadynamicznej oraz rekrytalizacji statycznej, jak również opis procesów statycznego zdrowienia substruktury dyslokacyjnej.

W modelu przemiany perlitycznej zastosowano zależność Zener-Hillerta na okres inkubacyjny oraz znaną zależność Johnsona-Mehla-Avramiego do opisu kinetyki tej przemiany. Modele zmian strukturalnych wprowadzono do komputerowych programów symulujących metodą MES procesy płynięcia plastycznego i transportu ciepła podczas prób spęczania próbek osiowosymetrycznych [80].

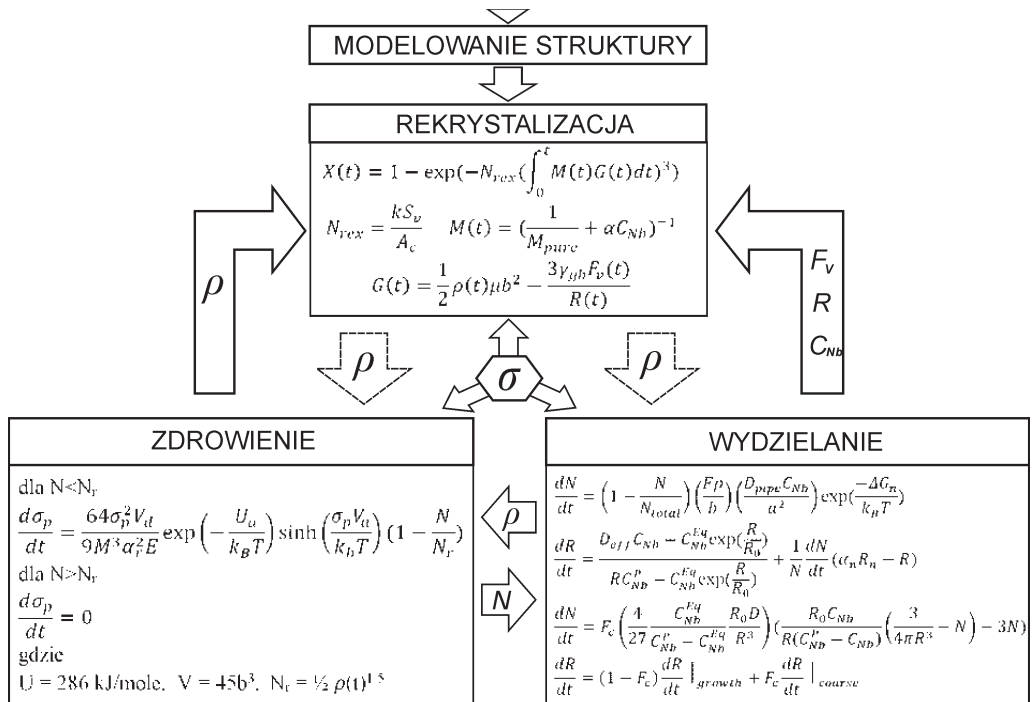
Weryfikację modelu ewolucji mikrostruktury przeprowadzono w próbach laboratoryjnego walcowania płaskowników oraz przemysłowego walcowania prętów i szyn z badanej stali.

Istotnym osiągnięciem ostatniej dekady modelowania procesów przeróbki plastycznej na gorąco jest tworzenie kompleksowych modeli opisujących łącznie większość elementarnych modeli zjawisk fizycznych istotnych dla konstituowania żądanej mikrostruktury i własności mechanicznych gotowych wyrobów (rys. 1.4) [81]. Prezentowana koncepcja modelowania mikrostruktury uwzględnia łącznie trzy podstawowe modele konkurujących ze sobą zjawisk strukturalnych, obecnych podczas odkształcania wysokotemperaturowego analizowanych stali mikrostopowych C-Mn-Nb, a mianowicie: zdrowienia, rekrytalizacji i wydzielania, podkreślając jednocześnie wzajemne uwarunkowania i zależności między poszczególnymi zmiennymi. Na schemacie (rys. 1.4) zaznaczono również linią przerywaną oddziaływania, które nie są jeszcze uwzględnione w prezentowanym modelu. Wyniki ilościowe uzyskane na podstawie przyjętego modelu wykazały dobrą korelację z wynikami licznych prac eksperymentalnych dotyczących stali mikrostopowych z Nb. Niemniej, w przyszłości - należałoby jeszcze udoskonalić przedstawiony program modelowania w zakresie: opisu zależności temperaturowej zdrowienia, uwzględnienia możliwości dynamicznego wydzielania na etapie wstępnego odkształcania przed rozpoczęciem procesu rekrytalizacji statycznej, jak również podania bardziej rozwiniętego opisu wpływu struktury dyslokacyjnej, wyrażonej dotychczas tylko pojedynczym parametrem  $\rho$  - gęstości dyslokacji, na kinetykę wydzielania statycznego w trakcie wytrzymaania izotermicznego po odkształceniu wysokotemperaturowym. Przytoczone ograniczenia modelowania nie stanowią jednak barier nie do pokonania. Należy zatem spodziewać się dalszego postępu w rozwoju modeli szczegółowych analizowanych procesów przeróbki cieplno-plastycznej.

Nowoczesne stale mikrostopowe coraz częściej projektowane są w aspekcie uzyskania odpowiednich charakterystyk umocnienia i ciągliwości w funkcji temperatury, zapewniających żądane własności mechaniczne gotowych wyrobów w procesie wytwarzania i w warunkach ich eksploatacji. Oczekuje się od nich również w szczególnych przypadkach zastosowań, na przykład w motoryzacji - zdolności do pochłaniania dużych energii odkształcania plastycznego.

Aktualnie w procesie projektowania i doborze stali HSLA wykorzystuje się standardowo nowoczesne narzędzia i metody modelowania oraz wspomaganie komputerowego liczenia obliczeń numerycznych umożliwiających, w większym stopniu niż dotychczas, uwzględnienie podstaw fizycznych procesów strukturalnych dla określenia lub zoptymalizowania związków

konstytutywnych. Niemniej odczuwalnym mankamentem wielu opracowań modelowych jest najczęściej brak rozwiązania wieloskalowego, łączącego obserwacje w skali masywnej (makro) ze strukturą opisywaną w mikro lub nano-skali. W wielu przypadkach stosowaną praktyką badań modelowych jest bezpośrednia adaptacja istniejących już modeli do analizy nowo opracowanych materiałów lub rozwiązywania bieżących zadań materiałowych, co w konsekwencji prowadzi do braku zgodności obliczeń modelowych i danych fizycznych.



**Rysunek 1.4.** Kompleksowy model zmian mikrostruktury austenitu stali mikrostopowej C-Mn-Nb odkształcanej na gorąco [81]

Należy zaznaczyć, że przytoczone problemy modelowania są aktualnie przedmiotem intensywnych badań z uwagi na dalej nie malejące zainteresowanie grupą konwencjonalnych stali HSLA, jak również rozwijaną intensywnie w ostatnich latach grupą nowoczesnych stali o wysokiej wytrzymałości AHSS (Advanced High Strength Steel) takich jak: stale ferrytyczno-martenzytyczne DP (Dual Phase), stale wielofazowe typu CP (Complex Phase), stale TRIP (Transformation Induced Plasticity), stale wysokomanganowe typu TWIP (Twinning Induced Plasticity) oraz stale

martenzytyczne Mart (Martensite). Znane są one też jako stale ultrawytrzymałe UHSS (Ultra-High Strength Steel) o granicy plastyczności w zakresie od 600 do 1200 MPa [8, 82].

Analiza studialna większości prac na temat zjawisk strukturalnych zachodzących w procesach wysokotemperaturowego odkształcenia plastycznego stali mikrostopowych wskazuje jednoznacznie na złożony (konkurencyjny i synergiczny) charakter oddziaływań odpowiednich mechanizmów umocnienia, rekrytalizacji i wydzielania faz międzywęzłowych węglików i azotków wprowadzonych do stali mikrododatków pierwiastków stopowych w badanych technologiach przeróbki plastycznej na gorąco. Synergiczne oddziaływanie tych mechanizmów na strukturę odkształconego plastycznie austenitu stanowi również podstawę przyjętej tezy prezentowanej rozprawy (Rozdział 3). Analiza danych literaturowych wskazuje, że mimo licznych badań wymienionych mechanizmów zmian strukturalnych austenitu odkształconego na gorąco najwięcej kontrowersji wzbudza proces zarówno dynamicznego jak i statycznego wydzielania faz międzywęzłowych, jego kinetyka i identyfikacja fazowa jakościowa i ilościowa, a także modelowanie matematyczne i strukturalne oraz symulacja fizyczna. Weryfikacji doświadczalnej wymagają również optymalizowane modelowo parametry walcowania regulowanego kształtowników oszczędnościowych typu [ 240E ze stali konstrukcyjnej mikrostopowej C-Mn-Nb [83÷86].

Celem głównym niniejszej pracy jest zatem określenie wpływu badanych parametrów odkształcenia wysokotemperaturowego na stan strukturalny i fazowy austenitu wybranych stali mikrostopowych w próbach plastometrycznych skręcania i ściskania na gorąco. Integralnym celem rozprawy jest również próba modelowania matematycznego i strukturalnego oraz symulacji fizycznej procesu rekrytalizacji dynamicznej i statycznej, w szczególności procesu wydzielania statycznego faz międzywęzłowych wprowadzonych do stali mikrododatków pierwiastków stopowych w oparciu o analizę termodynamiczną stanu wydzieleni i kinetykę wydzielania statycznego, w funkcji temperatury i wielkości odkształcenia stosowanego w dwustopniowych próbach odkształcenia przerywanego. Praktycznym celem badań jest doświadczalna weryfikacja symulowanych wariantów walcowania regulowanego kształtowników oszczędnościowych typu [240E wytwarzanych z analizowanej stali mikrostopowej w warunkach przemysłowych.

Osiągnięcie celu pracy wymaga przeprowadzenia niezbędnych badań, jak również zastosowania odpowiednich metod badawczych w zakresie:

- prób mechanicznych skręcania i ściskania na gorąco wybranych stali mikrostopowych,

- wyznaczenie kinetyki procesów rekrytalizacji statycznej (krzywe RTT) i wydzielania statycznego (krzywe PTT) metodą sekwencyjnego skręcania na plastometrze skrętnym i metodą relaksacji na symulatorze termomechanicznym Gleeble,
- badań metalograficznych morfologii wydzielen i struktury dyslokacyjnej austenitu odkształconego plastycznie oraz zrekrystalizowanego dynamicznie i statycznie w stanie po przemianie  $\gamma \rightarrow \alpha'$ , jak również struktury otrzymanej w wyniku przemiany perlitycznej,
- identyfikacji wydzielen izomorficznych węglków i azotków lub węglikoazotków Nb i Ti metodą dyfrakcji rentgenowskiej i elektronowej,
- analizy stereologicznej i mikroanalizy składu chemicznego wydzielen,
- modelowania matematycznego i strukturalnego procesu wysokotemperaturowego odkształcenia plastycznego i rekrytalizacji dynamicznej oraz kinetyki rekrytalizacji i wydzielania statycznego,
- symulacji fizycznej procesu walcowania regulowanego kształtowników oszczędnościowych [ 240E w warunkach przemysłowych,
- weryfikacji doświadczalnej optymalnych parametrów walcowania regulowanego kształtowników oszczędnościowych typu [ 240E na podstawie analizy ich struktury i własności mechanicznych po walcowaniu na gorąco.

Badania przeprowadzono na wybranych stalach mikrostopowych grupy HSLA o strukturze ferrytyczno-perlitycznej oraz stalach o strukturze perlitycznej, pochodzących z wytopów przemysłowych. Wybór stali do badań uwzględniał zróżnicowanie składu chemicznego oraz możliwość przeprowadzenia selektywnej analizy oddziaływania mikrodotatków Nb, V, Ti, B, N oraz zmiennej zawartości Cr i Si na strukturę i własności mechaniczne badanych stali zarówno w procesie wysokotemperaturowego odkształcenia plastycznego, jak również po jego zakończeniu podczas chłodzenia i przemiany perlitycznej. W grupie stali HSLA do badań wytypowano stale C-Mn-Nb o zawartości węgla w zakresie 0,15÷0,19% i Nb ok. 0,04%; stale C-Mn-Nb o stężeniu azotu do ok. 0,007%; stale C-Mn-Nb-V-N o zawartości V ok. 0,05%; stale C-Mn-Nb-V-Ti-N o zawartości ok. 0,004% Ti i stale C-Mn-Nb-Ti z podwyższoną zawartością Cr do ok. 0,56% i Si do ok. 0,63% przy zachowaniu stężenia Nb ok. 0,03% i Ti ok. 0,11%. Natomiast w grupie stali mikrostopowych o strukturze perlitycznej do badań wybrano stale niestopowe C-Mn o zawartości ok. 0,7% C i ok. 1,2% Mn, jako stale porównawcze dla stali mikrostopowych typu: C-Mn-V o zawartości wanadu ok. 0,1%; stale

C-Mn-V-N o stężeniu azotu ok. 0,008%; stale C-Mn-V-B o stężeniu boru 0,008% oraz stale C-Mn-Ti-N o zawartości 0,02% Ti i 0,0015% N i stale C-Mn-Ti-B-N o stężeniu 0,002% B oraz zbliżonej zawartości Ti i N odpowiednio 0,02% i 0,0024%. Dodatkowo w grupie stali mikrostopowych perlitycznych do badań użyto stali C-Mn o podwyższonym stężeniu pierwiastków stopowych Cr do ok. 0,9% i Si do ok. 0,8% oraz na bazie tego składu chemicznego - stali z mikrododatkiem niobu (0,02%) i stali z mikrododatkiem wanadu (0,09%).

Problematykę badawczą procesów wysokotemperaturowego odkształcenia plastycznego, rekrytalizacji dynamicznej i statycznej, jak również procesów wydzielania faz wtórnych międzywęzłowych autor rozprawy rozwijał głównie w odniesieniu do stali konstrukcyjnych mikrostopowych grupy HSLA, praktycznie od zakończenia dysertacji doktorskiej w roku 1981 [87]. Badania metaloznawcze obejmowały głównie określenie wpływu czynników technologicznych na odkształcalność badanych stali w procesie obróbki cieplno-plastycznej na gorąco [88÷98], jak również na ich strukturę [99÷104], własności mechaniczne oraz odporność na kruche pękanie w obniżonej temperaturze eksploatacji [105÷107]. Istotną część badań dotyczy wpływu parametrów technologicznych procesów przeróbki plastycznej na gorąco, na strukturę i własności użytkowe gotowych wyrobów hutniczych [85, 86, 91, 96÷98]. Badania prowadzono głównie dla potrzeb przemysłu hutniczego (K.M. Huta Katowice [108÷112], Huta Częstochowa [113, 114]) we współpracy z Instytutem Metalurgii Żelaza w Gliwicach [115, 116]. Prace własne autora rozprawy obejmują głównie zagadnienia odkształcenia plastycznego i umocnienia stali w procesach przeróbki plastycznej na gorąco [117÷121], jak również zjawiska aktywowane cieplnie - zdrowienia oraz rekrytalizacji dynamicznej i statycznej [122÷127]. Odbyte staże naukowo-badawcze w trakcie realizacji rozprawy, szczególnie w takich ośrodkach uczelnianych jak: Ecole Nationale Supérieure des Mines w Saint-Etienne - Francja (1985), Technische Hochschule w Magdeburgu - Niemcy (1986) oraz Instytutach naukowo badawczych: Instytucie Metali Nieżelaznych (1998) i Instytucie Metalurgii Żelaza (1991) w Gliwicach - umożliwiły głównie weryfikację wiedzy i doświadczeń w zakresie nowoczesnych technik badawczych, jak również okazały się pomocne w zakresie realizacji części eksperymentów specjalistycznych prezentowanej rozprawy. Prace naukowo-badawcze oraz publikacje powiązane z rozprawą ujęto w bibliografii [83÷127].



## 2. Studia literaturowe

### 2.1. Mechanizmy umacniania stali z mikrodotatkami

Głównymi czynnikami determinującymi umocnienie stali niskostopowych poddawanych obróbce cieplno-plastycznej są: skład chemiczny stali, zawartość mikrodotatków oraz parametry przeróbki plastycznej, głównie temperatura, stopień i prędkość odkształcenia. *Umocnienie stali* z mikrodotatkami jest sumarycznym efektem oddziaływania następujących mechanizmów [11, 12, 41, 128÷135]:

- umocnienia od granic ziarn ( $\sigma_{GZ}$ ),
- umocnienia roztworowego osnowy  $\sigma_{SS}$  przez:
  - atomy międzywęzłowe; C, N, B,
  - atomy różnowęzłowe pierwiastków stopowych i mikrodotatków,
- umocnienia wydzieleniowego ( $\sigma_p$ ) cząstkami faz międzywęzłowych węglików i węglikoazotków wprowadzonych do stali mikrodotatków,
- umocnienia odkształceniowego ( $\sigma_{DEF}$ ),
- umocnienia dyslokacyjnego ( $\sigma_D$ ),
- umocnienia od podstruktury ( $\sigma_{SG}$ ),
- umocnienia od tekstury ( $\sigma_T$ ),
- umocnienia wskutek przemiany fazowej ( $\sigma_{PF}$ ).

Generalnie, umocnienie jest efektem wytworzenia struktury warunkującej zmniejszenie ruchliwości dyslokacji lub ich całkowitego blokowania przez liczne przeszkody występujące w strukturze metali i stopów, kształtowanych w procesie obróbki cieplno-plastycznej. Układ dyslokacji i możliwość ich ruchu zależy od struktury krystalicznej odkształcanego materiału, jego składu chemicznego, energii błędu ułożenia (EBU) oraz warunków odkształcenia plastycznego. Czynniki te wpływają na tworzenie barier naprężeń bliskiego i dalekiego zasięgu, które działają hamująco na ruch dyslokacji. Pola naprężeń bliskiego zasięgu tworzone są głównie przez naprężenia sieci Peierls'a - Nabarro, obecność pojedynczych atomów pierwiastków stopowych oraz strefy G-P (Guinier'a - Preston'a), których oddziaływanie zaznacza się w odległości kilku parametrów sieci od efektywnej bariery. Natomiast naprężenia dalekiego zasięgu są efektem obecności cząstek faz wtórnych, skupisk atomów obcych, a także dyslokacji usytuowanych w innej płaszczyźnie niż przemieszczająca się dyslokacja [128÷135].

Umocnienie stopów metali uwarunkowane jest zatem działaniem różnych mechanizmów hamowania ruchu dyslokacji i tworzenia ich spiętrzeń w wyniku: oddziaływania pomiędzy dyslokacjami, oddziaływania dyslokacji z atomami domieszek lub pierwiastków stopowych (atmosfery Cottrella, Snoeka i Suzuki) oraz cząstkami faz wtórnych, jak również uporządkowania struktury [128, 129, 131÷135]. Efektywność tych oddziaływań zależy przede wszystkim od temperatury odkształcenia plastycznego. Wzrost temperatury powoduje zwiększenie ruchliwości dyslokacji, rozproszenie chmur atomów domieszek, aktywację procesu wspinania dyslokacji, jak również ich anihilacji, co skutkuje zmniejszeniem ich gęstości. Może też zmieniać się stopień uporządkowania struktury oraz zachodzić proces koagulacji i rozpuszczania w osnowie cząstek faz wtórnych. Zwiększenie intensywności tych czynników inicjowanych procesami aktywowanymi cieplnie wywołuje istotne zmniejszenie efektów umocnienia stopów.

Do uruchomienia dyslokacji konieczne jest zatem sumaryczne *naprężenie styczne* ( $\tau_{\Sigma}$ ) pochodzące od poszczególnych przeszkód objętościowych w strukturze stali odkształconej plastycznie. Naprężenie to opisane jest zależnością ogólną [12]:

$$\tau_{\Sigma}(T) = \tau_0(T) + \tau_{SS}(T) + \tau_P(T) + \tau_{DEF}(T) + \tau_{GZ}(T) \quad (1.1)$$

gdzie:

$\tau_0$  - umocnienie tarcia wewnętrznego sieci,

$\tau_{SS}$  - umocnienie roztworowe,

$\tau_P$  - umocnienie cząstkami faz wtórnych,

$\tau_{DEF}$  - umocnienie odkształceniowe,

$\tau_{GZ}$  - umocnienie od granic ziarn.

Składowe tej zależności są funkcjami temperatury ( $T$ ) i prędkości odkształcenia ( $\dot{\epsilon}$ ). Zależność naprężenia stycznego ( $\tau$ ) od temperatury ujmuje wzór [12]:

$$\frac{\tau}{\hat{\tau}} = \left[ 1 - \left( \frac{T}{T_0} \right)^m \right]^n \quad (1.2)$$

oraz

$$T_0 = \frac{\Delta F}{k \cdot \ln\left(\frac{\dot{\gamma}_0}{\dot{\gamma}}\right)} \quad (1.3)$$

gdzie:

$\hat{\tau}$  - krytyczne naprężenie styczne w temperaturze 0K, gdy ( $\Delta G = 0$ ),

$T$  - bieżąca temperatura bezwzględna,

$m$  - współczynnik czułości naprężenia na prędkość odkształcenia,

$n$  - współczynnik umocnienia,

$F$  - siła działająca na dyslokację,

$k$  - stała Botzmana,

$\dot{\gamma}_0$  - prędkość początkowa odkształcenia postaciowego,

$\dot{\gamma}$  - prędkość odkształcenia postaciowego.

Naprężenie sumaryczne ( $\tau_s$ ) po przekształceniu do postaci naprężenia normalnego jest równoważne granicy plastyczności lub naprężeniu uplastyczniającemu i może stanowić podstawę analizy umocnienia metali i stopów odkształcanych plastycznie w dowolnych warunkach temperatury i prędkości odkształcenia.

W analizie umocnienia materiałów polikrystalicznych (stali HSLA) szczególnego znaczenia nabiera składowa ( $\sigma_y$ ) opisana modelem równania Hall'a - Petch'a (H-P) pozwalającego na wyznaczenie wartości dolnej granicy plastyczności w funkcji wielkości ziarn ferrytu [12]:

$$\sigma_y = \sigma_0 + k_y \cdot d^{-1/2} \quad (1.4)$$

gdzie:

$\sigma_y$  - naprężenie normalne odpowiadające granicy plastyczności,

$\sigma_0$  - naprężenie tarcia wewnętrznej dyslokacji ruchliwych,

$k_y$  - współczynnik nachylenia, charakteryzuje opór granic ziarn dla ruchu dyslokacji,

$d$  - średnica ziarna lub subziarna.

Składnik  $k_y d^{-1/2}$  w zależności (1.4) opisuje skutki oddziaływania dyslokacji w strefie dalekiego zasięgu ( $>10^3$  nm). W szczególności określa naprężenie niezbędne do aktywizacji źródeł dyslokacji w sąsiednich ziarnach. Czynnikiem  $k_y$  podaje natomiast nachylenie prostej zależności  $\sigma_y$  od  $d^{-1/2}$ .

Gladman [136] wprowadzając do zależności (1.4) *umocnienie roztworowe* otrzymał postać:

$$\sigma_y = \sigma_0 + k_y \cdot d^{-1/2} + \sum_o^i k_i c_i \quad (1.5)$$

gdzie:

$k_i$  - współczynnik dla  $i$ -tego pierwiastka stopowego,

$c_i$  - zawartość  $i$ -tego pierwiastka w roztworze.

W zależności (1.5) stałą materiałową  $\sigma_0$  (naprężenie tarcia - niezbędne do pokonania oporu sieci przez dyslokacje ruchliwe), można ująć addytywnie przez  $\sigma_0'$  - naprężenie Peierlsa-Nabarro, które opisuje dyslokacyjne pola bliskiego zasięgu ( $<1$  nm) i wykazuje silną zależność od temperatury oraz składowe naprężeń zależnych od struktury, uwzględniających

oddziaływania między dyslokacjami, cząsteczkami faz wtórnych i atomami domieszek, a więc charakteryzującymi dyslokacyjne pola dalekiego zasięgu ( $10 \div 100$  nm). Tym sposobem zgodnie z (1.1) *umocnienie odkształceniowe* wyraża wspólny efekt od umocnienia dyslokacyjnego i od podstruktury, a  $\sigma_0$  wyraża się wzorem:

$$\sigma_0 = \sigma_0' + \sigma_{SS} + \sigma_P + \sigma_D + \sigma_{SG} + \sigma_T \quad (1.6)$$

gdzie:

$\sigma_0'$  - umocnienie od naprężeń Peierlsa-Nabarro,

$\sigma_{SS}$  - umocnienie roztworowe,

$\sigma_P$  - umocnienie wydzieleniowe,

$\sigma_D$  - umocnienie dyslokacyjne,

$\sigma_{SG}$  - umocnienie od podstruktury,

$\sigma_T$  - umocnienie od tekstury.

Analiza zależności (1.4÷1.6) pozwala stwierdzić, że ogólny przyrost własności wytrzymałościowych stali mikroskopowych poddanych przeróbce cieplno-plastycznej jest efektem superpozycji takich źródeł umocnienia, jak: umocnienia osnowy ( $\sigma_0'$ ,  $\sigma_{SS}$ ,  $\sigma_P$ ), umocnienia od granic ziarn ( $\sigma_{SG}$ ,  $\sigma_{GZ} = k_y \cdot d^{-1/2}$ ) oraz umocnienia dyslokacyjnego ( $\sigma_D$ ). W materiałach polikrystalicznych, szczególnie o sieci A3, odkształconych plastycznie w szerokim zakresie temperatury może tworzyć się uprzywilejowana orientacja krystalograficzna większości ziarn, tzw. tekstura odkształcenia. Rodzaj tekstury i stopień jej doskonałości zależy od typu sieci, składu chemicznego metali i stopów, ich mikrostruktury oraz sposobu i warunków odkształcenia. Stwierdzono, że kształtowanie tekstury zależy istotnie od EBU [11, 41, 137, 138]. Praktyczne znaczenie tekstury odkształcenia polega głównie na wywołaniu anizotropii właściwości mechanicznych w różnych kierunkach badania gotowych wyrobów. Im tekstura jest bardziej złożona tym ma większy wpływ na własności mechaniczne wyrobów. Anizotropia tych własności może być wykorzystana do umocnienia blach. Blachy umocnione przez teksturowanie mogą być stosowane na zbiorniki ciśnieniowe, jednak warunkiem silnego umocnienia związanego z teksturą jest wytworzenie blachy o dużej wartości współczynnika anizotropii Lankforda [11, 41]. Silna anizotropia może być również przyczyną licznych wad technologicznych niektórych wyrobów, typu: rozwarstwienia wzdłużne drutów ciągnionych lub pękanie zimnowalcowanych blach. Liczne systemy poślizgu w stopach o sieci A1, jak również ich wysokotemperaturowe odkształcenie plastyczne nie powoduje wprawdzie uzyskania tak dużej anizotropii własności mechanicznych jak przeróbka

plastyczna na zimno, chociaż i w tym przypadku istnieje pewna możliwość umocnienia wybranych wyrobów poprzez teksturowanie [139].

Addytywny efekt umocnienia zależy przede wszystkim od składu chemicznego stali i parametrów wysokotemperaturowego odkształcenia plastycznego. Granica plastyczności wyrażana jest najczęściej analitycznie poprzez sumowanie liniowe poszczególnych składowych mechanizmów umocnienia:

$$\sigma_y = \sigma'_0 + \sigma_{SS} + \sigma_P + \sigma_D + \sigma_{SG} + \sigma_T + \sigma_{GZ} \quad (1.7)$$

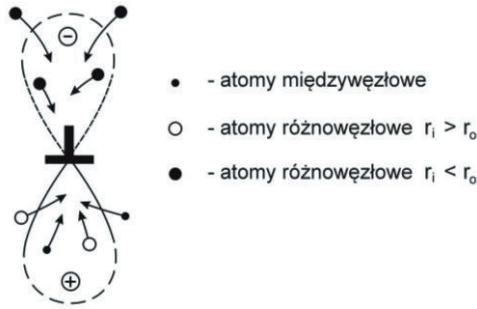
W konkretnych przypadkach stali mikrostopowych sumowanie liniowe można zastąpić nieliniowym lub tzw. sumowaniem z użyciem pierwiastka kwadratowego sumy kwadratów (r.s.s - root-square-sum) w postaci:

$$\sigma_y = [(\sigma'_0 + \sigma_{SS} + \sigma_P + \sigma_{SG} + \sigma_T + \sigma_{GZ})^2 + \sigma_D^2]^{1/2} \quad (1.8)$$

Pozwala to na eksponowanie umocnienia odkształceniowego, którego udział w wartości  $\sigma_y$  zwiększa się istotnie w przypadku technologii przeróbki plastycznej z odkształceniem w temperaturze poniżej przemiany austenitu stabilnego. Jednak dla konwencjonalnych procesów obróbki cieplno-plastycznej z odkształceniem wysokotemperaturowym austenitu, w których  $\sigma_D = 0$ , zależność (1.8) upraszcza się do sumowania liniowego opisanego zależnością (1.7). Stwierdzono, że zastosowanie sumowania liniowego dla przypadków, w których *umocnienie dyslokacyjne* jest istotnym mechanizmem umocnienia, prowadzi do zawyżonych wartości  $\sigma_y$  w porównaniu z wynikami eksperymentalnymi [12].

Obecność atomów pierwiastków stopowych (Mn, Si) oraz mikrodotatków (Nb, V, Ti, B), a także metaloidów (C, N) w osnowie stali grupy HSLA wpływa na ich umocnienie przez hamowanie ruchu dyslokacji. Ograniczenie ruchu dyslokacji przez atomy domieszek jest efektem kotwiczenia dyslokacji poprzez tworzenie skupisk atomów wokół rdzenia dyslokacji, jak również powstawanie sił tarcia wskutek wzajemnego oddziaływania ruchomych dyslokacji z tymi atomami. Umocnienie roztworów stałych wynika najczęściej z różnej średnicy atomowej, sprężystości i walencyjności atomów rozpuszczalnika i składników stopowych rozpuszczonych w roztworze stałym. Różnice te implikują w najbliższym otoczeniu sąsiadujących atomów sprężyste odkształcenia sieci i zmiany lokalnych potencjałów elektrycznych osnowy. Podobne zmiany pola odkształceń sieci oraz lokalnej zmiany potencjału występują wokół linii dyslokacji. Stąd też między atomami domieszek i dyslokacjami istnieją głównie siły wzajemnego oddziaływania sprężystego i elektrostatycznego. Atomy

różnowęzłowe domieszek o promieniu ( $r_i$ ) większym od atomów osnowy ( $r_o$ ) oraz atomy międzywęzłowe są przyciągane do obszarów naprężeń rozciągających linii dyslokacji, natomiast atomy różnowęzłowe o promieniu  $r_i < r_o$  - do obszarów naprężeń ściskających (rys. 2.1).

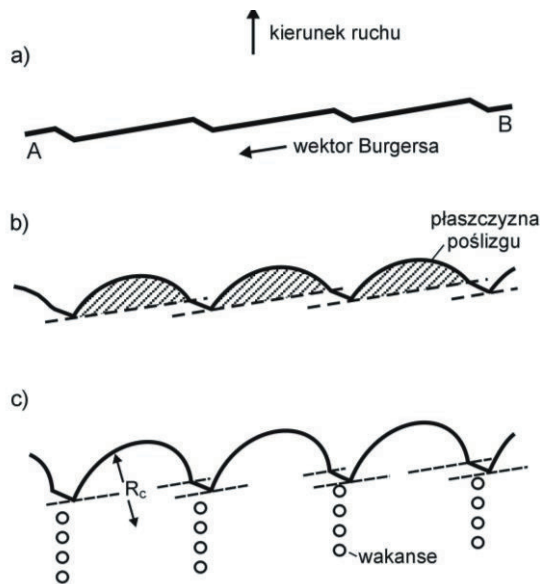


**Rysunek 2.1.** Schemat przemieszczania się atomów domieszek w polu naprężeń wokół dyslokacji krawędziowej:  $r_o$  - promień atomu osnowy,  $r_i$  - promień atomu domieszki [41]

W dogodnych warunkach temperatury i szybkości odkształcenia siły wzajemnego oddziaływania są przyczyną dyfuzyjnej segregacji atomów w polu odkształceń dyslokacji. Utworzone w otoczeniu dyslokacji atmosfery atomów obcych hamują ich ruchliwość [11, 41]. Atomy rozpuszczone w roztworze stałym stanowią punktowe źródła przeszkód ograniczających swobodny ruch dyslokacji na drodze ich kotwiczenia. Wywołuje to zwiększenie naprężenia tarcia sieci oraz naprężenia uplastyczniającego ( $\sigma_p$ ) stopu przy zachowaniu postaci krzywych  $\sigma$ - $\epsilon$ . Zazwyczaj w roztworach stałych występują jednocześnie oba mechanizmy oddziaływania atomów domieszek rozpuszczonych z dyslokacjami, a mianowicie: atmosfery atomów obcych i pojedyncze atomy ograniczające ruchliwość dyslokacji.

Mechanizmy kotwiczenia dyslokacji krawędziowych, jak również dyslokacji o dowolnej orientacji wektora Burgersa przez dyfuzyjnie utworzone atmosfery atomów różnowęzłowych (atmosfery Cottrella) i oddziaływania chemiczne dyslokacji z atomami rozpuszczonymi w roztworze (atmosfery Suzuki) oraz atmosfery atomów międzywęzłowych (atmosfery Snoeka) działają hamująco na ruch dyslokacji i umocnienie stopów do określonej temperatury odkształcenia plastycznego. Atmosfery Snoeka umacniają roztwory o sieci A2 do temperatury  $0,25 T_c$ , natomiast atmosfery Cottrella umacniają roztwory stałe do temperatury  $(0,3 \div 0,4) T_c$ , a atmosfery Suzuki - do  $0,5 T_c$  [41]. W wyższej temperaturze atmosfery te ulegają rozproszeniu.

Hamowanie ruchu dyslokacji odbywa się również przez wzajemne sprężyste oddziaływanie i przecinanie dyslokacji. Prowadzi to do umocnienia materiału poprzez utworzenie charakterystycznych struktur dyslokacyjnych typu lasu dyslokacji, jak również uskoków i przęgień usytuowanych w płaszczyźnie poślizgu oraz uskoków - progów występujących w wyniku przesunięcia dyslokacji z jednej płaszczyzny poślizgu w inną [11, 41, 128, 129, 131]. Wydłużenie linii dyslokacji prowadzące do umocnienia wskutek utworzenia przęgiecia lub progów wymaga dodatkowej energii dla uruchomienia dyslokacji. Progi hamują szczególnie ruch dyslokacji śrubowych wymuszając wygięcie dyslokacji między nimi (rys. 2.2). Utworzone progi mają głównie orientację krawędziową i przemieszczają się wyłącznie w płaszczyźnie prostopadłej do płaszczyzny poślizgu. Ciągnięcie progów za dyslokacją śrubową wiąże się z koniecznością dostarczenia dodatkowej energii na tworzenie wakansów lub atomów międzywęzłowych.



**Rysunek 2.2.** Ruch dyslokacji śrubowej z progami: a) dyslokacja prostoliniowa w zerowym polu naprężeń, b) wygięcie międzyprogowych odcinków dyslokacji w płaszczyźnie poślizgu spowodowane przyłożonym naprężeniem stycznym, c) poruszająca się dyslokacja pozostawiająca za progami smugi wakansów [128]

Energia utworzenia przez próg dyslokacyjny wakansu w sieci Al wynosi ok. 0,7 eV, a atomu międzywęzłowego ok. 4,8 eV [128, 139]. Naprężenie hamowania dyslokacji

z progiem ( $\tau_H$ ) związane z utworzeniem wakansów określa zależność [41].

$$\tau_H = E_d/bxl \quad (1.9)$$

gdzie:

$E_d$  - energia tworzenia wakansu,

$b$  - wektor Burgersa,

$x$  - odległość przemieszczania dyslokacji,

$l$  - długość linii dyslokacyjnej.

W podwyższonej temperaturze odkształcenia plastycznego aktywacja cieplna sprzyja powstawaniu wakansów, których pasma podobnie jak pasma atomów międzywęzłowych pozostających za progiem rozmywają się dyfuzyjnie.

Barierą hamującą swobodny ruch dyslokacji w metalach o sieci A1 i małej EBU jest również półutwardzona dyslokacja Lomera-Cottrella (L-C) [41, 128]. Dyslokacja ta jest silnie zakotwiczona wzdłuż linii przecięcia płaszczyzn poślizgu typu {111} i stanowi efektywną barierę dla innych dyslokacji przemieszczających się w tych płaszczyznach.

Kolejnym mechanizmem istotnie wpływającym na umocnienie stali z mikrododatkami jest mechanizm *umocnienia osnowy* wydzieleniami faz międzywęzłowych. Pierwszą próbę wyjaśnienia umocnienia wydzieleniowego w oparciu o koncepcję dyslokacji przedstawili Mott i Nabarro [140], którzy sugerowali, że umocnienie stopu wynika z oddziaływania dyslokacji z wewnętrznym polem naprężeń występującym wokół koherentnych cząstek. Kilka lat później Orowan [141] wyprowadził słynne równanie wiążące wytrzymałość stopu, zawierającego twarde cząstki, ze stosunkiem modułu ścinania i średnią odległością pomiędzy cząstkami na płaszczyźnie poślizgu. Podczas gdy teoria Motta i Nabarro została wyparta przez bardziej szczegółowe teorie umocnienia związane z niedopasowaniem koherentnych cząstek, teoria Orowana stała się od razu znaczącym osiągnięciem. Oczywiście została ona udoskonalona, ale jest nadal bazą dla teorii *umocnienia wydzieleniowego* lub umocnienia stopów poprzez twarde, nieodkształcalne cząstki.

W latach 1950÷1960 zmienił się główny kierunek zainteresowań badawczych z mechanizmu wydzielenia na mechanizm umacniania. Pierwsze próby formułowania teorii umocnienia wydzieleniowego zostały opisane w klasycznej rozprawie naukowej przedstawionej przez Kelly'ego i Nicholson'a [142]. Znaczny wkład w zrozumienie mechanizmu wydzieleniowego wniosły badania w latach 1960-1975. Wówczas to właśnie przedstawiono po raz pierwszy ilościowe teorie umocnienia przez cząstki koherentne -

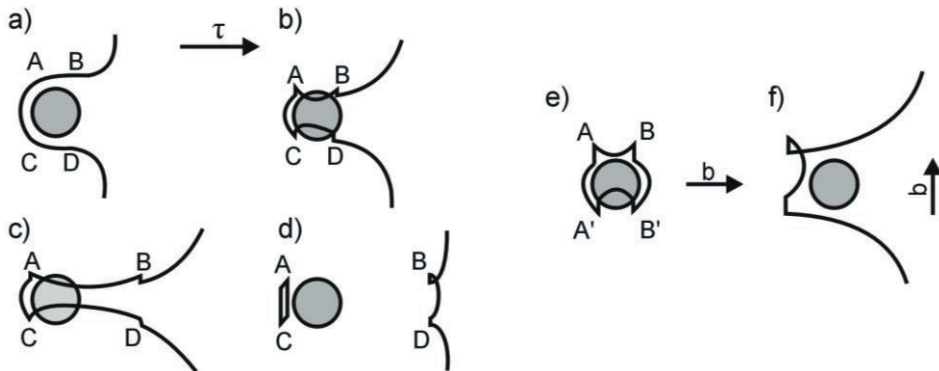


umocnienia wynikającego z uporządkowania różnicy modułów sprężystości i wywołanego przemianą spinoidalną. Większość tych teorii oparto już na nowej idei, a mianowicie na statystyce oddziaływania dyslokacji z wydzieleniami. Co więcej, wprowadzono po raz pierwszy symulację komputerową oddziaływania dyslokacji z rzędami przeszkód punktowych.

Obecność w strukturze stopów technicznych dyspersyjnych faz wtórnych o różnym składzie chemicznym i strukturze sieciowej wpływa na wzrost krytycznego naprężenia poślizgu, granicy plastyczności i naprężenia uplastyczniającego przy zaniżonej podatności na odkształcenie plastyczne. Cząstki te o odmiennych własnościach sprężystych i wytrzymałościowych w porównaniu z osnową, stanowią bariery objętościowe hamujące ruch dyslokacji. Dyslokacje mogą pokonywać cząstki faz wtórnych poprzez ich przecinanie (mechanizm atermiczny), lub omijanie (przy aktywacji cieplnej). Omijanie cząstek przebiega z udziałem mechanizmów aktywowanych cieplnie, a mianowicie: poślizgu poprzecznego oraz wspinania dyslokacji (rys. 2.3) [143]. Poślizg poprzeczny ułatwia pokonywanie dyspersyjnych cząstek przez dyslokacje w temperaturze ok.  $0,5 T_c$ . W przypadku zatrzymania dyslokacji krawędziowej przez cząstkę fazy wtórnej tworzą się na niej segmenty dyslokacji śrubowej AB i CD (rys. 2.3a), na których w procesie podwójnego poślizgu poprzecznego powstają uskoki w miejscach A, B, C i D (rys. 2.3b). Następnie pętle AB i CD wyginają się, a uskoki B i D przemieszczają się wraz z dyslokacjami śrubowymi (rys. 2.3c). W końcowym etapie ma miejsce anihilacja dipolu różnoimiennych dyslokacji śrubowych AB i CD z wytworzeniem dyslokacji przyrmatycznej AC przed cząstką, na dyslokacji krawędziowej podwójnego przegięcia (rys.2.3d). Pokonywaniu przez dyslokacje przeszkód objętościowych w temperaturze podwyższonej, towarzyszy także wspinanie dyslokacji (rys. 2.3 e,f). W przypadku utworzenia przez przemieszczającą się dyslokację krawędziową pętli Orowana wokół cząstki fazy wtórnej (rys. 2.3e) w fazie poprzedzającej poślizg poprzeczny, powstała pętla może się uwolnić przez wspinanie od uskoków AA' i przemieścić do BB'. Analiza sił działających na pętlę w procesie wspinania oraz obliczenia strumienia wakansów utworzonych w wyniku dyfuzji rurkowej linii dyslokacji jak również czasu zaniku pętli, pozwoliły na ustalenie temperatury krytycznej ( $T_c$ ), powyżej której dyspersyjne cząstki nie wnoszą wkładu w umocnienie odkształceniowe [143].

W materiałach polikrystalicznych *granice ziarn* wnoszą istotny wkład w zwiększenie granicy plastyczności, zgodnie z powszechnie znanym równaniem Halla-Petcha, ponieważ stanowią efektywne bariery dla ruchu dyslokacji [11, 12, 41]. Ma to szczególne znaczenie dla

materiałów konstrukcyjnych zwłaszcza ze stali HSLA, ponieważ decyduje o masie wytwarzanych z nich konstrukcji o założonej nośności eksploatacyjnej. W przypadku metali i stopów o wykształconej komórkowej strukturze dyslokacyjnej wartość  $\sigma_y$  jest odwrotnie proporcjonalna do średniej wielkości komórek lub podziaren.



**Rysunek 2.3.** Schemat omijania dyspersyjnej cząstki przez dyslokację krawędziową w procesie poślizgu poprzecznego (a-d) i wspinania (e, f) [141]

Granice ziarn blokują zwykle ruch dyslokacji powodując ich spiętrzenia. Inicjacja odkształcenia plastycznego sąsiednich ziarn jest możliwa gdy koncentracja naprężeń w spiętrzeniu dyslokacji osiągnie wartość wytrzymałości granicy ziarn. Dyslokacje emitowane są głównie przez źródła znajdujące się wewnątrz ziarn, natomiast w momencie inicjacji odkształcenia plastycznego, również przez efektywne źródła znajdujące się na ich granicach, szczególnie w miejscach uskoków rzędu kilku nm do 100  $\mu\text{m}$  po wystąpieniu w tych obszarach koncentracji naprężeń rzędu  $G/2$  do  $G/25$  [11]. W pracy [133] wykazano również, że generowanie dyslokacji nie wymaga obecności uskoków na granicy ziarn i występuje przy naprężeniu mniejszym od  $G/100$  oszacowanym dla emitowania dyslokacji przez granice międzyfazowe. W badaniach K. J. Kurzydłowskiego i in. [132] ustalono, że koncentracja naprężeń niezbędna do generowania dyslokacji przez granice ziarn zależy od jej struktury. Wykazano, że w przypadku granic koicydencyjnych generowanie dyslokacji występuje przy naprężeniu bliskim teoretycznej wytrzymałości na ścinanie, a dla szerokokątowych granic ziarn o dużej energii - przy naprężeniu około 40-krotnie mniejszym. Wskazuje to wyraźnie, że podatność granic ziarn na relaksację naprężeń związaną z emisją dyslokacji zależy istotnie od struktury atomowej granicy ziarn.

Ponieważ określenie umownej wielkości ziarn ( $d$ ) w równaniu (1.4) napotyka często na trudności eksperymentalne związane z nieregularnością kształtu ziarn, to zastępuje się ją wielkością stereologiczną  $S_V$  określającą względną powierzchnię granic ziarn, która jest przestrzenną miarą wielkości ziarn, niezależną od ich postaci. Stąd w równaniu (1.4) w miejsce  $d^{1/2}$  wprowadza się  $S_V^{1/2}$ , wyznaczone zwykle metodą siecznych [144]. Drobnodziarnista struktura stali HSLA zapewnia im nie tylko wysoką wartość granicy plastyczności ale również zwiększoną odporność na pękanie i istotne obniżenie temperatury przejścia ze stanu ciągliwego w kruchy.

## 2.2. Zjawiska rekrytalizacji i wydzielania w procesie wysokotemperaturowego odkształcenia plastycznego

Znajomość procesu wysokotemperaturowego odkształcenia plastycznego metali i stopów ma istotne znaczenie dla symulacji i projektowania technologii przeróbki plastycznej realizowanych przeważnie w warunkach przemysłowych, w temperaturze wyższej od temperatury rekrytalizacji  $T_R=0,4\div 0,6T_t$  ( $T_t$  - temperatura topnienia) z dużą prędkością (intensywnością) odkształcenia ( $\dot{\epsilon}$ ) rzędu  $10^{-3}$  do  $10^3 s^{-1}$ , stosując odkształcenie rzeczywiste ( $\epsilon$ ) od ok. 0,3 do 4. Analiza tego procesu wskazuje jednoznacznie, że przebieg obserwowanych zjawisk strukturalnych w badanych materiałach determinowany jest głównie procesami aktywowanymi cieplnie, takimi jak: zdrowienie i rekrytalizacja dynamiczna oraz rekrytalizacja statyczna, które mogą być modyfikowane przez zachodzące jednocześnie procesy wydzielania dynamicznego i statycznego [53, 145, 146]. Parametry odkształcenia na gorąco są istotnymi czynnikami warunkującym zmiany struktury i własności mechanicznych stali, w tym rozwijających się intensywnie wysokowytrzymałych stali konstrukcyjnych mikrostopowych.

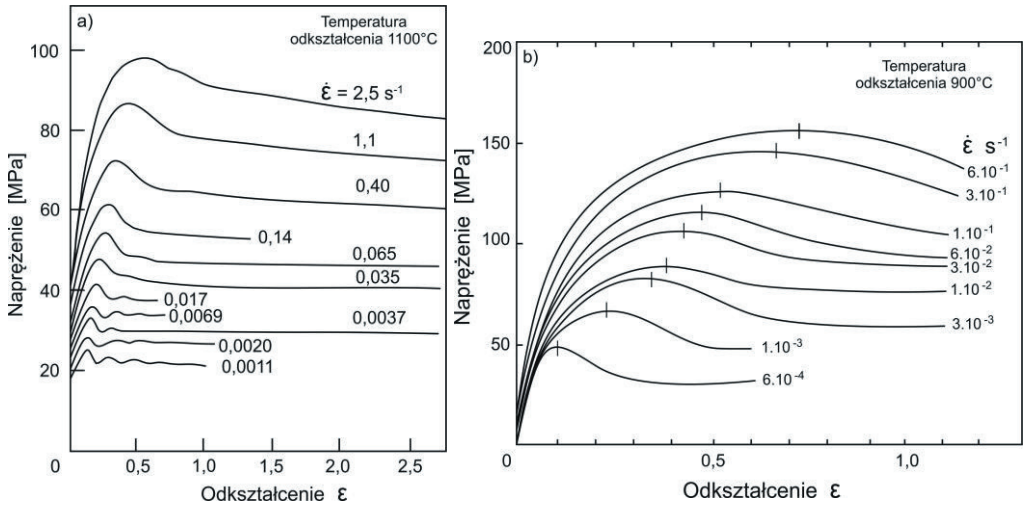
W procesach przeróbki plastycznej na gorąco odkształcenie plastyczne realizowane jest zwykle w kilku operacjach (walcowanie wieloprzepustowe, obróbka cieplno-plastyczna). Zachowanie się materiałów metalicznych podczas wysokotemperaturowego odkształcenia plastycznego bada się najczęściej przy takich sposobach obciążenia, które implikują odkształcenie porównywalne z występującymi w technologiach przemysłowych, a mianowicie w próbach mechanicznych skręcania i ściskania. Próby skręcania prowadzi się na plastomerach

skręcających stosując próbki cylindryczne ze względu na możliwości uzyskania dużych wartości odkształceń trwałych, jak również zamrożenia struktury metalu po zadanym odkształceniu. W przypadku próby ściskania jednorodnego odkształcenie próbek cylindrycznych uzyskuje się do wartości  $\varepsilon$  ok. 0,6 przy zachowaniu odpowiednich warunków tarcia między powierzchniami czołowymi badanej próbki i narzędziem ścisającym. Aktualnie próby ściskania wykonuje się z powodzeniem na symulatorach termomechanicznych typu Gleeble (3800) pozwalających nie tylko na ciągłą rejestrację zależności  $\sigma$ - $\varepsilon$  lecz również na programowane zmiany temperatury i odkształceń w dużym zakresie prędkości odkształcenia z możliwością wygrzewania izotermicznego lub chłodzenia próbek w trakcie kolejnych operacji cieplno-plastycznych. Umożliwia to symulację fizyczną złożonych procesów technologicznych.

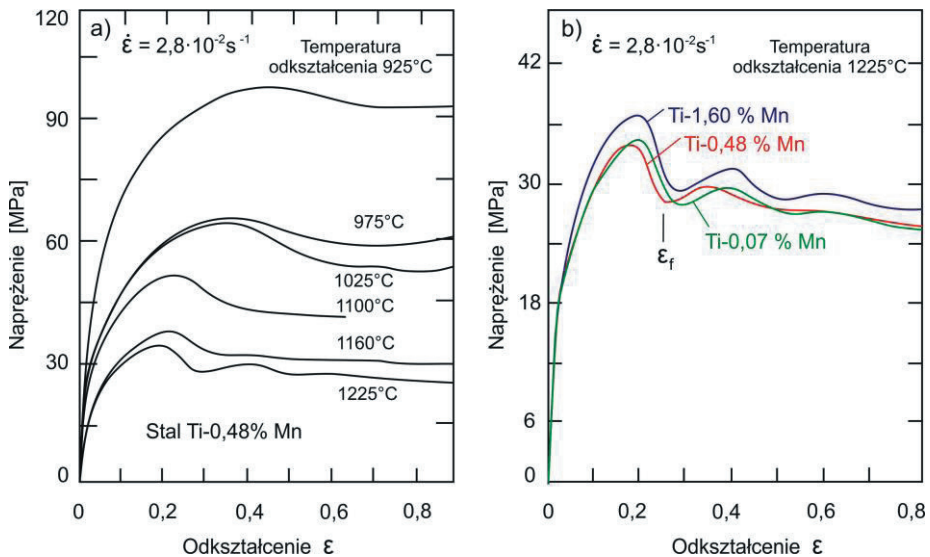
Kształt krzywych naprężenie ( $\sigma$ ) - odkształcenie ( $\varepsilon$ ) danego metalu zarejestrowany podczas próby skręcania jako zależność momentu skręcającego od liczby obrotów do pęknięcia próbki lub w próbie ściskania jako zmiany siły, w funkcji przemieszczenia narzędzia zależy istotnie od EBU odkształcanego metalu oraz temperatury badania i prędkości odkształcenia. Typowy przebieg tych zależności dla metali i stopów o sieci Al przedstawiono na schemacie (rys. 2.4÷2.6) [49, 52, 147, 148]. Analiza krzywych wskazuje, że odkształcenie plastyczne jest zapoczątkowane przy naprężeniu odpowiadającym temperaturowej granicy plastyczności metalu, której wartość maleje wraz z podwyższeniem temperatury homologicznej wyrażonej ilorazem temperatury badania procesu odkształcenia ( $T_o$ ) do temperatury  $T_t$  odkształcanego materiału. W pierwszej fazie odkształcenia plastycznego następuje wzrost naprężenia uplastyczniającego wskutek rosnącej gęstości dyslokacji generowanych w tym procesie, warunkującej stopień umocnienia odkształceniowego. Wraz z podwyższeniem temperatury maleje szybkość umocnienia odkształceniowego metali i stopów w zakresie odkształcenia do  $\varepsilon_{\sigma_{max}}$  (odpowiadającego maksymalnej wartości naprężenia płynięcia). Ewidentnie wskazuje to, że jednocześnie z generowaniem nowych źródeł dyslokacji w trakcie odkształcenia plastycznego zachodzą procesy aktywowane cieplnie, powodujące częściowy zanik wyemitowanych dyslokacji. Przy odkształceniu  $\varepsilon_{\sigma_{max}}$ , którego wartość zmniejsza się wraz ze wzrostem temperatury homologicznej (rys. 2.5) i obniżeniem prędkości odkształcenia (rys. 2.4) istnieje stan równowagi dynamicznej między przyrostem gęstości dyslokacji, a ich anihilacją w procesie *zdrowienia dynamicznego* [49].

Jeśli zdrowienie dynamiczne jest jedynym procesem odnowy struktury, zachodzącym w trakcie odkształcenia wysokotemperaturowego to osiągnięty poziom naprężeń (stan

stacjonarny) nie ulega zmianie ze wzrostem odkształcenia, aż do pęknięcia próbki niezależnie od prędkości odkształcenia w plastometrycznej próbie skręcania (rys. 2.6).

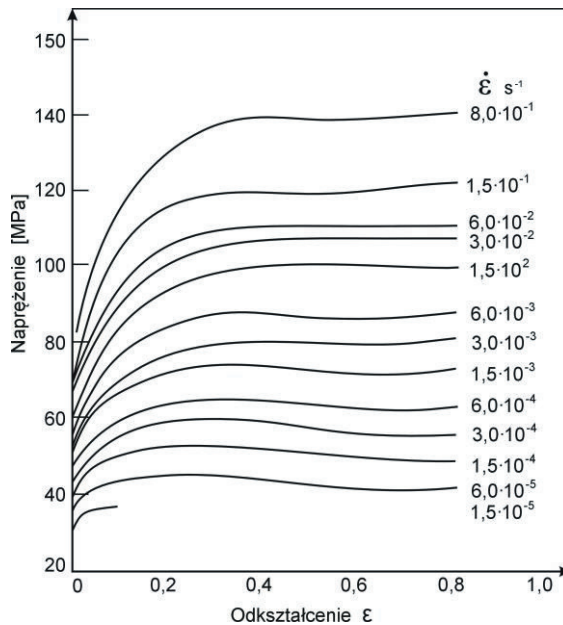


**Rysunek 2.4.** Wpływ prędkości odkształcenia na krzywe płynięcia wyznaczone z próby skręcania: a) stal niestopowa (0,25% C) [52], b) stal mikrostopowa z Al (0,084%) i N (0,016%) [11]



**Rysunek 2.5.** Wpływ temperatury odkształcenia i zawartości Mn na przebieg krzywych płynięcia: a) stal o zawartości 0,5% Ti i 0,48% Mn, b) stal o zawartości 0,1% Ti i 0,07%, 0,48% i 1,60% Mn, próba ściskania,  $\dot{\epsilon} = 2,8 \cdot 10^{-2} \text{ s}^{-1}$  [148]

Wartość naprężeń stanu stacjonarnego dla danego materiału jest zależna od temperatury homologicznej i prędkości odkształcenia. W przypadku odkształceń z dużymi prędkościami może mieć miejsce wzrost temperatury badanej próbki powodujący wyraźny spadek naprężeń w zakresie stacjonarnym. Podobny efekt obniżenia temperatury w zakresie stanu ustalonego występuje również w przypadku odkształcenia stopów wielofazowych, w których zachodzi wzrost cząstek umacniających faz dyspersyjnych węglkowych lub węglikoazotków wprowadzonych do stali mikrodotyków.

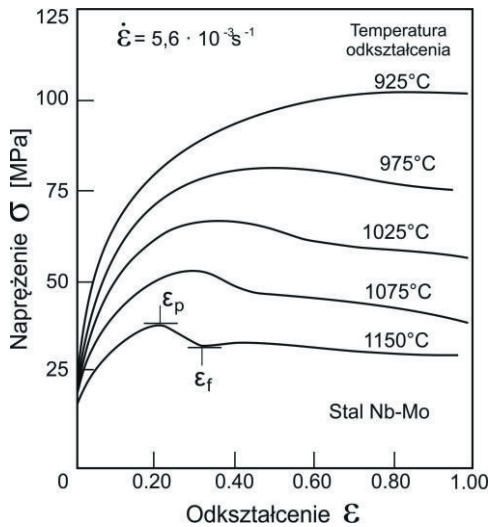


**Rysunek 2.6.** Krzywe płynięcia dla żelaza armco odkształcanego przy temperaturze 700 C (0,54 T) [51]

Największe zmiany kształtu krzywych odkształcenia wysokotemperaturowego  $\sigma$ - $\epsilon$  spowodowane są występowaniem *rekrytalizacji dynamicznej* (rys. 2.7÷2.10) [50, 52, 55]. Napężenie uplastyczniające metali lub stopów o sieci A1 po przekroczeniu odkształcenia  $\epsilon_{\sigma_{max}}$  maleje zwykle do wartości stanu ustalonego. Na tym etapie odkształcenia procesem kontrolującym przebieg odkształcenia plastycznego jest rekrytalizacja dynamiczna, powodująca intensywniejszy zanik generowanych dyslokacji w porównaniu ze zdrowieniem dynamicznym (rys. 2.7, 2.8). Ze wzrostem odkształcenia ( $\epsilon$  większe od  $\epsilon_s$ ), w zakresie

płynięcia ustalonego, występuje stan równowagi dynamicznej między szybkością generowania dyslokacji (umocnienie) i szybkością ich anihilacji w procesie rekrytalizacji dynamicznej.

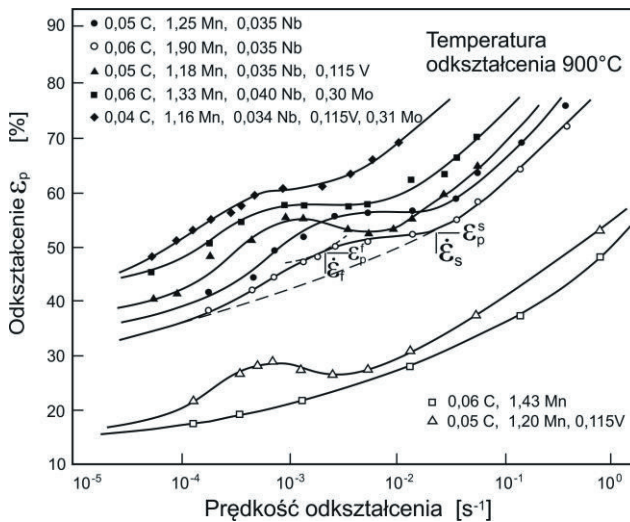
Rekrytalizacja dynamiczna zachodzi w temperaturze homologicznej wyższej niż  $0,4 T_1$  przez zarodkowanie i wzrost nowych ziarn, podobnie jak rekrytalizacja pierwotna (statyczna). W odróżnieniu jednak od konwencjonalnej rekrytalizacji uwolnione od dyslokacji objętości materiału za przemieszczającym się frontem rekrytalizacji dynamicznej są ponownie nasycane dyslokacjami w trakcie postępującego odkształcenia plastycznego.



**Rysunek 2.7.** Wpływ temperatury odkształcenia na krzywe płynięcia stali Nb-Mo odkształconej z prędkością  $5,6 \cdot 10^{-3} s^{-1}$  [55]

Równoczesne występowanie odkształcenia i rekrytalizacji ma wpływ zarówno na tworzenie się frontów rekrytalizacji jak też na ich migrację. Warunkiem tworzenia się frontów rekrytalizacji jest powstanie w odkształcanym materiale dostatecznie dużych lokalnych różnic energii zmagazynowanej, zależnych głównie od całkowitej gęstości dyslokacji, jak też od ich przestrzennego rozkładu. Tworząca się podstruktura dyslokacyjna w materiale odkształcanym na gorąco przy określonej temperaturze i prędkości jest zależna od wielkości odkształcenia. Odkształcenie, przy którym rozpoczyna się proces rekrytalizacji dynamicznej wyraża się zwykle przez odkształcenie krytyczne  $\epsilon_{cd}$ . Wartość  $\epsilon_{cd}$  dla rekrytalizacji dynamicznej rośnie z obniżeniem temperatury odkształcenia i ze wzrostem prędkości odkształcenia. Przy danej temperaturze i prędkości odkształcenia wielkość  $\epsilon_{cd}$  rośnie również ze wzrostem wielkości

ziarna [149, 150]. W materiałach polikrystalicznych po przekroczeniu tego odkształcenia zarodki rekrytalizacji tworzą się głównie przez wyrzuszanie pierwotnych granic ziarn [150, 151] lub w okresie późniejszym - na istniejących frontach rekrytalizacji. W materiałach gruboziarnistych zarodkowanie zachodzi również wewnątrz ziarn w obszarach o dużym gradiencie odkształcenia oraz w miejscach przecinania się pasm odkształcenia, jak również w pasmach ścinania jako wynik koalescencji komórek dyslokacyjnych i podziarn utworzonych w procesie zdrowienia dynamicznego.

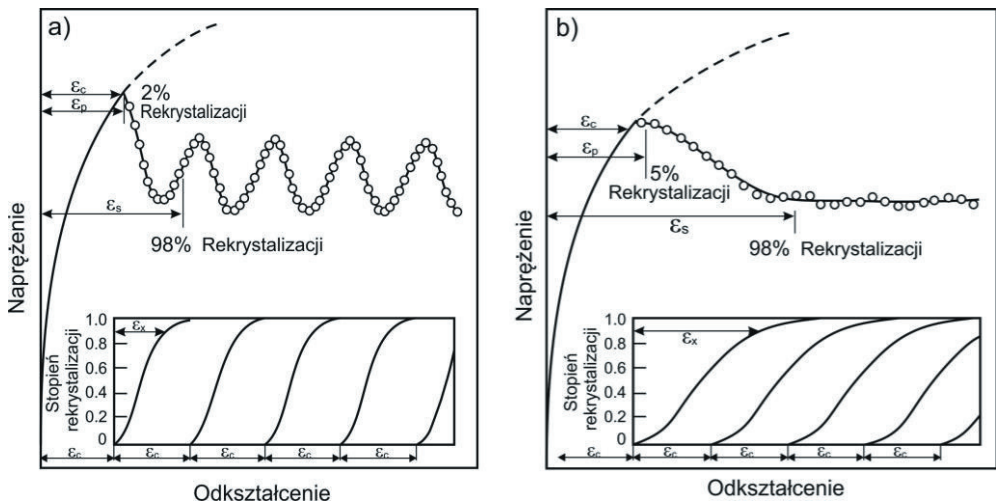


**Rysunek 2.8.** Zależność odkształcenia  $\varepsilon_p$  od prędkości odkształcania. Zaznaczone wartości  $\dot{\varepsilon}_f$  i  $\varepsilon_p^s$  oraz wartości  $\dot{\varepsilon}_s$  i  $\varepsilon_p^s$  dla wyznaczenia czasu rozpoczęcia i zakończenia procesu wydzielania w stali zawierającej Nb [55]

Zrekrytalizowane ziarno bardzo szybko osiąga stałą wielkość, określoną warunkami odkształcenia wysokotemperaturowego, przy znacznym udziale w tym procesie podstruktury dyslokacyjnej tworzącej się w trakcie odkształcenia za frontami rekrytalizacji. Tworząca się podstruktura zmniejsza siłę pędną migracji frontów i jednocześnie generuje dogodne miejsca dla tworzenia się nowych frontów. Z tego względu uważa się, że rekrytalizacja dynamiczna polega na ciągłym zarodkowaniu i ograniczonym wzroście nowych zrekrystalizowanych ziarn lub ciągłym przemieszczaniu się przez materiał odkształcany frontów rekrytalizacji po utworzeniu w ziarnach zrekrystalizowanych gęstości dyslokacji o wartości krytycznej dla procesu migracji [51, 152].



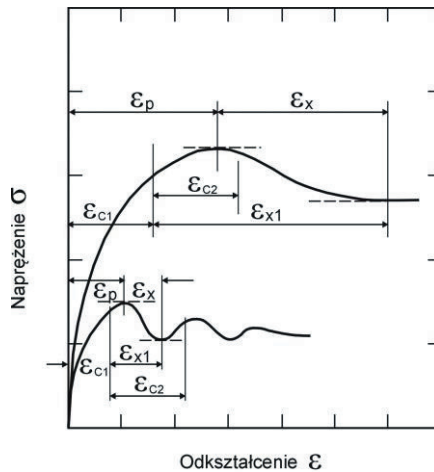
Proces rekrytalizacji dynamicznej podczas odkształcenia wysokotemperaturowego charakteryzuje się występowaniem na krzywych  $\sigma$ - $\epsilon$  oscylacji naprężeń pływnięcia metalu po przekroczeniu odkształceń większych od  $\epsilon_{cd}$  lub pojawieniem się na tych krzywych maksimum naprężenia przy odkształceniu  $\epsilon_{\sigma_{max}}$  (rys. 2.9)[10, 51, 149, 153]. Okresowość oscylacji zgodna z modelem Luton'a i Sellars'a [149] wynika stąd, że przy  $\epsilon_x \ll \epsilon_{cd}$ , przykładowo przy małej wartości  $\dot{\epsilon}$  i wysokiej temperaturze lub małym stężeniu składnika rozpuszczonego, rekrytalizacja dynamiczna zachodzi zupełnie zanim zrekrystalizowana objętość materiału osiągnie poziom odkształcenia krytycznego  $\epsilon_{cd}$  dla ponownej rekrytalizacji. Natomiast przy niskiej temperaturze i dużych wartościach  $\dot{\epsilon}$  lub znacznym stężeniu składnika rozpuszczonego, gdy  $\epsilon_x \gg \epsilon_{cd}$ , zanim jeden cykl rekrytalizacji zostaje zakończony to objętości metalu, które zrekrystalizowały wcześniej osiągają  $\epsilon_{cd}$  dla ponownej rekrytalizacji. W takim przypadku kolejne cykle rekrytalizacji nakładają się, co odpowiada występowaniu na krzywych  $\sigma$ - $\epsilon$  pojedynczego maksimum naprężenia uplastyczniającego i rekrytalizacji dynamicznej ciągłej (rys. 2.10).



**Rysunek 2.9.** Przebieg krzywych pływnięcia dla cyklicznej (a) i ciągłej (b) rekrytalizacji dynamicznej [149]

W przedstawionym modelu założono, że przebieg odkształcenia i rekrytalizacji jest równomierny w objętości materiału. W przypadku monokryształów lub próbek polikrystalicznych o minimalnych rozmiarach geometrycznych i dużym ziarnie mogą wystąpić

również oscylacje naprężeń uplastyczniających spowodowane jednak znacznymi niejednorodnościami przebiegu odkształcenia i rekryształacji [151]. W zakresie stanu ustalonego odkształcenia ( $\epsilon > \epsilon_s$ ) ziarna utworzone w wyniku rekryształacji dynamicznej są równoosiowe, a ich wielkość jest niezależna od stopnia odkształcenia [154]. Ziarna uzyskane w początkowych cyklach rekryształacji są odtwarzane w kolejnych cyklach. Dla danego materiału wielkość ziarna uzyskana w trakcie rekryształacji dynamicznej maleje z obniżeniem temperatury i ze wzrostem wartości  $\epsilon$  ponieważ naprężenia płynięcia wywierają znacznie większy wpływ na przegrupowanie i rozkład dyslokacji prowadzący do utworzenia frontów rekryształacji niż na szybkość ich migracji [51]. Uzyskana podczas rekryształacji dynamicznej wielkość ziarna nie zależy natomiast od pierwotnej wielkości ziarna [150, 155]. Przy porównywalnej wielkości odkształcenia plastycznego wielkość ziarna uzyskana podczas rekryształacji dynamicznej jest znacznie mniejsza od analogicznej wielkości określonej dla rekryształacji statycznej [155]. Występuje jednak zasadnicza różnica między ziarnami powstałymi w warunkach dynamicznych i statycznych, a mianowicie w ziarnach po rekryształacji dynamicznej istnieje podstruktura dyslokacyjna.



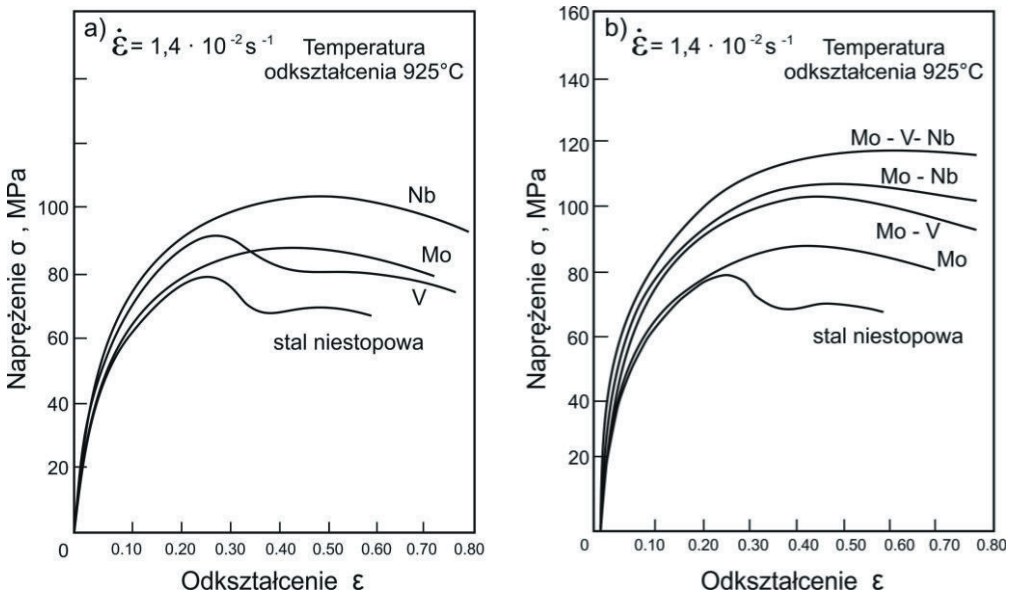
**Rysunek 2.10.** Charakterystyczne odkształcenia na krzywych płynięcia dla ciągłej i cyklicznej rekryształacji dynamicznej [50]

Rekryształacja dynamiczna występuje podczas odkształcenia wysokotemperaturowego w tych materiałach, w których zdrowienie dynamiczne nie zachodzi w znacznym stopniu i nie ogranicza utworzenia struktury z powstającymi i migrującymi frontami rekryształacji. Istotny

wpływ na przebieg procesu odkształcenia plastycznego w tych warunkach wywiera czystość metalurgiczna i skład chemiczny badanych materiałów. Pierwiastki stopowe wpływają zarówno na proces zdrowienia, jak i rekrytalizacji dynamicznej. Należy jednak wyróżnić pierwiastki rozpuszczone w roztworze stałym oraz te, które tworzą cząstki drugiej fazy. Generalnie pierwiastki stopowe w roztworach zmniejszają szybkość zdrowienia obniżając ich EBU i segregując do dyslokacji przez co utrudniają poślizg poprzeczny, wspinanie i rozplątywanie węzłów dyslokacyjnych. Prowadzi to do szybkiego zwiększenia gęstości dyslokacji dostarczając dużej siły pędnej dla procesu rekrytalizacji dynamicznej, jak również do szybkiego umocnienia odkształceniowego. Zatem rozpuszczone pierwiastki stopowe lub mikrododatki tych pierwiastków wpływają na proces rekrytalizacji dynamicznej poprzez modyfikację podstruktury utworzonej na etapie zdrowienia dynamicznego, oddziaływania z dyslokacjami podczas tworzenia się frontów rekrytalizacji i oddziaływania z migrującymi frontami rekrytalizacji. Przypuszczalnie pierwiastki stopowe, które znacznie obniżają EBU i których oddziaływanie z frontami rekrytalizacji są minimalne, ułatwiają ten proces. Niewielkie ilości zanieczyszczeń znacznie silniej oddziałują na migrację frontów rekrytalizacji niż na zdrowienie dynamiczne, stąd rekrytalizacja dynamiczna występuje w próżniowo wytopionym i strefowo przetopionym Fe $\alpha$ , a nie obserwowano jej w żelazie (Armco) o czystości technicznej i w niskowęglowym ferrycie [156].

Wpływ cząstek drugiej fazy na rekrytalizację dynamiczną zależy od ich wielkości kształtu i rozkładu w osnowie. Jeżeli cząstki faz wtórnych są drobne i o wysokiej dyspersji to stabilizują podstrukturę, utrudniają tworzenie się frontów rekrytalizacji i ich migrację oraz hamują zdrowienie dynamiczne. W efekcie, oddziaływanie tych cząstek hamuje proces rekrytalizacji dynamicznej [157, 158] i może prowadzić do znacznego rozdrobnienia ziarna [158]. Natomiast, gdy cząstki drugiej fazy są wydzielone w granicach ziarn, to mogą skutecznie blokować ich migrację, a więc hamować proces rekrytalizacji dynamicznej nie oddziałując istotnie na zdrowienie dynamiczne. W przypadku dużych cząstek drugiej fazy, które oddziałują z dyslokacjami jako koncentratory naprężeń i równocześnie stanowią uprzywilejowane miejsca dla heterogenicznego tworzenia się zarodków rekrytalizacji, obserwuje się przyspieszenie procesu rekrytalizacji dynamicznej [158]. Porównanie krzywych  $\sigma$ - $\epsilon$  dla austenitu stali konstrukcyjnej niestopowej C-Mn oraz stali mikrostopowych (HSLA) zawierających niewielką ilość składników stopowych i mikrododatki (Mo, Nb, V) odkształcanych plastycznie przez ściskanie ze stałą prędkością odkształcenia ( $\dot{\epsilon}$ ) ok.  $1,4 \cdot 10^{-2} \text{ s}^{-1}$

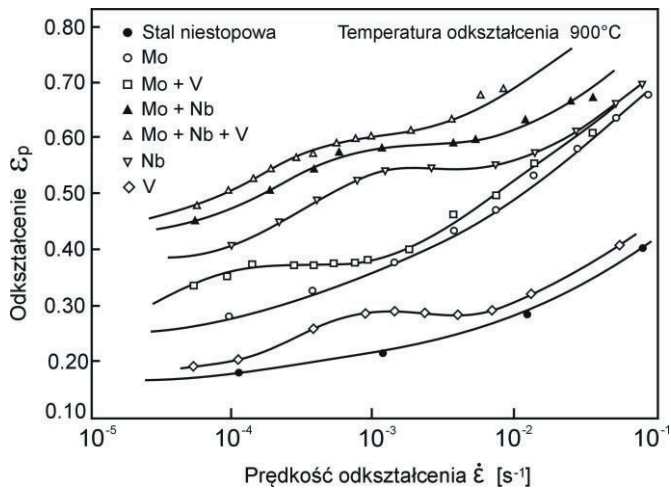
w temperaturze 925°C przedstawiono na schemacie (rys. 2.11, 2.12) [159]. Przebieg krzywych wskazuje, że wprowadzenie wanadu do stali niestopowej C-Mn powoduje jednocześnie zwiększenie  $\sigma_p$  i  $\epsilon_p$  co oznacza, że proces rekrytalizacji dynamicznej jest hamowany wskutek oddziaływania mikrodotadku V. To opóźnienie rekrytalizacji jest również istotne w stali z dodatkiem Mo oraz w największym stopniu w przypadku stali z mikrodotadkiem Nb. Można stwierdzić, że oddziaływania selektywne tych pierwiastków mają ogólnie podobny wpływ na hamowanie procesu rekrytalizacji dynamicznej.



**Rysunek 2.11.** Wpływ mikrodotadków V, Mo i Nb na przebieg krzywych płynięcia stali odkształconych przy temperaturze 925°C z prędkością  $1,4 \cdot 10^{-2}$ : a) oddziaływanie pojedynczych pierwiastków, b) kompleksowe oddziaływanie pierwiastków [159]

Jednoznaczne określenie mechanizmu oddziaływania składników stopowych i mikrodotadków, a mianowicie czy oddziałują one w roztworze  $\gamma$  czy też w formie wydzielen, umożliwia analiza wartości  $\epsilon_p$  w funkcji prędkości odkształcenia (rys. 2.12). Przebieg krzywych dla stali niestopowej oraz z dodatkiem Mo jest monotoniczny ze zmianą prędkości odkształcenia. Natomiast w przypadku pozostałych stali obserwuje się, szczególnie przy pośrednich wartościach  $\dot{\epsilon}$  większą różnicę w wartościach odkształceń krytycznych  $\epsilon_p$ , dla zapoczątkowania rekrytalizacji dynamicznej w porównaniu z zakresem stosunkowo małej i dużej prędkości odkształcenia.

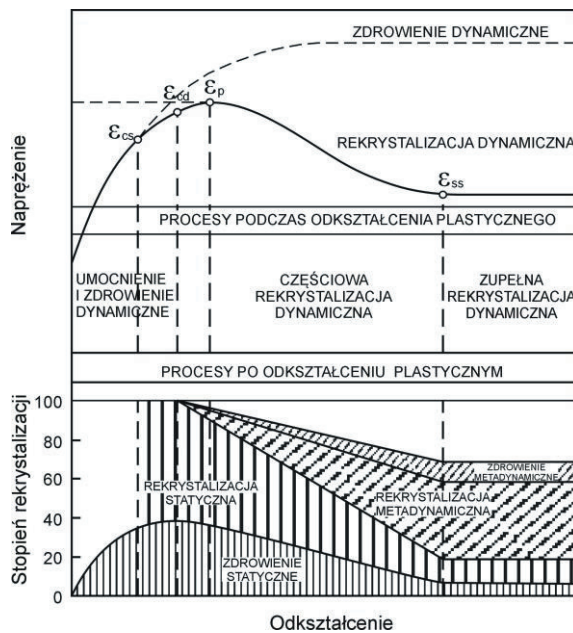
Interpretacja takiego przebiegu krzywych podana w kilku pracach [147, 159, 160] zakłada, że przy stałej temperaturze odkształcenia i porównywalnej początkowej wielkości ziarna, hamowanie rekrytalizacji dynamicznej w zakresie dużych prędkości odkształcenia jest związane z obecnością pierwiastka stopowego w roztworze  $\gamma$  ponieważ wydzielanie nie rozpoczyna się w ułamkach sekundy ( $\tau_p = \epsilon_p / \dot{\epsilon}$ ) potrzebnych do uzyskania odkształcenia szczytowego ( $\epsilon_{\sigma_{max}}$ ) na krzywych  $\sigma$ - $\epsilon$  przy tych  $\dot{\epsilon}$ . Podobnie przy małych  $\dot{\epsilon}$  wydzielanie kończy się przy bardzo małych odkształceniach i późniejszy dynamiczny wzrost zwiększa ich średnią wielkość co powoduje, że takie cząstki stają się mniej efektywne w hamowaniu rekrytalizacji. Zatem większe wartości  $\epsilon_{\sigma_{max}}$  (lub  $\epsilon_p$ ) dla badanych stali z V i Nb w porównaniu ze stałą niestopową i stałą z dodatkiem Mo, w pośrednim zakresie analizowanych prędkości odkształcenia, są niewątpliwie związane z obecnością drobnych wydzielen, które dysponują wystarczającym czasem wymaganym do ich wzrostu.



**Rysunek 2.12.** Wpływ prędkości odkształcenia na wartość  $\epsilon_p$  dla stali niestopowej i stali z mikrodotatkami Mo, V i Nb [55, 159]

Zestawienie selektywnego oddziaływania pierwiastków (Mo, V, Nb) na przebieg krzywych  $\sigma$ - $\epsilon$  z ich łączną zawartością binarną (Mo+V, Mo+Nb) lub oddziaływaniem kompleksowym (Mo+V+Nb) (rys. 2.11b) pozwala stwierdzić, że zmiany wartości  $\epsilon_p$  są podobne w badanych warunkach próby ściskania, niemniej binarne zawartości tych pierwiastków w roztworze  $\gamma$  oddziałują słabiej na hamowanie procesu rekrytalizacji dynamicznej niż w przypadku ich oddziaływań indywidualnych. Największe umocnienie odkształceniowe i hamowanie

rekrytalizacji dynamicznej austenitu wywiera wprowadzenie do tych stali łącznej zawartości Mo, V i Nb, powodujących jednocześnie zwiększenie naprężenia tarcia sieci i zmniejszenie szybkości zdrowienia dynamicznego roztworu  $\gamma$  oraz utwardzenie wydzieleniowe austenitu przez dyspersyjne cząstki węglików bądź węglikoazotków. Binarne oddziaływanie Mo-V, Mo-Nb oraz indywidualne Mo, Nb i V dopuszcza przebieg rekrytalizacji dynamicznej austenitu przy dużych odkształceniach  $\epsilon_p$ , podczas gdy stal C-Mn wykazuje stan płynięcia ustalonego już od wielkości odkształcenia  $\epsilon_p$  ok. 0,2 przy nieznacznej oscylacji naprężenia uplastyczniającego charakterystycznej dla cyklicznej rekrytalizacji dynamicznej.

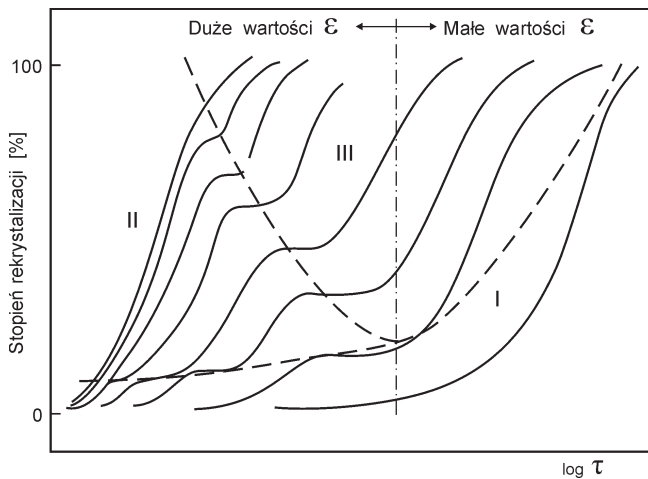


**Rysunek 2.13.** Schemat procesów aktywowanych cieplnie zachodzących w stali podczas i po odkształceniu plastycznym na gorąco

Odształcenie wysokotemperaturowe kontrolowane zarówno przez zdrowienie dynamiczne, jak i rekrytalizację dynamiczną nie zapewnia uzyskania struktury równowagowej materiału odkształconego. Po zakończeniu odkształcenia występująca podstruktura materiału związana jest z określoną energią zmagazynowaną odkształcenia plastycznego stanowiącą siłę pędną dla statycznych procesów aktywowanych cieplnie. Stąd też podczas wygrzewania izotermicznego między kolejnymi etapami odkształcenia plastycznego lub wolnego chłodzenia, np. w procesie walcowania wieloprzepustowego na gorąco, zachodzą w nich

procesy statyczne takie, jak: *zdrowienie statyczne* lub *metadynamiczne* oraz *rekrytalizacja statyczna* lub *metadynamiczna*, powodujące zanik pozostałego nadmiaru defektów sieciowych i umocnienia odkształceniowego. Przebieg tych procesów (rys. 2.13) jest uwarunkowany wielkością odkształcenia plastycznego realizowanego w zadanych warunkach temperatury i prędkości odkształcenia.

Kinetyka procesu *rekrytalizacji statycznej* po odkształceniu plastycznym na gorąco i mechanizm zmian strukturalnych zależą głównie od rodzaju materiału i parametrów wysokotemperaturowego odkształcenia, które warunkują stan strukturalny bezpośrednio po zakończeniu przeróbki plastycznej. Wytrzymanie izotermiczne po odkształceniu plastycznym na gorąco może prowadzić do trzech głównych mechanizmów usuwania skutków umocnienia zgniotowego, a mianowicie: *zdrowienia statycznego* (SR), *rekrytalizacji metadynamicznej* (MDRX) i *rekrytalizacji statycznej* (SRX). Zakres oddziaływania tych mechanizmów i występujące między nimi zależności przedstawiono na schemacie - rys. 2.14.



**Rysunek 2.14.** Schemat oddziaływania mechanizmów usuwania skutków umocnienia zgniotowego podczas wytrzymania izotermicznego po odkształceniu na gorąco:  
I - zdrowienie statyczne, II - rekrytalizacja metadynamiczna,  
III - rekrytalizacja statyczna [53]

W przypadku odkształceń mniejszych od wartości krytycznej wymaganej dla zapoczątkowania rekrytalizacji statycznej ( $\epsilon < \epsilon_{cs}$ ) zanik umocnienia odkształceniowego zachodzi poprzez *zdrowienie statyczne*, które nie prowadzi jednak do całkowitego zmiękczenia

materiału. Mechanizm tego procesu zachodzi z udziałem wspinania dyslokacji i prowadzi do utworzenia komórkowej struktury dyslokacyjnej oraz podziarn. W przypadku większych odkształceń ( $\epsilon_{cs} < \epsilon < \epsilon_{cd}$ ) bezpośrednio po zakończeniu odkształcenia wysokotemperaturowego rozpoczyna się zdrowienie statyczne w obszarach przemieszczania się frontów rekrytalizacji. Konieczność dyfuzyjnego ruchu masy za pośrednictwem mechanizmu wakacyjnego powoduje stosunkowo wolny przebieg zdrowienia statycznego, który poprzedza rekrytalizację statyczną zapewniającą całkowite zmiękczenie materiału. Zwiększenie stopnia odkształcenia powoduje wzrost udziału i prędkość procesu zdrowienia statycznego oraz występowanie rekrytalizacji statycznej. Szybkość rekrytalizacji statycznej po odkształceniu na gorąco zwiększa się ze wzrostem wielkości i prędkości odkształcenia oraz obniżeniem temperatury odkształcenia i zmniejszeniem pierwotnej wielkości ziarna, natomiast wielkość ziarna po rekrytalizacji maleje przy takiej tendencji zmian warunków odkształcenia [161]. Drobnodziarnista struktura materiału zrekrystalizowanego statycznie ma istotny wpływ na zwiększenie granicy plastyczności oraz odporności na pękanie wyrobów wytwarzanych metodami obróbki cieplno-plastycznej [11]. Odkształcenie o wartości większej od krytycznej ( $\epsilon_{cd} < \epsilon < \epsilon_{ss}$ ) wywołuje w materiale po odkształceniu na gorąco zanik umocnienia (mięknienie) w wyniku przebiegu *rekrytalizacji statycznej i metadynamicznej*. W tym przypadku w materiale odkształconym zachodzi rekrytalizacja dynamiczna, a więc występują obszary frontów rekrytalizacji, które bezpośrednio po zakończeniu odkształcenia plastycznego na gorąco migrują bez żadnego okresu inkubacyjnego. Rekrytalizacja wywołana migracją takich frontów jest potocznie nazywana *rekrytalizacją metadynamiczną* lub *podynamiczną* [10, 49, 162]. Ten typ rekrytalizacji zachodzi bardzo szybko ponieważ nie jest konieczny okres inkubacji dla utworzenia frontów rekrytalizacji. Dla odkształceń z tego zakresu, bezpośrednio po odkształceniu na gorąco zachodzi zdrowienie statyczne i rekrytalizacja metadynamiczna, a następnie po okresie inkubacji rozpoczyna się również rekrytalizacja statyczna. W tym zakresie odkształceń, ze wzrostem wielkości  $\epsilon$ , rośnie udział rekrytalizacji metadynamicznej, a maleje - rekrytalizacji statycznej (rys. 2.14). Wzrost udziału rekrytalizacji metadynamicznej wynika ze zwiększenia gęstości frontów rekrytalizacji dynamicznej ze wzrostem odkształcenia do wartości  $\epsilon_{ss}$ , które są zdolne do dalszej migracji bezpośrednio po zakończeniu odkształcenia.

Po przekroczeniu odkształceń w zakresie stanu ustalonego zachodzi jedynie *zdrowienie statyczne* i *metadynamiczne*, jak również *rekrytalizacja metadynamiczna*. Jeżeli odkształcenie



plastyczne na gorąco prowadzone jest przy relatywnie wysokiej temperaturze to uzyskana po rekrytalizacji dynamicznej wielkość ziarna jest mniejsza od wielkości ziarna po rekrytalizacji metadynamicznej. Wynika to z obecności ciągle nowych frontów rekrytalizacji, które są generowane przez zachodzące w materiale odkształcenie plastyczne [163]. Natomiast w przypadku odkształcenia plastycznego przy względnie niskiej temperaturze ziarno po rekrytalizacji metadynamicznej jest drobniejsze ponieważ znacznie więcej frontów rekrytalizacji migruje w tym procesie niż w trakcie odkształcenia plastycznego [164]. Ten proces, podobnie jak rekrytalizacja statyczna ma istotne znaczenie w kształtowaniu drobnoziarnistej struktury wyrobów ze stali konstrukcyjnych mikrostopowych (HSLA).

**Tablica 2.1.** Skład chemiczny i analizowane wielkości termodynamiczne badanych stali [44]

L.p.	Rodzaj stali	Skład chemiczny w % wag.						Rodzaj faz	T <sub>tsol</sub> [°C]	T <sub>A</sub> [°C]	WZγ [μm]
		C	Mn	Si	V	Mo	Nb				
1.	C-Mn	0,06	1,43	0,24	-	-	-	-		1030	110
2.	V	0,05	1,20	0,25	0,115	-	-	VN, V <sub>4</sub> C <sub>3</sub>	984 850	1045	100
3.	M <sub>0</sub>	0,05	1,34	0,20	-	0,29	-	-	-	1070	110
4.	Nb-Mn	0,06	1,90	0,22	-	-	0,035	NbC, Nb(C,N)	1041, 1050	1100	120

WZγ - pierwotna wielkość ziarna austenitu, T<sub>t sol</sub> - obliczona temperatura równowaga rozpuszczalności faz pośrednich w austenicie, N ≈ 0,006%

**Tablica 2.2.** Czasy połówkowej rekrytalizacji austenitu t<sub>0,5</sub> dla rekrytalizacji statycznej (SRX) i metadynamicznej (MDRX) [45]

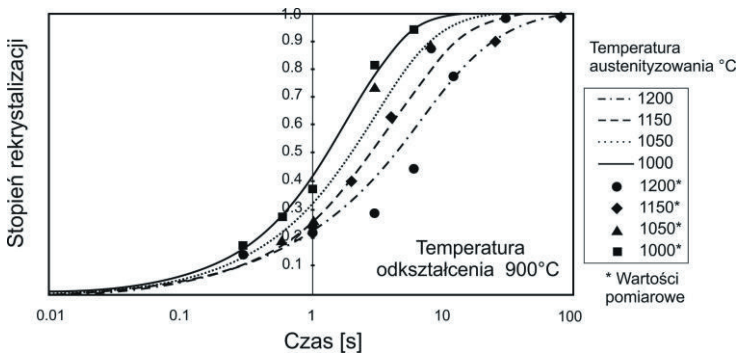
L.p.	Rodzaj stali	Równanie modelowe
1.	0,5 wt % Mn	$t_{0,5SRX} = 6,2 \cdot 10^{-14} \dot{\epsilon}^{-0,43} \dot{\epsilon}^{-2,7} d_0^2 \exp(209000/RT)$ $t_{0,5(MDRX)} = 9,5 \cdot 10^{-7} \dot{\epsilon}^{-0,84} \exp(130000/RT)$
2.	1,0 wt % Mn	$t_{0,5SRX} = 8,2 \cdot 10^{-5} \dot{\epsilon}^{-0,43} \dot{\epsilon}^{-2,7} d_0^2 \exp(236000/RT)$ $t_{0,5(MDRX)} = 4,1 \cdot 10^{-8} \dot{\epsilon}^{-0,84} \exp(167000/RT)$
3.	1,5 wt % Mn	$t_{0,5SRX} = 1,6 \cdot 10^{-15} \dot{\epsilon}^{-0,43} \dot{\epsilon}^{-2,7} d_0^2 \exp(267000/RT)$ $t_{0,5(MDRX)} = 6,2 \cdot 10^{-9} \dot{\epsilon}^{-0,84} \exp(191000/RT)$

$\dot{\epsilon}$  - prędkość odkształcenia, R - stała gazowa, T - temperatura bezwzględna

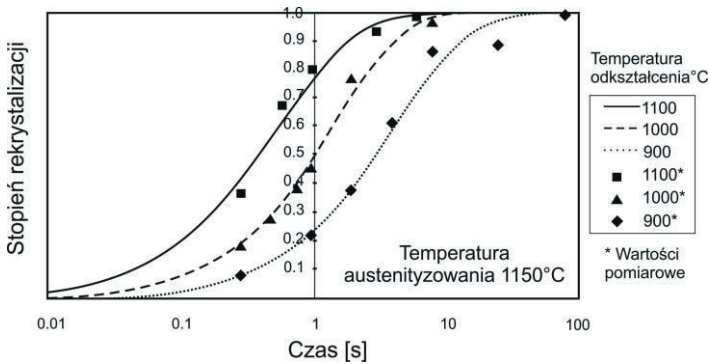
Procesy aktywowane cieplnie identyfikuje się na podstawie analizy zmian naprężenia uplastyczniającego w funkcji czasu wytrzymania między kolejnymi etapami odkształcenia, w wybranej próbie plastometryczne. Stopień zaniku umocnienia względnie mięknięcia przyjmuje się zwykle jako wskaźnik udziału rekrytalizacji statycznej, ponieważ postępująca

z dużą prędkością rekrytalizacja powoduje efektywny zanik dyslokacji warunkujących stan umocnienia odkształceniowego.

Procesy rekrytalizacji statycznej austenitu w stalach konstrukcyjnych niestopowych odkształczanych na gorąco zachodzą na ogół bardzo szybko. Dwa typowe przebiegi kinetyczne zmiany stopnia mięknięcia austenitu stali niestopowej C-Mn zawierającej 0,17% C i 0,74% Mn po odkształceniu plastycznym na gorąco metodą ściskania w zakresie temperatury 900÷1100°C z prędkością  $\dot{\epsilon}$  rzędu  $1s^{-1}$  przedstawiono na wykresach (rys. 2.15, 2.16) [165].



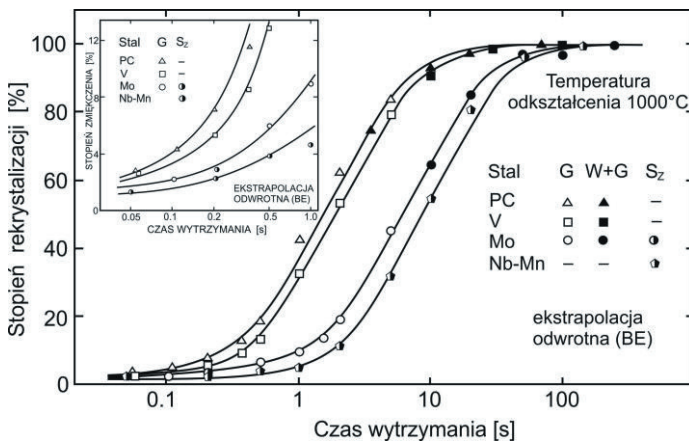
**Rysunek 2.15.** Wpływ temperatury austenitzowania na proces zmiękczenia stali niestopowej odkształcanej do  $\epsilon = 0,2$  przy  $900^{\circ}\text{C}$  z prędkością  $\dot{\epsilon} = 1s^{-1}$  [165]



**Rysunek 2.16.** Wpływ temperatury odkształcenia na proces zmiękczenia stali niestopowej odkształcanej do  $\epsilon = 0,2$  z prędkością  $\dot{\epsilon} = 1s^{-1}$  [165]

Badane wielkości odkształcenia (0,08÷0,35) były mniejsze od wartości krytycznej  $\epsilon_{cd}$  wymaganej dla zainicjowania rekrytalizacji dynamicznej [163], a proces zaniku umocnienia w dwustopniowej próbie przerywanego ściskania odbywał się w warunkach izotermicznych.

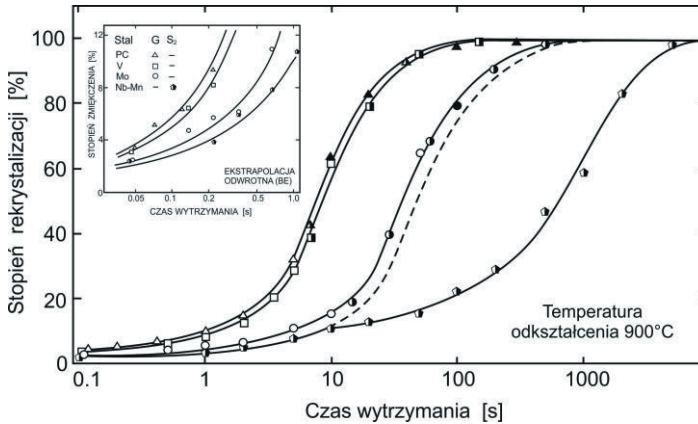
Odcinki prostych o małym nachyleniu względem osi czasu wytrzymania po odkształceniu, biegnące od początku układu, są charakterystyczne dla przebiegu procesu zdrowienia statycznego, natomiast pozostałe części krzywych kinetycznych opisują przebieg rekrytalizacji statycznej. Wykazują one typowy sigmoidalny kształt potwierdzając tym samym, że zależność udziału rekrytalizacji od czasu wytrzymania izotermicznego może być opisana równaniem Avrami'ego [166, 167]. Wpływ temperatury austenitizacji na kinetykę zmiękczenia po odkształceniu w 900°C pokazano na wykresie (rys. 2.15). Stwierdzono, że szybkość zmiękczenia jest zaniżana w miarę wzrostu temperatury austenitizowania, co tłumaczy się oddziaływaniem pierwotnej wielkości ziarn austenitu i utworzeniem podstruktury ograniczającej szybkość zarodkowania rekrytalizacji statycznej. Natomiast przebieg krzywych zaniku umocnienia w funkcji temperatury odkształcenia (rys. 2.16) wskazuje wyraźnie, że wzrost temperatury jest czynnikiem przyspieszającym kinetykę zmiękczenia austenitu odkształconego. Efekt ten wywołany jest większą ruchliwością granic ziarn przy wyższej temperaturze odkształcenia plastycznego. Stwierdzono ponadto, że zwiększenie wielkości i prędkości odkształcenia w próbie dwuetapowego ściskania na gorąco intensyfikuje szybkość procesu rekrytalizacji statycznej [166].



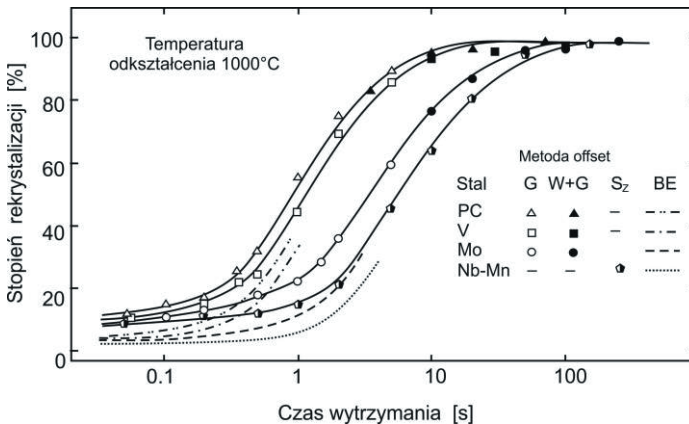
**Rysunek 2.17.** Krzywe zmiękczenia wyznaczone metodą ekstrapolacji odwrotnej (BE) dla stali niestopowej (PC) i stali z V, Mo i Nb-Mn, odkształcanych w temperaturze 1000°C [44]

Oddziaływanie stężenia kilku pierwiastków rozpuszczonych w roztworze  $\gamma$  lub związanych w dyspersyjne cząstki węglików lub azotków na przebieg procesu zdrowienia i rekrytalizacji statycznej austenitu w zakresie temperatury (900÷1000°C), po odkształceniu plastycznym na

gorąco ze stałą prędkością  $\dot{\epsilon}$  ok.  $2s^{-1}$ , dla wybranych stali konstrukcyjnych mikrostopowych (tablica 2.1) przedstawiono na wykresach (rys. 2.17÷2.20) [44].



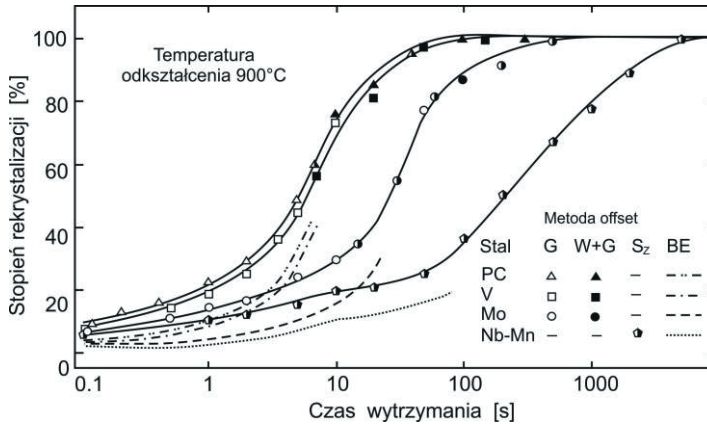
**Rysunek 2.18.** Krzywe zmiękczenia wyznaczone metodą ekstrapolacji odwrotnej (BE) dla stali niestopowej (PC) i stali z V, Mo i Nb-Mn, odkształcanych w temperaturze 900°C [44]



**Rysunek 2.19.** Krzywe zmiękczenia wyznaczone metodą offset i metodą ekstrapolacji odwrotnej (BE) dla stali niestopowej (PC) i stali z V, Mo i Nb-Mn, odkształcanych w temperaturze 1000°C [44]

Badane stale zawierały porównywalne stężenie węgla (ok. 0,05%) i Mn (ok. 1,40%) i zróżnicowaną zawartość Mo (0,30%) oraz V (0,115%) i Nb (0,035%). Stosowane temperatury austenitowania zapewniały kompletne rozpuszczenie faz pośrednich występujących zwykle w tych stalach i uzyskanie porównywalnych wielkości ziarn austenitu pierwotnego (tablica 2.1).

W próbach dwustopniowego ściskania wykonywanych na maszynie wytrzymałościowej elektro-hydraulicznej typu MTS (100kN) określono wpływ analizowanych pierwiastków na przebieg procesów aktywowanych ciepłnie wyznaczając podstawowe charakterystyki kinetyczne stopnia zmiękczenia (%FR) w funkcji czasu wytrzymywania izotermicznego. Ponadto badano oddziaływanie stosowanych podczas próby ściskania środków smarujących, jak G (grafit), W+G (folia wolframowa z grafitem), oraz  $S_z$  (szkło wodne).



**Rysunek 2.20.** Krzywe zmiękczenia wyznaczone metodą offset i metodą ekstrapolacji odwrotnej (BE) dla stali niestopowej (PC) i stali z V, Mo i Nb-Mn, odkształcanych w temperaturze 900°C [44]

W badaniach zastosowano również alternatywną metodę wyznaczania składowych wielkości naprężeń płynięcia ( $\sigma_T$ ) w celu określenia zmiany tych charakterystyk. Stwierdzono, że w badanej temperaturze odkształcenia (1000°C i 900°C) szybkość postępu zdrowienia statycznego (FR ok. 12%) wyznaczona analitycznie metodą ekstrapolacji odwrotnej BE (Back Extrapolation) jest największa dla stali niestopowej (rys. 2.17 i 2.18), natomiast maksymalny wpływ na hamowanie tego procesu wywiera Nb. Obniżenie temperatury odkształcenia plastycznego i rekrytalizacji z 1000°C do 900°C powoduje wydatne wydłużenie czasu zdrowienia wskutek zmniejszenia współczynnika samodyfuzji Fe i dyfuzji objętościowej pierwiastków stopowych w austenicie oraz zmniejszenie szybkości rekrytalizacji zwłaszcza w stalach mikrostopowych zawierających V, Mo i Nb. W temperaturze 1000°C oprócz Mn i Si, w austenicie badanych stali jest rozpuszczony Mo i V, natomiast Nb występuje w postaci związanej w dyspersyjne węgliki NbC wydzielane na dyslokacjach podczas odkształcenia plastycznego. Obniżenie temperatury procesu do 900°C powoduje, że oprócz Nb częściowo

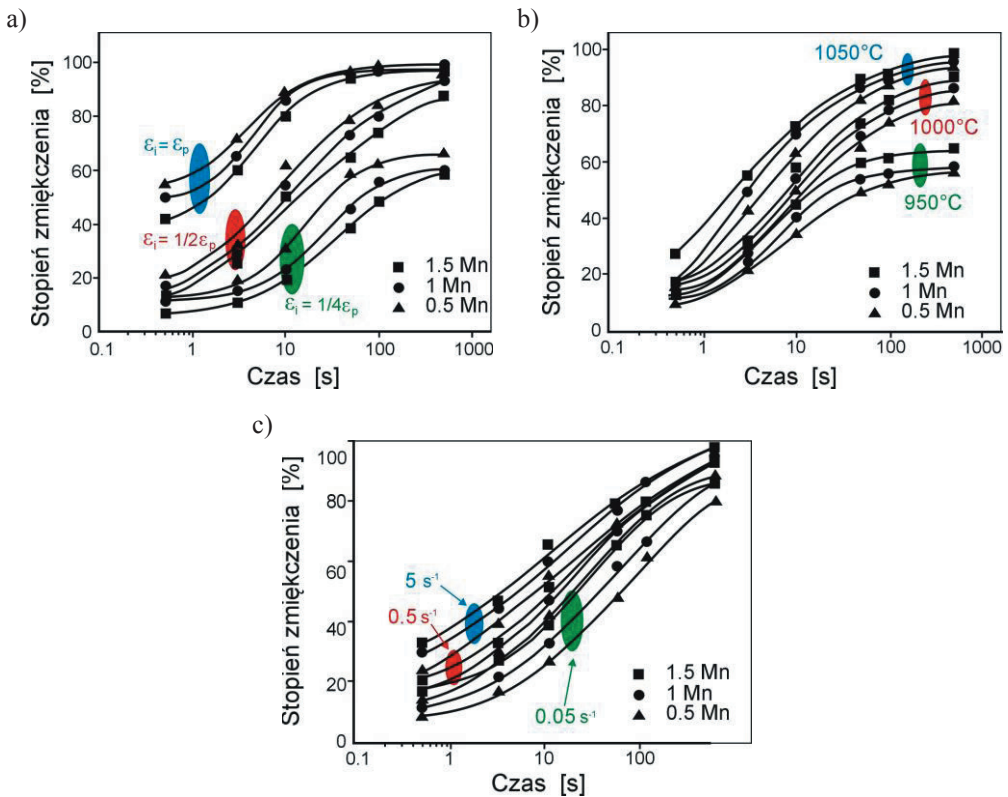
z węglem związany jest V w postaci dyspersyjnych węglików VC lub  $V_4C_3$  (tablica 2.1). Również w tej temperaturze może wydzielać się azotek wanadu VN. Pozostałe pierwiastki znajdują się w stanie rozpuszczonym w roztworze stałym. Zgodnie z wynikami wcześniejszych badań [160] dotyczących tej samej stali mikrostopowej z V analizowanej w dynamicznych warunkach obciążenia, początek wydzielania azotków VN uwarunkowany odkształceniem plastycznym w temperaturze 900°C obserwowano w czasie ok. 30 s. Tym niemniej wyniki przedstawione na wykresie (rys. 2.18) sugerują, że rekrytalizacja stali z V jest prawie zupełna w czasie, w którym należałoby spodziewać się obecności wydzielen VN indukowanych odkształceniem. Należy sądzić, że hamowanie procesu rekrytalizacji statycznej obserwowane w stalach mikrostopowych z V i Mo, w badanych temperaturach jest zatem wynikiem oddziaływania tych pierwiastków w roztworze  $\gamma$ .

W przypadku stali z mikrododatkiem Nb wcześniejsza analiza kinetyki wydzielania dynamicznego cząstek Nb(C,N) [160] wykazała małe prawdopodobieństwo pojawienia się tych wydzielen w czasie krótszym od 100 s przy temperaturze odkształcenia 1000°C, a więc przed zakończeniem rekrytalizacji statycznej. Należy zatem sądzić, że hamowanie rekrytalizacji statycznej przy tej temperaturze (rys. 2.17) jest również spowodowane obecnością Nb w austenicie. Ewidentnym staje się też, że przy temperaturze procesu odkształcenia i rekrytalizacji wynoszącej 900°C na kinetykę rekrytalizacji statycznej oddziałuje już dodatkowe zjawisko. Jak pokazano na rysunku 2.18 efekt oddziaływania wydzielen Nb(C,N) indukowanych odkształceniem jest wyraźny dla czasu wytrzymania izotermicznego wynoszącego ok. 10 s. Prowadzi to do opóźnienia początku rekrytalizacji statycznej o około rząd wielkości. Linia przerywana na tym rysunku wyznacza prawdopodobny przebieg kinetyki rekrytalizacji stali z Nb bez oddziaływania dyspersyjnych cząstek węglikoazotków Nb(C,N). Jej pozycję wyznaczono analitycznie na podstawie odpowiedniego przebiegu krzywych kinetyki dla stali z Nb i Mo, analizowanych dla temperatury procesu 1000°C i przyjęciu wartości energii aktywacji procesu rekrytalizacji 245 kJ/mol·K dla obu stali. Z przebiegu tej krzywej wynika, że zmiękczenie dla ok. 60% odpowiadające udziałowi rekrytalizacji ok. 50% powoduje w przypadku wystąpienia wydzielen Nb(C,N) hamowanie rekrytalizacji statycznej o więcej niż jeden rząd wielkości czasu wytrzymania w porównaniu do oddziaływania Nb w roztworze  $\gamma$ . Natomiast w odniesieniu do stali niestopowej obecność Nb w austenicie odkształconym plastycznie powoduje jedynie nieznaczne opóźnienie procesu rekrytalizacji statycznej o mniej niż rząd wielkości czasu wytrzymania izotermicznego.

Wyniki zaniku umocnienia odkształceniowego w funkcji czasu wytrzymania izotermicznego po odkształceniu wysokotemperaturowym (1000°C i 900°C) badanych stali, określone analitycznie alternatywnym sposobem wyznaczania naprężenia uplastyczniającego  $\sigma_r$  (tzw. metoda offset) przedstawiono na wykresach (rys. 2.19 i 2.20). W celu porównania wyników na wykresach tych zamieszczono również krzywe uzyskane metodą odwrotnej ekstrapolacji BE. Jak oczekiwano zastosowanie metody offset'owej relatywnie nie zmienia kształtu i pozycji odpowiednich krzywych dla badanych gatunków stali. Tym niemniej początkowe wartości frakcji zmiękczzonej wyznaczone tą metodą są wyraźnie większe niż określone metodą BE. Wytrzymanie izotermiczne w czasie krótszym niż 50 ms, przy temperaturze 1000°C prowadzi do uzyskania stopnia zmiękczenia austenitu odkształconego (ok. 7÷8%) dla badanych stali w wyniku zdrowienia statycznego (rys. 2.19). Analogiczne wartości zmiękczania (ok. 6÷7%) uzyskano podczas wytrzymania izotermicznego w czasie 0,1 s przy temperaturze 900°C (rys. 2.20). Początek rekrytalizacji statycznej wyznaczony w ten sam sposób występuje dla udziału frakcji zmiękczzonej ok. 20% i 30%, odpowiednio dla temperatury procesu 1000°C i 900°C. Różnice w krzywych kinetycznych analizowanych procesów zdrowienia i rekrytalizacji statycznej wynikające ze sposobu ich wyznaczania (metoda BE lub offset) zmniejszają się monotonicznie do zera w przypadku gdy stopień zmiękczania (%FR) osiąga wartość ok. 100%.

Przytoczone dane wskazują, że oprócz temperatury i prędkości odkształcenia istotny wpływ na kinetykę zdrowienia i rekrytalizacji statycznej po zakończeniu odkształcenia plastycznego na gorąco wywiera skład chemiczny i fazowy stali mikrostopowych oraz, że czas rekrytalizacji  $t_R$  lub czas  $t_{0,5}$  potrzebny do utworzenia 50% frakcji austenitu zrekrystalizowanego, który dla celów technicznych ma większe znaczenie niż  $t_R$ , jest dla stali niestopowych i zawierających mikrodotatki pierwiastków o dużym powinowactwie do węgla i azotu, związane w temperaturze rekrytalizacji, w dyspersyjne cząstki węglików, azotków lub węglikoazotków-wyraźnie zróżnicowany. Analizowane parametry odkształcenia plastycznego na gorąco, jak również skład chemiczny stali mikrostopowych oddziałują podobnie na kinetykę rekrytalizacji metadynamicznej zachodzącej w metalach i stopach odkształcanych plastycznie na gorąco w zakresie od  $\epsilon_{cd}$  do  $\epsilon_{ss}$  (rys. 2.13). W tym przypadku zarodki nowych ziarn utworzone podczas odkształcenia plastycznego w procesie rekrytalizacji dynamicznej rosną spontanicznie z jednocześnie przebiegającym zdrowieniem metadynamicznym w pozostałej objętości metalu odkształconego plastycznie, a po upływie czasu inkubacji zachodzi proces rekrytalizacji statycznej.

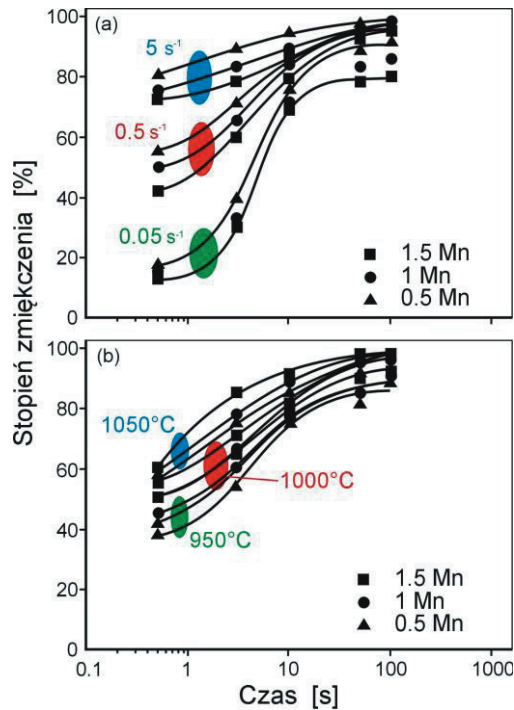
Wkład rekrytalizacji statycznej i metadynamicznej w zanik umocnienia odkształceniowego austenitu stali mikrostopowych zawierających ok. 0,08% C i ok. 0,04% Nb oraz zróżnicowane stężenie manganu w zakresie 0,52÷1,50%, odkształczanych w zakresie temperatury 950÷1050°C z prędkością  $\dot{\epsilon}$  od 0,05 do 5 s<sup>-1</sup> przedstawiono na wykresach (rys. 2.21 i 2.22) [45]. Przerwane próby plastometryczne dwustopniowego skręcania na gorąco prowadzono po austenityzowaniu w temperaturze 1200°C dla odkształceń  $\epsilon_p$  z zakresu (0,25÷1,00) i czasów wytrzymania izotermicznego od 0,5 do 500 s. Kinetykę rekrytalizacji metadynamicznej (MDRX) analizowano dla maksymalnej wartości odkształcenia  $\epsilon_p$ . Analiza wpływu temperatury i prędkości odkształcenia (rys. 2.21) wskazuje, że zwiększenie wartości  $\epsilon$  od 0,25 do 0,50 powoduje przyspieszenie rekrytalizacji statycznej natomiast zwiększenie stężenia Mn w badanym zakresie, przeciwnie - hamowanie procesu rekrytalizacji.



**Rysunek 2.21.** Krzywe zmiękczenia w procesie (SRX) stali o różnym stężeniu Mn w zależności od stopnia odkształcenia (a), temperatury (b) i prędkości odkształcenia (c) [45]



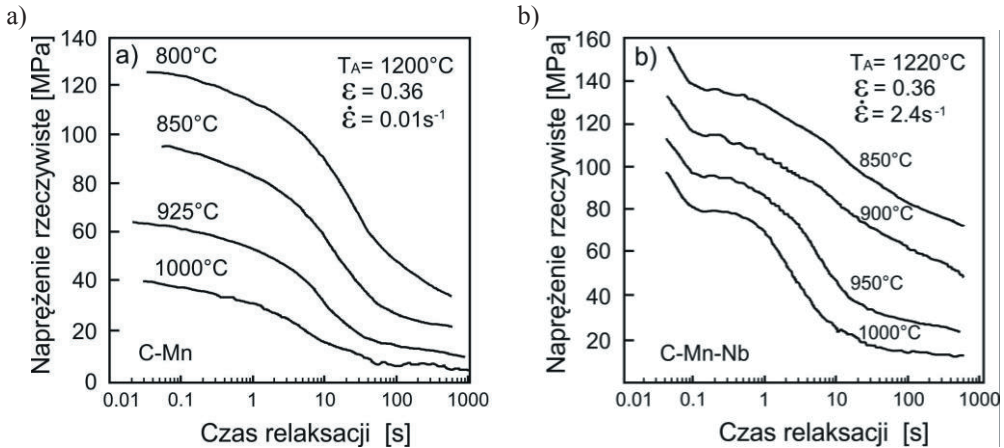
Oddziaływanie manganu dotyczy zarówno hamowania procesu zdrowienia, jak i rekrytalizacji statycznej. Podobne przyspieszenie zmian umocnienia odkształceniowego powoduje wzrost temperatury odkształcenia (dla  $\epsilon$  ok. 0,5) i zwiększenie  $\dot{\epsilon}$  przy temperaturze badania 1000°C. Oddziaływanie temperatury i prędkości odkształcenia na przebieg kinetyki rekrytalizacji metadynamicznej (rys. 2.22) jest jakościowo podobne. Wszystkie krzywe zaniku umocnienia odkształceniowego mają kształt sigmoidalny. Przyspieszony etap wstępny powodujący zmiękczenie austenitu (ok. 40÷50%) jest metodycznie trudny do przeprowadzenia, a przy prędkości odkształcenia ok.  $5 \text{ s}^{-1}$  prawie niemożliwy dla czasów wytrzymania krótszych niż 0,5 s. Z przytoczonych danych wynika, że krzywe kinetyczne rekrytalizacji statycznej (SRX) są mniej wrażliwe na prędkość odkształcenia w badanym zakresie niż krzywe dla rekrytalizacji metadynamicznej (MDRX).



**Rysunek 2.22.** Krzywe zmiękczenia w procesie (MDRX) stali o różnym stężeniu Mn w zależności od prędkości odkształcania (a) i temperatury odkształcania (b) [45]

Ustalono ponadto, że wykładnik  $\dot{\epsilon}$  dla procesu SRX (-0,43) jest znacznie mniejszy niż dla procesu MDRX (-0,84) (tablica 2.2). Jednocześnie stwierdzono, że energia aktywacji procesu

MDRX jest wyraźnie mniejsza niż procesu SRX. Ma to istotne znaczenie praktyczne dla technologii walcowania na gorąco, w których prędkości odkształcenia są zwykle wielokrotnie większe (ok. 100 razy) niż stosowane w próbach laboratoryjnych. Szybki proces MDRX zachodzący w kolejnych okresach przerw podczas walcowania wieloprzepustowego może być odpowiedzialny za nagłe spadki obciążeń walców.



**Rysunek 2.23.** Wpływ temperatury odkształcenia na krzywe relaksacji naprężeń: a) stal C-Mn, b) stal C-Mn-Nb [42]

Kinetykę procesu zmiękczenia stali C-Mn oraz C-Mn-Nb i C-Mn-V-Ti-N po odkształceniu plastycznym na gorąco określano również z powodzeniem stosując metodę relaksacji naprężeń (rys. 2.23 i 2.24) [42, 43]. Uznano, że jest ona nawet bardziej czuła i bezpośrednia niż próba dwustopniowego wysokotemperaturowego ściskania dostarczająca jednocześnie niezbędnych danych do opisu procesów zdrowienia, rekrytalizacji statycznej i metadynamicznej oraz wydzielania. Przykłady typowych krzywych relaksacji naprężeń zarejestrowane tą metodą dla badanych stali odkształczanych w zakresie temperatury 800÷1000°C po austenitowaniu w temperaturze 1200°C przedstawiono na wykresach (rys. 2.23). Natomiast dla stali odkształczanych w 900°C przy trzech charakterystycznych wartościach  $\epsilon$  z zakresu ( $\epsilon_{cs} \div \epsilon_{ss}$ ), na wykresach (rys. 2.24). Na krzywych naprężenia rzeczywistego w funkcji logarytmu czasu wytrzymania po odkształceniu wstępnym można wyróżnić trzy wyraźne etapy relaksacji naprężeń, a mianowicie: pierwszy etap to liniowy spadek poziomu naprężeń odkształconego austenitu spowodowany zdrowieniem statycznym, po którym następuje szybki spadek poziomu naprężeń w austenicie wywołany procesem SRX lub MDRX aż do drugiego etapu liniowego

odpowiadającego powolnej relaksacji zmiękzonego już austenitu w fazie poprzedzającej normalny rozrost ziarna. Stwierdzono, że odcinki liniowe przebiegu procesu relaksacji naprężeń mogą być opisane z zadowalającą dokładnością za pomocą prostych równań logarytmicznych w postaci:

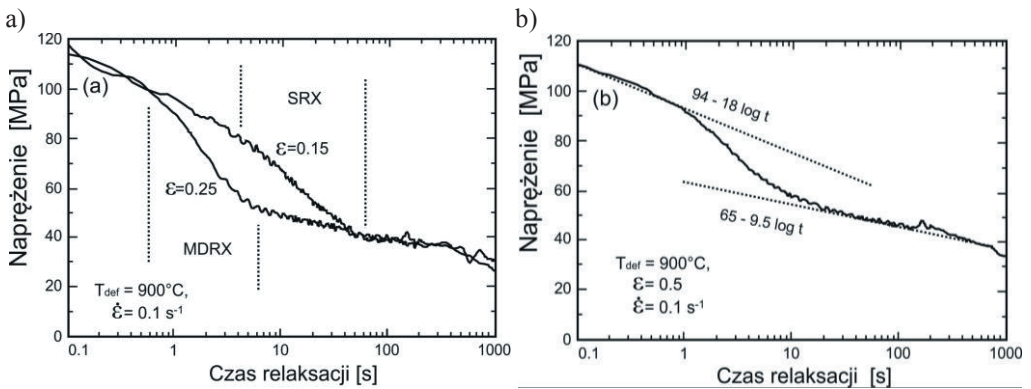
$$\sigma = \sigma_0 - \alpha \log t \quad (2.1)$$

gdzie:

$\sigma$  - naprężenie rzeczywiste,

$t$  - czas relaksacji po odkształceniu wstępnym,

$\sigma_0, \alpha$  - stałe eksperymentalne.



**Rysunek 2.24.** Typowe krzywe relaksacji naprężeń stali z mikrodotatkami V, Ti i N odkształczanej w temperaturze 900°C z prędkością 0,1s<sup>-1</sup>: a) dla odkształcenia 0,15 i 0,25; b) dla ε = 0,5 [43]

W analizowanych pracach przyjęto założenie, że pierwszy liniowy etap relaksacji odpowiada za relaksację naprężeń w odkształconym austenicie, podczas gdy trzeci etap, wykazujący liniową zależność przy mniejszym nachyleniu ( $\alpha$ ) - za relaksację naprężeń w zmiękczonym już austenicie. Tak więc szybka zmiana poziomu naprężeń między tymi etapami spowodowana jest głównie procesem rekrytalizacji statycznej. Przyjęto również założenie, że analizowany materiał jest kompozytem dwóch faz (umocnionej i zupełnie zmiękzonej) oraz zasadę ich zmieszania pozwalającą na wyrażenie poziomu naprężeń rzeczywistych podczas zmiękczania austenitu w składniku względnego udziału tych faz. Stąd naprężenie  $\sigma$  w danym czasie relaksacji naprężeń wyraża się zależnością:

$$\sigma = (1-X)(\sigma_{01} - \alpha_1 \log t) + X(\sigma_{02} - \alpha_2 \log t) \quad (2.2)$$

gdzie:

X - udział materiału fazy miękkiej

indeksy dolne 1 i 2 - odniesione odpowiednio do pierwszego i trzeciego etapu relaksacji naprężeń (materiał umocniony i materiał zmięczony).

Z zależności (2.2) udział frakcji zmięczonej (zrekrytalizowanej) można wyrazić następująco:

$$X = \frac{[(\sigma_{01} - \alpha_1 \log t) - \sigma]}{[(\sigma_{01} - \sigma_{02}) - (\alpha_1 - \alpha_2) \log t]} \quad (2.3)$$

Obliczone na tej podstawie krzywe kinetyki rekrystalizacji statycznej przedstawiono na wykresach (rys. 2.25). Uzyskane typowe krzywe wykładnicze odpowiadają zależności Avrami'ego:

$$X = 1 - \exp [-0,693(t/t_{50})^n] \quad (2.4)$$

gdzie:

$t_{50}$  - jest czasem dla 50% rekrystalizacji,

n - stała, wykładnik Avrami'ego.

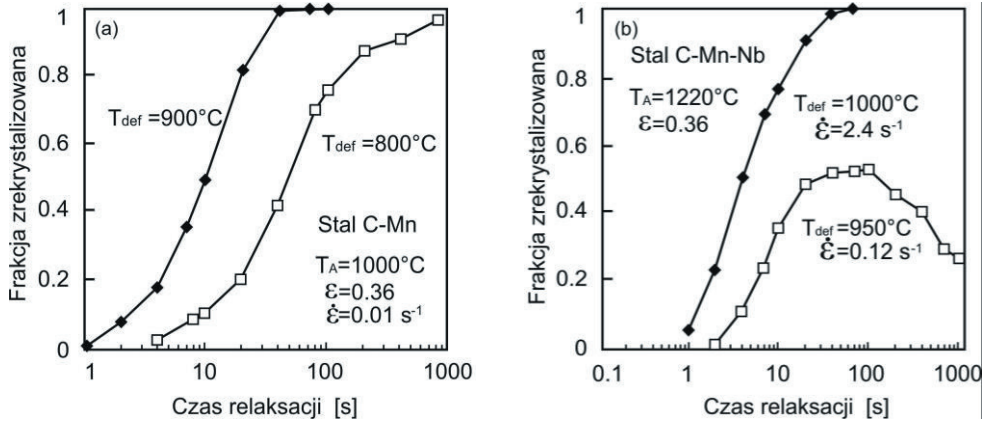
Określona z zależności (2.4) wartość wykładnika Avrami'ego n (rys. 2.26) wynosi ok. 1 i jest w zasadzie zgodna z wartościami, w zakresie 1÷2 podawanymi w literaturze [16, 168, 169] głównie dla procesu rekrystalizacji statycznej. Stwierdzono również, że charakterystyczne czasy ( $t_5$ ,  $t_{95}$ ) dla rekrystalizacji statycznej są zgodne z wartościami prognozowanymi na podstawie powszechnie przyjętych równań eksperymentalnych. Metodą relaksacji naprężeń wyznaczono też dla badanych stali odpowiednie czasy wydzielania ( $t_{p5}$ ,  $t_{p95}$ ) podane po raz pierwszy przez Liu i Jonasa [15]. Autorzy tej pracy przeprowadzili systematyczne badania stali mikrostopowych o zawartości węgla ok. 0,06% i azotu ok. 0,006% oraz zróżnicowanym stężeniu tytanu w zakresie (0,05÷0,25%) koncentrując się na określeniu kinetyki wydzielania z austenitu węglikoazotków Ti(C,N). W celu porównania wyników użyto stali niestopowej o podobnym składzie chemicznym. Wyniki próby izotermicznej relaksacji naprężeń w temperaturze 900°C dla stali mikrostopowej o stężeniu 0,25% Ti i stali odniesienia, badanych w tych samych warunkach przedstawiono na wykresach (rys. 2.27). Porównanie przebiegu krzywych wskazuje, że zależność naprężenia w funkcji logarytmu czasu dla stali z Ti może być opisana addytywnie łącząc podstawową krzywą logarytmiczną, typową dla stali niestopowej (zależność 2.1) z przyrostem naprężenia  $\Delta\sigma$ , a mianowicie:

$$\sigma = \sigma_0 - \alpha(1+\beta t) + \Delta\sigma \quad (2.5)$$

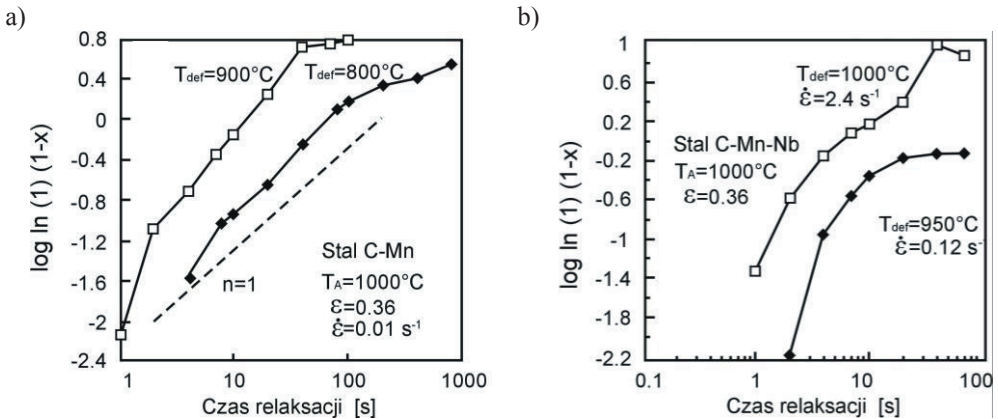
gdzie:

$\sigma_0$  - naprężenie początkowe w  $t = 0$ ,

$\alpha, \beta$  - stałe eksperymentalne.



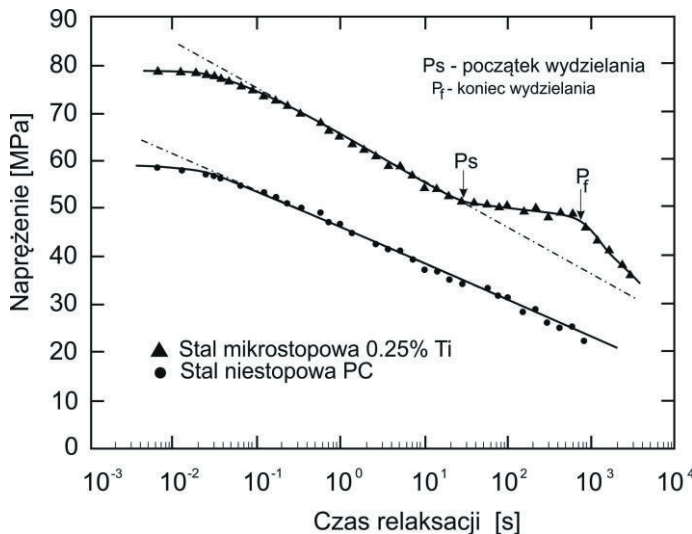
**Rysunek 2.25.** Zmiana udziału frakcji zmiękzonej wyznaczona analitycznie dla próby relaksacji naprężeń: a) stal C-Mn, b) stal C-Mn-Nb [42]



**Rysunek 2.26.** Przewidywana zależność typu Avramie'go wyznaczona na podstawie próby relaksacji naprężeń: a) stal C-Mn, b) stal C-Mn-Nb [42]

Z przebiegu krzywej wynika, że w pierwszych 30 sekundach  $\Delta\sigma = 0$  relaksacja naprężeń w stali z Ti jest bardzo podobna do stali niestopowej za wyjątkiem wyższych wartości naprężeń wywołanych efektem umocnienia roztworowego Ti w austenicie. Po tym czasie krzywe naprężenia w funkcji logarytmu czasu wykazują wyraźne różnice, sugerujące

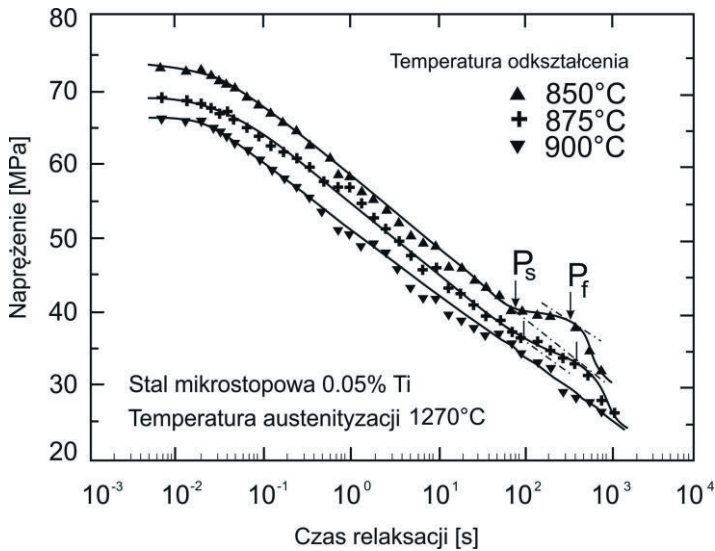
występowanie procesu wydzielenia, który może opóźniać postęp relaksacji. Analizowane krzywe odchylają się ciągle aż do osiągnięcia maksymalnej wartości przyrostu naprężenia, po której  $\Delta\sigma$  zaczyna się zmniejszać, a relaksacja naprężeń - zbliżać się do podstawowej krzywej logarytmicznej. Charakterystyczne punkty, przy których  $\Delta\sigma$  zaczyna różnić się od zera i ma wartość maksymalną oznaczono na wykresie jako  $P_s$  i  $P_f$ . Reprezentują one odpowiednio początek i koniec wydzielenia  $Ti(C,N)$ . Krzywe naprężenia w funkcji logarytmu czasu określone dla stali o stężeniu 0,05% Ti w badanym zakresie temperatury przedstawiono w analogiczny sposób (rys. 2.28). Należy zaznaczyć, że wszystkie krzywe mogą być opisane zależnością (2.5), jak również, że plateau naprężeń staje się mniej wyraźne lub całkowicie zanika ze wzrostem temperatury badania i zmniejszeniem stężenia Ti w stali.



**Rysunek 2.27.** Krzywe relaksacji naprężeń dla stali mikrostopowej o zawartości 0,25% Ti i stali niestopowej (PC) [15]

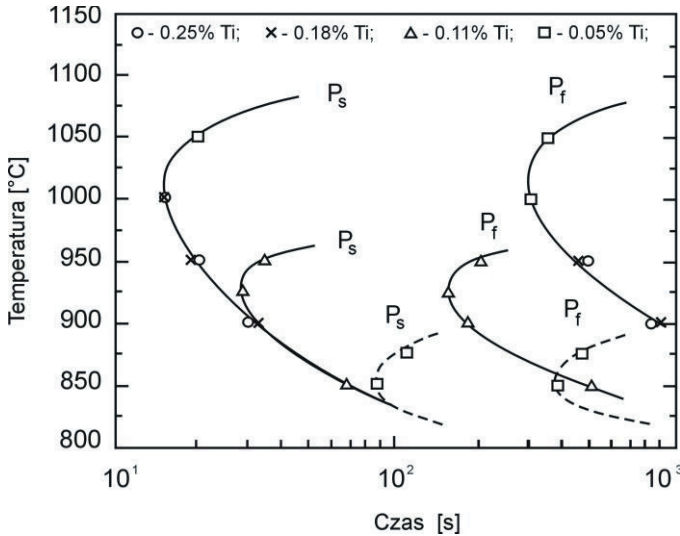
Wyznaczone czasy  $P_s$  i  $P_f$  dla badanych stali i temperatury próby relaksacji naprężeń stanowiły podstawę do wykreślenia krzywych granicznych PTT (wydzielenie-temperatura-czas) o kształcie klasycznego C (rys. 2.29). Uzyskane wyniki wskazują, że maksymalne czasy  $P_s$  statycznego wydzielenia  $Ti(C,N)$  występują w temperaturze relaksacji 1000°C przy ok. 15s dla obydwu stali mikrostopowych o stężeniu 0,18 i 0,25% Ti, natomiast przy ok. 24s w temperaturze 925°C (dla stali o stężeniu 0,11% Ti) i odpowiednio przy ok. 85s w temperaturze 850°C (dla stali o stężeniu Ti ok. 0,05%). Ponieważ krzywą PTT dla stali

o tym stężeniu Ti wyznaczono na bazie jedynie dwóch punktów eksperymentalnych, na wykresie zaznaczono ją linią przerywaną. Z porównania krzywych PTT dla badanych stali wynika, że jeżeli stężenie Ti (i węgla) zwiększa się to górne części tych krzywych są przesunięte do wyższej temperatury i krótszych czasów. Wydaje się, że może to być związane z różnicami energii warunkującej siłę napędową wydzielania. Przeciwnie, położenia dolnych ramion krzywych sugerują względną niezależność przebiegu procesu wydzielania od składu chemicznego badanych stali. Efekt ten można wyjaśnić prawdopodobnie katalitycznym oddziaływaniem śladowej ilości rozpuszczonego N na szybkość zarodkowania Ti(C,N) w austenicie.



**Rysunek 2.28.** Zależność relaksacji naprężeń od temperatury odkształcania dla stali mikrostopowej z Ti [15]

Mimo, że określenie kinetyki wydzielania nie było głównym celem badań prowadzonych w pracy [42] to jednak zostało pokazane dla kilku eksperymentów (rys. 2.30). Etap wydzielania ujawnia się na wykresach relaksacji naprężeń przez odcinek plateau naprężenia wyznaczając czasy  $t_{p5}$  jako 22 i 12 s, odpowiednio w temperaturze 900 i 850°C przy odkształceniu 0,105 i prędkości odkształcania 0,11 s<sup>-1</sup>. Dla tych samych warunków odkształcania odpowiednie czasy  $t_{p5}$  wyznaczone analitycznie z modelu Dutty i Sellarsa [14] wynosiły 38 i 27 s.



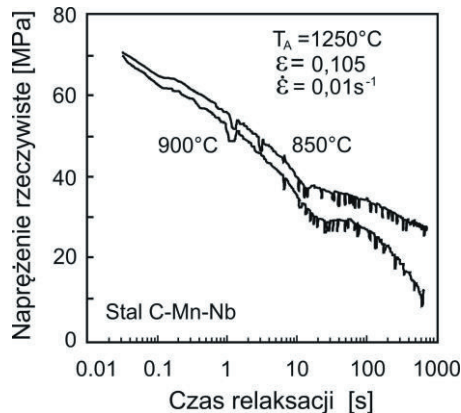
**Rysunek 2.29.** Krzywe kinetyki wydzielenia (PTT) dla stali mikrostopowych z Ti określone metodą relaksacji naprężeń [15]

Porównanie danych kinetycznych dotyczących interpretacji hamowania szybkości rekrytalizacji statycznej wywołanej oddziaływaniem mikrododatku niobu przedstawiono na podstawie kilku źródłowych wykresów (rys. 2.31) zamieszczonych w pracach [13, 54, 170, 171]. Analizowane stale zawierały niską zawartość węgla (ok. 0,1%) oraz stężenie Nb w zakresie (0,035÷0,07%). Stosowane odkształcenia austenitu (0,05÷0,25) poprzedzające wytrzymanie izotermiczne nie przekraczały wartości  $\epsilon_{cd}$ . Wyniki badań ujęto na tzw. krzywych granicznych RTT (rekrytalizacja-temperatura-czas) i PTT (wydzielenie-temperatura-czas) wyznaczonych dla przyjętych odkształceń w danej temperaturze próby plastometrycznej.

Badania Le Bon'a i in. [13] wskazują, że mikrododatek Nb ma największy wpływ na kinetykę rekrytalizacji statycznej w temperaturze 900°C. Biorąc pod uwagę kształt i położenie krzywych RTT i PTT można przypuszczać, że hamowanie rekrytalizacji statycznej przy wysokiej temperaturze (950÷1000°C), jak również w zakresie (800÷825°C) nie może być związane z oddziaływaniem Nb w postaci węglikoazotków Nb(C,N), ponieważ zarówno w stali C-Mn jak i w modyfikowanej Nb wydzielenie takie nie zachodzi w okresie czasu  $R_s(Nb) \approx R_f(Nb)$  (rys. 2.31). Natomiast może ono wynikać z obecności Nb w roztworze  $\gamma$ , jak sugerowano to w innych pracach [154, 172]. Hamowanie szybkości rekrytalizacji ujawnione tym sposobem zwiększa się wraz z obniżeniem temperatury. Niemniej efekt rozpuszczania jest istotnie mniejszy niż łączny efekt oddziaływania mikrododatku w roztworze i wydzieleniach.



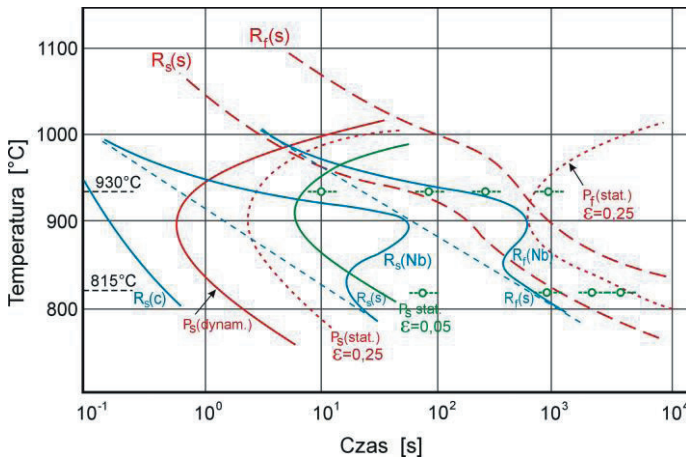
Charakterystyczne „zatoaki” lub wygięcia w kształcie litery Z na krzywych granicznych RTT wyjaśniono analizując odpowiednie czasy wydzielania  $P_s$  dla procesu dynamicznego i statycznego. Stwierdzono, że uzyskany przebieg rekrytalizacji wynika z łącznego oddziaływania Nb rozpuszczonego w roztworze i jako źródła wydzielania Nb(C,N). Superpozycja krzywych wydzielania ( $P_s$ ) dla węglikoazotków Nb(C,N) wskazuje, że narzucenie wyższych wartości odkształceń do 0,25 powoduje przyspieszenie statycznego wydzielania [54, 171]. Należy jednak zaznaczyć, że początek wydzielania statycznego jest również przyspieszony w wyniku większej zawartości Nb [171]. Podobnie, czasy  $P_f$  w widoczny sposób zależą od stężenia Nb w badanych stalach. Zwiększenie stężenia tego pierwiastka opóźnia proces wydzielania. Kombinowany efekt wyższych odkształceń i stężeń mikrododatku Nb w badanych stalach powoduje przesunięcie krzywych  $P_s$  wydzielania statycznego do krótszych czasów. Przedstawione krzywe wskazują ewidentnie, że czasy wytrzymania rzędu 10÷100s w temperaturze 930°C i 100÷1000 s przy 815°C odpowiadają zakresom początku wydzielania statycznego Nb(C,N), natomiast koniec procesu wydzielania zachodzi po upływie ok.  $10^3$  i  $5 \cdot 10^3$  s odpowiednio dla temperatury 930°C i 815°C. Jednakże czasy wytrzymania dłuższe niż  $10^2$  s przy 930°C i  $10^3$  s w temperaturze 815°C korespondują już z odpowiadającymi im czasami dla procesu rekrytalizacji statycznej.



**Rysunek 2.30.** Krzywe relaksacji naprężeń z odcinkiem plateau charakterystycznym dla procesu wydzielania [42]

Podczas procesu wygrzewania lub wolnego chłodzenia bezpośrednio po zakończeniu rekrytalizacji statycznej zachodzi samorzutny *rozrost ziarn*. Struktura drobnoziarnista utworzona w wyniku rekrytalizacji statycznej, metadynamicznej lub dynamicznej

charakteryzuje się rozwiniętą powierzchnią granic ziarn oraz podwyższoną energią wywołaną obecnością większej gęstości defektów sieciowych. Stąd jest metastabilna i wykazuje samorzutną skłonność do rozrostu ziarn wynikającą z dążenia układu do zmniejszenia swojej energii wewnętrznej przez zmniejszenie powierzchni granic ziarn i wystąpienie równowagi napięć powierzchniowych granic ziarn na krawędziach i w narożach ziarn. Mechanizm tego procesu jest analogiczny do normalnego rozrostu ziarn po zakończeniu rekrytalizacji pierwotnej w metalach i stopach odkształconych plastycznie w temperaturze niższej od temperatury rekrytalizacji ( $T_R$  ok.  $0,5T_i$ ) a następnie wyżarzonych [10, 51, 173, 174].



**Rysunek 2.31.** Oddziaływanie mikrodotadku niobu na krzywe kinetyki rekrytalizacji (RTT) i wydzielania (PTT) według danych literaturowych [13,54,170,171]

Zwiększając się w tym procesie wielkość ziarn jest niekorzystnym czynnikiem własności mechanicznych, a w szczególności zmniejszenia granicy plastyczności i odporności na pękanie oraz pogorszenia podatności na odkształcenia technologiczne wyrobów metalowych wytwarzanych metodami obróbki cieplno-mechanicznej. Skutecznym elementem struktury ograniczającym rozrost ziarn jest obecność w stalach mikrostopowych składników segregujących na granicach ziarn i zmniejszających ich ruchliwość przez utworzenie atmosfer atomów obcych lub też bardziej efektywnie przez obecność cząstek dyspersyjnych faz wtórnych. Wprowadzone do tych stali mikrodotadki tworzą w procesie wysokotemperaturowego odkształcenia plastycznego, przy prawidłowo dobranym zakresie temperatury, dyspersyjne cząstki azotków, węglików i węglikoazotków, które zmniejszając

szybkość procesów aktywowanych cieplnie, głównie zdrowienia i rekrytalizacji statycznej ograniczają jednocześnie rozrost ziarn austenitu zrekrystalizowanego [11, 173, 175, 176].

### **2.3. Modelowanie matematyczne i strukturalne procesu odkształcenia plastycznego na gorąco**

Modelowanie matematyczne zapewnia niewątpliwie wiele korzyści nie tylko w zakresie aplikacji nowych technologii przeróbki plastycznej metali. Pozwala między innymi na ograniczenie liczby eksperymentów w skali laboratoryjnej i przemysłowej, modyfikację cech geometrycznych wyrobów oraz stosowanych narzędzi, przewidywanie licznych zmiennych, których nie można bezpośrednio pomierzyć, jak również na ocenę interakcji parametrów technologicznych stosowanych procesów, warunkujących własności mechaniczne wyrobów finalnych. Zapewnia też dużą czułość prowadzonych analiz, szczególnie w przypadkach selektywnych zmiennych, istotnych dla kontroli zachodzących procesów. Nie bez znaczenia jest również czynnik ekonomiczny modelowania. Jest ono relatywnie tańszym badaniem, wymaga bowiem znacznie mniejszych nakładów finansowych na sprzęt i oprogramowanie komputerowe (hardware and software) w porównaniu z zaawansowaną techniką eksperymentalną na poziomie laboratoryjnym lub półprzemysłowym. Z tych względów modelowanie integruje najczęściej procesy cieplne, mechaniczne i mikrostrukturalne. W niedalekiej przyszłości należy oczekiwać, że modelowanie stanie się podstawą systemu sterowania kontroli większości procesów przeróbki plastycznej metali. Opracowane modele będą z pewnością wykorzystywane jednocześnie do symulacji off-line oraz kontroli procesowej on-line. [9, 19÷21, 68]. Rozwój modelowania tych procesów będzie zmierzał w kierunku optymalnego odtworzenia rzeczywistych warunków przemysłowych, głównie w celu uzyskania -przewidywanej modelowaniem - struktury materiału o pożądanych własnościach użytkowych wyrobów gotowych.

Początkowo modelowanie ograniczało się do teoretycznego rozwiązania problemu parametrów siłowych procesu tj. określenia sił i momentów, uwzględniając zjawisko umocnienia materiału, jak również przyjmując często założenia uproszczające, obniżające dokładność obliczeń [19, 21]. Dużym przełomem w dziedzinie modelowania było zastosowanie metody elementów skończonych (MES) pozwalającej na modelowanie zjawisk mechanicznych, cieplnych i strukturalnych. Najważniejszą zaletą tej metody jest możliwość

analizy lokalnych wartości różnych parametrów tych zjawisk oraz uwzględnienie wymiany ciepła oraz wpływu prędkości odkształcenia w obliczeniach płynięcia plastycznego materiału. Jednak efektywne zastosowanie tej metody do modelowania procesów przemysłowych przeróbki plastycznej determinowane jest głównie znajomością naprężenia uplastyczniającego, zależnego w znacznym stopniu od stanu strukturalnego austenitu odkształconego na gorąco. Konieczność uwzględnienia w modelu cieplno-mechanicznym wpływu mikrostruktury austenitu na wartość naprężenia uplastyczniającego doprowadziła stopniowo do integracji tych modeli, jak również rozwoju modelowania fizycznego z zastosowaniem prób plastometrycznych skręcania i ściskania na gorąco. Metoda MES stwarza szerokie możliwości symulacji, od względnie prostych prób plastometrycznych (test rozciągania, skręcania, ściskania) do złożonych procesów przeróbki plastycznej w skali przemysłowej (walcowanie, kucie, wyciskanie, itp.) Poprawność wyników zależy jednak w dużym stopniu od przyjętych założeń w opracowanym modelu. Przy standardowych symulacjach zachowanie materiału opisane jest pojedynczą krzywą płynięcia  $\sigma$ - $\epsilon$ , która ujmuje zależności pomiędzy naprężeniem uplastyczniającym a odkształceniem bieżącym, prędkością odkształcenia czy temperaturą. Pomimo tego, że takie rozwiązanie jest pewnym uproszczeniem wynikającym z przystosowania modelu do opisu uśrednionego zachowania się materiału polikrystalicznego, to podejście to jest szeroko stosowane w praktyce przemysłowej i zapewnia zadowalający poziom dokładności obliczeń numerycznych.

Znajomość wartości naprężenia uplastyczniającego jest niezbędna w obliczeniach parametrów siłowo-energetycznych każdego procesu kształtowania plastycznego materiału, jak również do określenia optymalnej technologii procesu zapewniającej najkorzystniejszą mikrostrukturę wyrobu. Empiryczne zależności funkcji naprężenia uplastyczniającego w monografii [25] podzielono na sześć grupy różniących się rodzajem uwzględnionych parametrów opisujących warunki i przebieg odkształcenia plastycznego oraz stan początkowy materiału. Istotnym elementem klasyfikacji omawianych procesów ze względu na przebieg odkształcenia plastycznego w funkcji czasu jest ich ciągłość. Procesy kształtowania mogą być prowadzone w sposób ciągły lub sekwencyjny. Funkcje grupy III-iej typu  $\sigma_p = \sigma_p(\epsilon, \dot{\epsilon}, T)$  uwzględniające temperaturę  $T$ , prędkość  $\dot{\epsilon}$  i wielkość  $\epsilon$  bieżącego odkształcenia znajdują zastosowanie w modelowaniu i symulacji komputerowej procesów przeróbki plastycznej na gorąco. W grupie tej wyróżniono następujące równania konstytutywne:

$$\sigma_p = C \cdot \epsilon^n \exp(n_1 \cdot \epsilon) \dot{\epsilon}^m \cdot \exp(\alpha \cdot T) \quad (3.1)$$

$$\sigma_p = C \cdot \varepsilon^n \exp(n_1 \cdot \varepsilon) \cdot \dot{\varepsilon}^{(m+bT)} \cdot \exp(\alpha \cdot T) \quad (3.2)$$

$$\sigma_p = C \cdot \varepsilon^{(n+b_2 T)} \cdot \exp(n_1 \cdot \varepsilon) \cdot \dot{\varepsilon}^{(m+bT)} \cdot \exp(\alpha \cdot T) \quad (3.3)$$

$$\sigma_p = C \cdot \varepsilon^n \exp\left(\frac{n_1 \cdot \varepsilon}{\varepsilon_m}\right) \cdot \dot{\varepsilon}^{(m+bT)} \cdot \exp(\alpha \cdot T) \quad (3.4)$$

$$\sigma_p = C \cdot \varepsilon^n \exp\left(\frac{n_1}{\varepsilon}\right) \cdot \dot{\varepsilon}^{(m+bT)} \cdot \exp(\alpha \cdot T) \quad (3.5)$$

gdzie:

$\varepsilon$  - odkształcenie,

$\dot{\varepsilon}$  - prędkość odkształcenia,

$T$  - temperatura,

$C, n, n_1, m, b, \alpha$  - wyznaczone eksperymentalnie współczynniki i wykładniki.

W pracy [71] do wyznaczenia naprężenia uplastyczniającego zastosowano wzór:

$$\sigma_p = A \cdot \varepsilon^B \cdot \sin h^{-1}(C \cdot Z)^D \quad (3.6)$$

gdzie:

$A, B, C, D$  - wyznaczone eksperymentalnie współczynniki i wykładniki

$Z$  - parametr Zenera - Hollomona, opisany zależnością:

$$Z = \dot{\varepsilon} \cdot \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad (3.7)$$

gdzie:

$Q$  - energia aktywacji procesu odkształcenia,

$R$  - stała gazowa.

W przypadku dużych wartości odkształceń plastycznych występujących w procesach obróbki plastycznej Zener i Hollomon [177] proponują stosowanie temperaturowej modyfikacji prędkości odkształcenia wzorem:

$$\sigma_p = f\left(\dot{\varepsilon} \cdot \exp\left(\frac{Q}{RT}\right)\right) = f(Z) \quad (3.8)$$

Przytoczone zależności nie ujmują jednak pełnego opisu przebiegu naprężenia uplastyczniającego dla warunków odkształcenia, w których występuje efekt rekrytalizacji dynamicznej. W takim przypadku Schindler [178] wyodrębnił dla krzywych  $\sigma$ - $\varepsilon$  trzy zakresy odkształcenia i zaproponował dla  $\varepsilon < \varepsilon_{ss}$  wzór:

$$\sigma_p = A \cdot \varepsilon^B \cdot \exp\left(-B \frac{\varepsilon}{\varepsilon_p}\right) \quad (3.9)$$

gdzie:

$\varepsilon_{ss}$  - odkształcenie odpowiadające początkowi etapu ustabilizowanych naprężeń uplastyczniających,

$\varepsilon_p$  - odkształcenie odpowiadające  $\sigma_{\max}$ , opisane wzorem:

$$\varepsilon_p = A \cdot D_0^B \cdot Z^C \quad (3.10)$$

gdzie:

$D_0$  - początkowa wielkość ziarna,

$Z$  - parametr Zenera - Hollomona,

$A, B, C$  - wyznaczone eksperymentalnie współczynniki i wykładniki.

Natomiast dla odkształceń  $\varepsilon > \varepsilon_{ss}$  zależność w postaci:

$$\sigma_p = \sigma_{ps} = K \cdot \sigma_{pp} \quad (3.11)$$

gdzie:

$\sigma_{pp}$  - największa wartość naprężenia uplastyczniającego,

$K$  - współczynnik w przedziale wartości (0,80÷0,85).

W pracy [179] podano modyfikację wzoru Schindlera (3.9) do postaci:

$$\sigma_p = A \cdot \varepsilon^B \cdot \exp\left(-B \frac{\varepsilon}{\varepsilon_p}\right) \cdot \dot{\varepsilon}^{\left(\frac{C}{T}\right)} \cdot \exp(-ET) \quad (3.12)$$

gdzie:

$\varepsilon_p$  - odkształcenie odpowiadające  $\sigma_{\max}$ ,

$A, B, C, D, E$  - wyznaczone eksperymentalnie współczynniki i wykładniki.

Gronostajski [22] opracował opis naprężenia uplastyczniającego funkcją typu  $\sigma_p = \sigma_p(\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T, \sigma_w)$ , uwzględniającą oprócz temperatury, prędkości i wielkości odkształcenia, także stan wewnętrzny materiału  $\sigma_w$  (grupa IV). Model Gronostajskiego może być zastosowany w przypadku dużych wartości odkształceń plastycznych gdzie  $\sigma_w$  wyraża się zależnością:

$$\sigma_p = MP\sigma_w \quad (3.13)$$

gdzie:

$M$  - funkcja zmian własności sprężystych z temperaturą,

$P$  - funkcja zmiany  $\sigma_p$  wywołana zmianą  $\dot{\varepsilon}$ ,

$\sigma_w$  - parametr stanu wewnętrznego materiału.

Intensywność zmiany parametru stanu wewnętrznego materiału wyraża wzór:

$$\left(\frac{\delta\sigma_W}{\delta\varepsilon}\right) = \left(\frac{\delta\sigma_{WB}}{\delta\varepsilon}\right) - \left(\frac{\delta\sigma_{WZ}}{\delta\varepsilon}\right) - \left(\frac{\delta\sigma_{WR}}{\delta\varepsilon}\right) + \left(\frac{\delta\sigma_{WD}}{\delta\varepsilon}\right) \quad (3.14)$$

gdzie:

$\left(\frac{\delta\sigma_W}{\delta\varepsilon}\right)$  - szukana intensywność zmiany parametru stanu wewnętrznego materiału,

$\left(\frac{\delta\sigma_{WB}}{\delta\varepsilon}\right)$  - bazowa intensywność zmiany parametru stanu wewnętrznego materiału,

$\left(\frac{\delta\sigma_{WZ}}{\delta\varepsilon}\right)$  - intensywność zmiany parametru stanu wewnętrznego materiału w wyniku zdrowienia dynamicznego,

$\left(\frac{\delta\sigma_{WR}}{\delta\varepsilon}\right)$  - intensywność zmiany parametru stanu wewnętrznego materiału w wyniku rekrytalizacji dynamicznej,

$\left(\frac{\delta\sigma_{WD}}{\delta\varepsilon}\right)$  - intensywność zmiany parametru stanu wewnętrznego materiału w wyniku starzenia odkształceniowego.

W opisie prędkości ewolucji stanu wewnętrznego materiału wywołanej zmianą prędkości odkształcenia zastosowano równanie różniczkowe:

$$\left(\frac{d\dot{\varepsilon}_W}{d\varepsilon}\right) = L (\dot{\varepsilon}(\varepsilon) - \varepsilon_W(\varepsilon)) \quad (3.15)$$

gdzie:

L - współczynnik zależny od temperatury.

Założono przy tym, że dla  $\dot{\varepsilon} = \text{const}$  w czasie procesu odkształcenia, prędkość ewolucji stanu wewnętrznego materiału jest również stała i równa  $\dot{\varepsilon}$ . Natomiast przy zmianie  $\dot{\varepsilon}$ , prędkość ewolucji stanu wewnętrznego zmienia się z opóźnieniem względem zmiany  $\dot{\varepsilon}$ . Użycie tego modelu wymaga jednak znajomości bazowych krzywych zmiany stanu wewnętrznego materiału, jak również zależności parametrów tego stanu odpowiadających odkształceniowi krytycznemu oraz odkształceniowi stanu ustalonego płynięcia plastycznego, a także funkcji P i M od temperatury i prędkości odkształcenia.

W zakresie dużych odkształceń plastycznych został opracowany jeszcze inny model przez Nakanishi i in. [180], w którym nie wprowadzono pojęcia stanu wewnętrznego materiału ale jego zachowanie się podczas odkształcenia opisano złożonymi funkcjami przyjmując do określenia krzywych  $\sigma$ - $\varepsilon$  równanie różniczkowe o znacznej liczbie parametrów materiałowych. Intensywność zmiany naprężenia uplastyczniającego opisano równaniem:

$$\left(\frac{\delta\sigma_p}{\delta\varepsilon}\right) = \left(\frac{\delta\sigma_{pB}}{\delta\varepsilon}\right) - \left(\frac{Y_0}{\varepsilon}\right) \left[ \sigma_{pB} \Big|_{\varepsilon_1+\Delta\varepsilon} - \sigma_p \Big|_{\varepsilon_1} \right] \exp(q\sigma_p^2) - \left(\frac{\delta\sigma_{pR}}{\delta\varepsilon}\right) \quad (3.16)$$

gdzie:

$\left(\frac{\delta\sigma_p}{\delta\varepsilon}\right)$  - szukana intensywność umocnienia,

$\left(\frac{\delta\sigma_{pB}}{\delta\varepsilon}\right)$  - bazowa intensywność umocnienia w temperaturze  $T_B$ ,

$\left(\frac{Y_0}{\varepsilon}\right) \left[\sigma_{pB} \Big|_{\varepsilon_1+\Delta\varepsilon} - \sigma_p \Big|_{\varepsilon_1}\right] \exp(q\sigma_p^2)$  - człon opisujący zmiany naprężenia w wyniku zdrowienia dynamicznego,

$\left(\frac{\delta\sigma_{pR}}{\delta\varepsilon}\right)$  - człon opisujący zmiany  $\sigma_p$  w wyniku rekryystalizacji dynamicznej.

Zastosowanie tego modelu utrudnia również konieczność użycia wielu wskaźników materiałowych opisujących człony związane z oddziaływaniem zdrowienia i rekryystalizacji dynamicznej. Występujące trudności na etapie zastosowań analizowanych modeli stymulowały badania wielu ośrodków naukowych w kierunku opracowania bardziej zaawansowanych modeli numerycznych. Przykładem mogą być prace prowadzone przez C.M. Sellarsa i in. w Sheffield [24, 27, 72, 181÷183], W. Robertsa i in. w Swedish Institute for Metals Research (Stockholm) [73, 74] jak również w Polsce przez M. Pietrzyka i in. w Katedrze Informatyki Stosowanej i Modelowania AGH w Krakowie [23, 26, 80, 184] czy też przez R. Kuziaka w Zakładzie Symulacji Procesów Technologicznych IMŻ - Gliwice [9, 21, 28, 185] oraz w innych ośrodkach badawczych [71,79,179]. Model reologiczny opracowany przez Sellarsa i uwzględniający wpływ procesu rekryystalizacji dynamicznej na naprężenia płynięcia materiału podczas odkształcenia wysokotemperaturowego ma postać [182]:

$$\sigma = \sigma_o + (\sigma_{ss(e)} - \sigma_o) \left[1 - \exp\left(\frac{\varepsilon}{\varepsilon_r}\right)\right]^{1/2} - R \quad (3.17)$$

gdzie poszczególne zmienne są zdefiniowane w następujący sposób:

$$R = \begin{cases} 0 & \text{dla } \varepsilon \leq \varepsilon_c \\ (\sigma_{ss(e)} - \sigma_{ss}) \left\{1 - \exp\left[-\left(\frac{\varepsilon - \varepsilon_c}{\varepsilon_{xr} - \varepsilon_c}\right)^2\right]\right\} & \varepsilon > \varepsilon_c \end{cases} \quad (3.17a)$$

$$\sigma_o = \frac{1}{\alpha_o} \sin h^{-1} \left(\frac{Z}{A_o}\right)^{\frac{1}{n_o}} \quad (3.17b)$$

$$\sigma_{ss(e)} = \frac{1}{\alpha_{ss(e)}} \sin h^{-1} \left(\frac{Z}{A_{ss(e)}}\right)^{\frac{1}{n_{ss(e)}}} \quad (3.17c)$$

$$\sigma_{ss} = \frac{1}{\alpha_{ss}} \sin h^{-1} \left[\frac{Z}{A_{ss}}\right]^{\frac{1}{n_{ss}}} \quad (3.17d)$$

$$\varepsilon_r = 0,31 \left[q_1 + q_2(\sigma_{ss(e)})^2\right] \quad (3.17e)$$

$$\varepsilon_{xr} - \varepsilon_c = \frac{\varepsilon_{xs} - \varepsilon_c}{1,98} \quad (3.17f)$$



$$\varepsilon_c = C_o \left( \frac{Z}{\sigma_{ss}^2(e)} \right)^{Ne} \quad (3.17g)$$

$$\varepsilon_{xs} - \varepsilon_c = C_x \left( \frac{Z}{\sigma_{ss}^2(e)} \right)^{Nx} \quad (3.17h)$$

$$Z = \dot{\varepsilon} \exp \left( \frac{Q_{def}}{RT_{def}} \right) \quad (3.17i)$$

Równanie to zawierając aż 16 współczynników ( $\alpha_o$ ,  $\alpha_{ss(e)}$ ,  $\alpha_{ss}$ ,  $n_o$ ,  $n_{sse}$ ,  $n_{ss}$ ,  $A_o$ ,  $A_{sse}$ ,  $A_{ss}$ ,  $q_1$ ,  $q_2$ ,  $C_c$ ,  $C_o$ ,  $C_x$ ,  $N_c$ ,  $N_x$  i energię aktywacji  $Q_{def}$  ujętą w parametrze Zenera-Hollomana) (3.17b÷3.17i) pozwala na lepsze odzwierciedlenie zachowania się materiału w procesie rekrytalizacji dynamicznej, a mianowicie: umożliwia opisanie punktu przegięcia na krzywych  $\sigma$ - $\varepsilon$  oraz przebiegu naprężenia uplastyczniającego od  $\varepsilon_{\sigma_{max}}$  do osiągnięcia wartości naprężeń stanu ustalonego. Współczynniki równań konstytutywnych analizowanego modelu wyznacza się zwykle na podstawie wyników badań plastometrycznych prowadzących w szerokim zakresie temperatury i prędkości odkształcenia.

W odkształconych na gorąco próbkach występują nierównomierności odkształceń, prędkości odkształcenia, naprężeń i temperatury [186], wywołane takimi zjawiskami, jak tarcie na styku odkształcana próbka-narzędzie, następnie - ciepłem generowanym w wyniku pracy odkształcenia i tarcia, a także ciepłem odprowadzanym do narzędzia i otoczenia. Dodatkowo temperatura próbki zmienia się podczas próby plastometrycznej, a rozkład jej jest trudny do określenia (np. na symulatorach termomechanicznych gdzie działa system regulacji automatycznej i stosuje się oporowe nagrzewanie próbek). W konsekwencji interpretacja bezpośrednich wyników próby jest niejednoznaczna i wymaga dalszej obróbki uzyskanych wyników. Zastosowanie metody analizy odwrotnej pozwala w tych przypadkach na skuteczne wyeliminowanie wymienionych zakłóceń i wyznaczenie skorygowanych wartości naprężenia uplastyczniającego, które może być reprezentatywną właściwością badanego materiału niezależną od rodzaju próby plastometrycznej, kształtu stosowanej próbki, warunków tarcia, jak również transportu ciepła w układzie próbka-narzędzie [187]. Istota tej metody polega na symulacji numerycznej krzywych płynięcia  $\sigma$ - $\varepsilon$  otrzymanych w trakcie realizowanych prób laboratoryjnych, a następnie na optymalizowaniu parametrów modelu w ten sposób, aby zminimalizować różnicę przewidywanych i mierzonych parametrów związanych z przyjętym modelem reologicznym [188]. Model matematyczny dowolnego procesu przedstawia się jako układ równań:

$$\mathbf{d} = \mathbf{F}(\mathbf{x}, \mathbf{p}), \mathbf{F}: \mathbb{R}^k \rightarrow \mathbb{R}^r \quad (3.18)$$

gdzie:

$\mathbf{d} = \{d_1, \dots, d_r\}$  - jest wektorem mierzalnych parametrów wyjściowych,

$\mathbf{x} = \{x_1, \dots, x_l\}$  - jest wektorem parametrów modelu,

$\mathbf{p} = \{p_1, \dots, p_k\}$  - jest wektorem zadanych parametrów procesu.

Jeżeli znane są wektory  $\mathbf{p}$  i  $\mathbf{x}$  to rozwiązanie zależności (3.18) jest rozwiązaniem zadania bezpośredniego. Natomiast dla tak sformułowanego zagadnienia, problem odwrotny zdefiniowany jest jako wyznaczenie wartości składowych wektora  $\mathbf{x}$  przy znanych wektorach  $\mathbf{d}$  i  $\mathbf{p}$ . Celem analizy odwrotnej jest wyznaczenie optymalnych wartości składowych wektora  $\mathbf{x}$ . Jest to możliwe poprzez poszukiwanie minimum, względem wektora  $\mathbf{x}$ , funkcji celu zdefiniowanej jako średniokwadratowy błąd między zmierzonymi i obliczonymi wartościami składowych wektora  $\mathbf{d}$ :

$$\Phi(\mathbf{x}, \mathbf{p}) = \sum_{i=1}^n \beta_i [d_i^c(\mathbf{x}, p_i) - d_i^m]^2 \quad (3.19)$$

gdzie:

$\mathbf{d}^m = \{d_1^m, d_2^m, \dots, d_{ni}^m\}$  -wektor zawierający zmierzone wartości parametrów wyjściowych,

$\mathbf{d}^c = \{d_1^c, d_2^c, \dots, d_n^c\}$  - wektor zawierający obliczone wartości parametrów wyjściowych,

$\beta_i$  -wagam poszczególnych punktów ( $i = 1 \dots n$ ),

$n$  -liczba pomiarów.

Dane pomiarowe  $\mathbf{d}^m$  otrzymane są z prób plastometrycznych, natomiast  $\mathbf{d}^c$  jest obliczane z wykorzystaniem modelu problemu bezpośredniego. W celu opracowania modelu reologicznego badanej stali wykorzystuje się zwykle krzywe doświadczalne zmian np. siły ściskającej w funkcji przemieszczenia narzędzia (symulator termomechaniczny). Krzywe te poddaje się następnie analizie numerycznej stosując przykładowo program Opty-Axi [80] wykorzystujący metodę obliczeń odwrotnych. Zapewnia to eliminację wpływu czynników zaburzających przebieg próby plastometrycznej, jak również pozwala na istotne zwiększenie dokładności analizy modelowania matematycznego.

Kolejnym, bardziej zaawansowanym modelem reologicznym wykorzystującym jako zmienne niezależne, zmienne wewnętrzne opisujące makroskopowe zachowanie się materiału podczas odkształcenia wysokotemperaturowego jest model zmiennej wewnętrznej (IVM - Internal Variable Method) zaproponowany przez M.Pietrzyka [189, 190]. Metoda ta polega na opisie ewolucji podstruktury dyslokacyjnej oraz procesów rekrytalizacji i rozrostu ziarn za pomocą układu równań różniczkowych. Założeniem tego modelu jest, że naprężenie uplastyczniające w procesach przeróbki plastycznej metali jest funkcją rozwoju gęstości

dyslokacji jak również superpozycją gromadzenia dyslokacji i ich anihilacji. Ilościowa zależność między  $\sigma_p$  i średnią gęstością dyslokacji  $\rho$  (zmienna wewnętrzna) ma postać:

$$\sigma_p = \sigma_o + \alpha \cdot b\mu\sqrt{\rho} \quad (3.20)$$

gdzie:

$\sigma_o$  - naprężenie początkowe uwzględniające w modelu wpływ odkształceń sprężystych materiału,

$\bar{b}$  - wektor Burgersa,

$\mu$  - moduł sprężystości na ścinanie,

$\rho$  - gęstość dyslokacji,

$\alpha$  - współczynnik.

Metoda zmiennej wewnętrznej oparta jest na fundamentalnych pracach R. Sandströma i R. Lagneborga [191], a także Meckinga i Kocksa [192] oraz Estrina i Meckinga [193]. Wpływ rekrytalizacji dynamicznej uwzględniono wykorzystując koncepcję podaną w pracy [194]. Podstawowe równanie różniczkowe modelu ma wówczas postać:

$$\frac{d\rho(t)}{dt} = \frac{\dot{\epsilon}}{bl} - k_2\dot{\epsilon}^{(1-k_2)}\rho(t) - \frac{k_3}{d}\rho(t)^{k_3}R[\rho(t) - \rho_{cr}] \quad (3.21)$$

gdzie:

$l$  - średnia swobodna droga dyslokacji;  $l=k_oZ^{-k_1}$ ,

$k_2$  - współczynnik zdrowienia;  $k_2=k_{20}\exp\left(\frac{Q}{RT}\right)$ ,

$k_3$  - mobilność granic ziarn;  $k_3=k_{30}\exp\left(\frac{Q_m}{RT}\right)$ ,

$t$  - czas,

$d$  - wielkość ziarna austenitu,

$\rho_{cr}$  - krytyczna gęstość dyslokacji dla rozpoczęcia rekrytalizacji dynamicznej.

Funkcja  $R$  - jest obliczana z równania:

$$R[\rho(t) - \rho_{cr}] = 0 \quad \text{dla } \rho \leq \rho_{cr}$$

$$R[\rho(t) - \rho_{cr}] = \varrho(t-t_{cr}) \quad \text{dla } \rho > \rho_{cr}$$

$$\rho_{cr} = (k_s+k_oZ^{k_4}) \cdot 10^{13}$$

Główną zaletą tego modelu jest łatwość wprowadzenia do programów komputerowych metody elementów skończonych. Przeprowadzone symulacje wykazały, że zaproponowany model ma istotny wpływ na wyniki symulacji procesów przeróbki plastycznej metali na gorąco, jak również daje dobrą dokładność uzyskanych wyników [195].

Rzeczywiście rozwój techniki komputerowej umożliwia zastosowanie MES do symulacji płynięcia metalu i określenia zjawisk cieplnych w procesach walcowania na gorąco. Modelowanie w części mechanicznej metodą MES z przyjęciem sztywno-plastycznego modelu ośrodka przeprowadzono już w latach osiemdziesiątych ubiegłego stulecia i opisano w pracy [196]. W okresie późniejszym wprowadzono badania związane z uzupełnieniem programu o symulację zjawisk cieplnych. Za podstawę przyjęto rozwiązania MES równania przewodzenia i unoszenia ciepła. Metoda ta umożliwia dokładne obliczenie rozkładu prędkości odkształcenia, odkształceń, naprężeń i temperatury pasma wewnątrz strefy odkształcenia (w kotlinie walcowniczej) jak również w walcach, w pobliżu powierzchni styku z metalem. Ponieważ procesy walcowania na gorąco związane są zwykle z większą liczbą następujących po sobie przepustów, to ich poprawne zamodelowanie wymaga uwzględnienia zjawisk zachodzących w materiale, w czasie przerwy pomiędzy przepustami, przede wszystkim zmiany temperatury oraz ewolucji mikrostruktury. Zastosowanie tej metody do symulacji zmian mikrostruktury w procesach walcowania na gorąco kształtowników jest niemniej istotne ze względu na duże trudności związane z niejednorodnym płynięciem plastycznym w materiale odkształcanym. Opracowanie modeli cieplno-mechanicznych dla procesów walcowania kształtowników z wykorzystaniem MES [197] stanowiło również istotny etap w rozwoju modelowania ewolucji makrostruktury austenitu w procesach obróbki cieplno-plastycznej (mechanicznej) tej grupy wyrobów hutniczych.

Modele mikrostrukturalne nie tylko uściślają modele cieplne i mechaniczne, ale również dostarczają komplementarnych danych dotyczących zależności pomiędzy strukturą, a pożądanymi własnościami mechanicznymi, determinowanymi składem chemicznym i warunkami procesu technologicznego. Ewolucje mikrostruktury austenitu stali mikrostopowych zachodzące w procesach odkształcenia plastycznego na gorąco dotyczą głównie:

- rozrostu ziarn podczas austenitowania,
- rozpuszczania faz pośrednich, z reguły - międzywęzłowych typu węglików, azotków lub węgliko-azotków podczas austenitowania,
- wysokotemperaturowego umocnienia, zdrowienia i rekrytalizacji dynamicznej,
- zdrowienia i rekrytalizacji statycznej lub postdynamicznej w przerwach między kolejnymi odkształceniami,
- dynamicznego lub statycznego wydzielania wtórnych faz międzywęzłowych z austenitu podczas odkształcenia plastycznego lub wytrzymania izotermicznego

w przerwach między kolejnymi przepustami, jak również podczas chłodzenia w procesie przeróbki plastycznej na gorąco,

- rozrostu ziarn po rekrytalizacji dynamicznej lub statycznej.

Modelowanie ewolucji mikrostruktury prowadzi się zwykle z wykorzystaniem modeli cząstkowych, najczęściej empirycznych lub fenomenologicznych, opracowanych dla różnych warunków odkształcenia plastycznego na gorąco, w celu możliwie dokładnego określenia wpływu tych ewolucji na rozwój mikrostruktury i własności mechanicznych gotowych wyrobów. Podstawowe modele empiryczne lub półempiryczne znane są już od wielu lat, jak również większość aspektów modelowania i jego aplikacji. Wymagają one jedynie dostępczej - na szeroką skalę i ekonomicznej dla użytkowników programów - zwiększonej mocy obliczeniowej istniejących aktualnie PC. Jednym z szeroko rozpowszechnionych modeli tego typu jest zależność Avrami'ego [198] z roku 1939, która może być z powodzeniem stosowana do symulacji wielu procesów metalurgicznych oraz problematyki inżynierii materiałowej: jak przemiany fazowe, wydzielanie z roztworów przesyconych, zdrowienie i rekrytalizacja, w postaci:

$$X = 1 - \exp(-kt^n) \quad (3.22)$$

gdzie:

$X$  - udział objętościowy ewoluującej frakcji,

$t$  - czas ewolucji,

$n$  - wykładnik Avrami'ego,

$k$  - współczynnik szybkości procesu.

Rozwój techniki wymagający dokładnego opisu szybkości różnych procesów technologicznych i jednocześnie ilościowych charakterystyk kinetycznych właściwości stosowanych materiałów doprowadził do szerokiego spektrum zastosowań tej zależności, szczególnie w celu określenia kinetyki procesu równaniem ogólnym w postaci:

$$W = W(t, T) \quad (3.23)$$

gdzie:

$W$  - stopień postępu procesu (przemiany),

$t$  - czas,

$T$  - temperatura w  $K$ .

Kinetykę dowolnego procesu można opisać równaniem (wzorem) matematycznym, będącym wynikiem ścisłego wywodu teoretycznego na podstawie znajomości mechanizmu

procesu, bądź też równaniem fenomenologicznym opartym najogólniej na pewnym założeniu teoretycznym, zgodnym z charakterem procesu i tak sformułowanym, aby uzyskane równanie odpowiadało możliwie dokładnie danym doświadczalnym, albo też równaniem empirycznym wyznaczonym z udziałem metody statystycznej, wyłącznie na podstawie wyników pomiarów. Podawane w literaturze równania kinetyczne reprezentują zwykle typy pośrednie [199]. Równania matematyczne wymagają często nieznanymi lub trudnymi do ścisłego wyprowadzenia zależności funkcyjnych. Stąd też dobierane zależności i uzyskane rozwiązania muszą spełnić warunek, aby równanie kinetyczne było zgodne z danymi pomiarowymi. Jednak w ten sposób ścisły wywód teoretyczny zbliża się do opracowania fenomenologicznego. Podobnie przy wywodzie fenomenologicznym można również wprowadzić elementy ścisłych rozważań teoretycznych zbliżając się do równania pierwszego typu, jak też stosować zależności wyznaczone empirycznie lub mające wyraźny charakter zależności empirycznej. Zakładając natomiast ogólny kształt równania empirycznego można wykorzystać zarówno teoretycznie przewidywaną zależność funkcyjną, jak również stosować funkcje fenomenologiczne reprezentujące zjawiska podobne. Aktualnie w modelach strukturalnych przeróbki plastycznej metali na gorąco stosuje się najczęściej równania fenomenologiczne.

Podstawowym zabiegiem w operacjach przeróbki plastycznej stali mikrostopowych jest grzanie wsadu, podczas którego tworzy się struktura austenitu i występuje zjawisko naturalnego *rozrostu ziarna* tej fazy. Obliczenia rozrostu ziarna podczas tego zabiegu mają istotne znaczenie dla symulacji zmian mikrostruktury austenitu w kolejnych etapach wysokotemperaturowego odkształcenia plastycznego. Zmiany średniej wielkości ziarna fazy  $\gamma$  podczas normalnego rozrostu w warunkach izotermicznych, w materiale jednofazowym można wyrazić następująco [200]:

$$D(t)^{\frac{1}{p}} - D(0)^{\frac{1}{p}} = kt \exp\left(\frac{Qg}{RT}\right) \quad (3.24)$$

gdzie:

$D(t)$  - średnia średnica ziarna po czasie (t) wygrzewania,

$D(0)$  - początkowa wielkość ziarna,

$1/p$  - wykładnik potęgowy ( $p=0,5$ ),

$k$  - stała kinetyczna,

$Qg$  -energia aktywacji procesu rozrostu ziarna.

Jeśli stała  $p$  w równaniu (3.24) przyjmuje wartość 0,5 to kinetykę rozrostu opisuje zależność paraboliczna. Taki proces zachodzi gdy prędkość migracji granicy ziarna jest wprost

proporcjonalna do siły napędowej ( $\gamma/D(t)$  gdzie  $\gamma$  - napięcie powierzchniowe granicy ziarna) inicjującej tę migrację. Wprawdzie tylko nieliczne badania kinetyczne potwierdzają opis procesu za pomocą zależności parabolicznej, tym niemniej obserwacje doświadczalne wykazują, że wartość stałej  $p$  mieści się w przedziale  $0,1 \div 0,4$  [201]. Przyczyną tego jest prawdopodobnie segregacja równowagowa atomów domieszek do granic ziarn, odpowiedzialna za hamowanie migracji tych granic w wysokiej temperaturze wygrzewania. W przypadku występowania cząstek drugiej fazy w roztworze  $\gamma$ , efektywnie hamujących rozrost ziarna, można je uwzględnić w modelowaniu tego zjawiska przyjmując, że siła hamowania jest wprost proporcjonalna do udziału objętościowego cząstek w stali i odwrotnie proporcjonalna do średniego promienia tych cząstek [200, 202]. Modelowanie procesu rozrostu ziarna jest skomplikowane w przypadku stali wykazujących skłonność do anormalnego rozrostu ziarna [203].

Wytwarzanie wyrobów hutniczych o wysokich własnościach wytrzymałościowych ze stali mikrostopowych wymaga właściwego doboru warunków obróbki plastycznej, dostosowanych do kinetyki rozpuszczania (lub wydzielania) faz międzywęzłowych typu MX (M - metal, X - metaloid) wprowadzonych do stali mikrodotatków podczas austenitizowania poprzedzającej proces wysokotemperaturowego odkształcenia plastycznego. Rozpuszczalność w roztworze  $\gamma$  faz MX, tj. azotków, węglików i węglikoazotków takich pierwiastków stopowych, jak: Nb, V, Ti, Zr czy B jest określona przez logarytm iloczynu rozpuszczalności wyrażony wzorem:

$$\lg ([M] \cdot [X]) = B - \frac{A}{T} \quad (3.25)$$

gdzie:

[M] i [X] - udziały masowe rozpuszczonego mikrodotatku metalicznego i metaloidu (węgla lub azotu) w roztworze stałym,

T - temperatura absolutna,

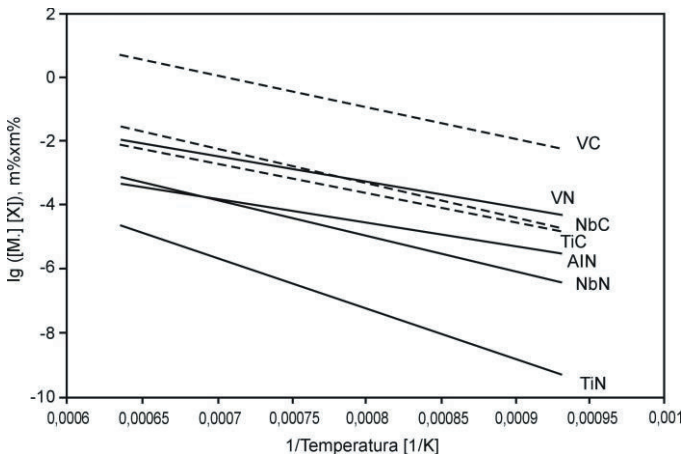
A i B - stałe związane z energią swobodną tworzenia faz.

Wartości stałych A i B w równaniu (3.25) dla wybranych faz międzywęzłowych MX mogą wykazywać pewne różnice w zależności od metody wyznaczania [7, 204, 205]. Dużą przydatność techniczną wykazują zarówno wykresy rozpuszczalności różnych faz MX w austenicie dla analizowanych stali mikrostopowych, jak i programy komputerowe (Thermo-calc, CarbNit) pozwalające na obliczenie składu chemicznego i udziału tych faz w funkcji temperatury. Graficzną prezentację iloczynów rozpuszczalności podstawowych faz przedstawiono na wykresach (rys. 2.32).

Występujące w stalach mikrostopowych węgliki i azotki można podzielić na trzy grupy pod względem rozpuszczalności w austenicie. Najmniejszą rozpuszczalność wykazuje azotek TiN. W grupie drugiej, o wyższej rozpuszczalności, można wyróżnić azotki NbN, AlN i VN oraz węgliki NbC i TiC. Największą rozpuszczalność w trzeciej grupie wykazuje węgiel VC.

Prezentowane na wykresie iloczyny rozpuszczalności faz <MX> można wykorzystać do obliczania temperatury ich rozpuszczalności w stali mikrostopowej o danym składzie chemicznym, jak również do obliczenia zawartości składników [M] i [X] rozpuszczonych w austenicie oraz nierozpuszczonego związku MX. Przy temperaturze rozpuszczania  $T_r$  fazy międzymetalicznej ilość rozpuszczonych w austenicie składników [M] i [X] jest równa ich zawartości w stali. Stąd  $T_r$  wyraża się wzorem:

$$T_r = \frac{A}{B - \lg(M \cdot X)} \quad (3.26)$$



**Rysunek 2.32.** Iloczyny rozpuszczalności węglików i azotków w zakresie temperatury od 1000 ÷ 1573 K [7]

Skład chemiczny austenitu ([M], [X]) jak też zawartość nierozpuszczonego związku <MX> można wyznaczyć wykorzystując iloczyn rozpuszczalności związku oraz bilans masy pierwiastków wchodzących w reakcję, której produktem jest związek <MX>. Uproszczony model termodynamiczny oparty na prawach termodynamiki równowagowej, dotyczący wydzielania związku <MX> opisuje układ równań:

$$[M][X] = K_{MX} \quad (3.27)$$

$$M = [M] + \frac{(M)}{(MX)} <MX> \quad (3.28)$$



$$X = [X] + \frac{(X)}{(MX)} \langle MX \rangle \quad (3.29)$$

gdzie:

$K_{MX}$  - stała równowagowa reakcji.

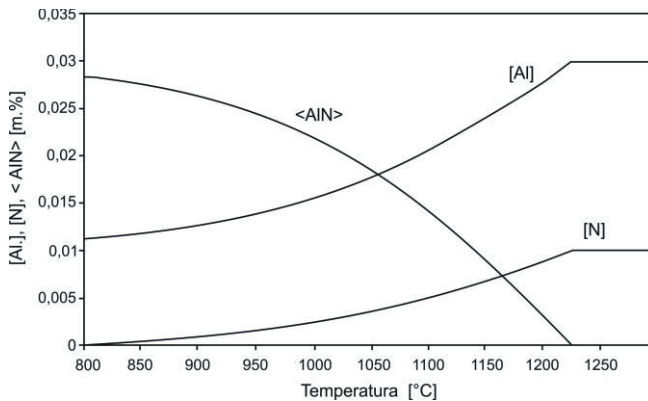
Rozwiązaniem tego układu równań jest funkcja kwadratowa pozwalająca obliczyć ilość rozpuszczonego w austenicie pierwiastka międzywęzłowego [X]:

$$[X]^2 + [X] \left( \frac{(X)}{(M)} M - X \right) - \frac{(X)}{(M)} K_{MX} = 0 \quad (3.30)$$

Jeżeli  $\Delta > 0$  to równanie to ma dwa rozwiązania, przy czym rozwiązanie ujemne jest pomijane. Natomiast dla przypadku  $\Delta \leq 0$  temperatura austenitizowana jest wyższa lub równa temperaturze rozpuszczania związku  $\langle MX \rangle$ . Zawartość pierwiastka międzywęzłowego rozpuszczonego w austenicie przy  $\Delta > 0$  wyznacza się ze wzoru:

$$[X] = \frac{X - \frac{(X)}{(M)} M + \sqrt{\left( \frac{(X)}{(M)} M - X \right)^2 + 4 \frac{(X)}{(M)} K_{MX}}}{2} \quad (3.31)$$

Przedstawiona metoda analityczna pozwala na szybkie określenie zmian składu chemicznego austenitu w funkcji temperatury austenitizacji. Zastosowanie tej metody do analizy ilości rozpuszczonych w austenicie [Al] i [N] oraz nierozpuszczonego azotku  $\langle AlN \rangle$  w stali niestopowej zawierającej 0,03% Al i 0,01% N dla zakresu temperatury austenitizacji 800÷1100°C przedstawiono na wykresie (rys. 2.33) [7].



**Rysunek 2.33.** Zależność [Al], [N] i  $\langle AlN \rangle$  od temperatury austenitizowania dla stali zawierającej 0,03% Al i 0,01% N [7]

Modele procesów wydzieleniowych w stalach mikrostopowych, na bazie praw termodynamiki równowagowej, przewidują również tworzenie się złożonych faz

węglikoazotków podczas operacji technologicznych przeróbki plastycznej. Węglik i azotki mikrodotyków Nb, Ti i V wykazują wzajemną rozpuszczalność i w wyniku tego procesu tworzą się węglikoazotki o składzie chemicznym i temperaturze rozpuszczania zależnej od składu chemicznego stali. Wydzielanie złożonego węglikoazotku o składzie stechiometrycznym  $MC_yN_{1-y}$  opisuje model termodynamiczny oparty na założeniach modelowych podsieci opracowanych przez Hillerta i Steffansona [206] przy podstawowym założeniu uproszczającym, że pierwiastek metaliczny M oraz pierwiastki międzywęzłowe (C, N) występujące w stali tworzą w austenicie roztwory rozcieńczone, a ich aktywności spełniają prawo Henry'ego.

Założenie to jest słuszne tylko przy małej koncentracji mikrodotyków. Założono również, że całkowita ilość atomów metalu związanych w  $MC_yN_{1-y}$  jest równa ilości atomów C i N. W tworzącym się związku atomy metalu i metaloidów zajmują pozycje w dwu niezależnych podsieciach. Pomija się w tym modelu wakacje w podsieciach jak również rozpuszczanie atomów Fe. Jest to uzasadnione znacznie wyższym w porównaniu z Fe - powinowactwem chemicznym mikrodotyków Nb, Ti i V do C i N. Końcowa postać równań tego modelu, opisujących stan równowagi termodynamicznej w układzie Fe-M-C-N jest następująca:

$$\ln \left( \frac{yK_{MC}}{[M_a][C_a]} \right) + (1-y)^2 \frac{L_{CN}^M}{RT} = 0 \quad (3.32)$$

$$\ln \left( \frac{(1-y)K_{MN}}{[M_a][N_a]} \right) + y^2 \frac{L_{CN}^M}{RT} = 0 \quad (3.33)$$

gdzie:

$[M_a]$ ,  $[N_a]$  i  $[C_a]$  - ułamki atomowe pierwiastka metalicznego [M] i międzywęzłowego, [N] i [C] rozpuszczonego w austenicie,

$K_{MN}$ ,  $K_{MC}$  - stała równowagowa reakcji,

$L_{CN}^M$  - parametr oddziaływania pierwiastka M na roztwór C-N,

$y$ ,  $(1-y)$  - odpowiednio; mole MC i MN.

Układ równań (3.32) i (3.33) zawiera cztery niewiadome:  $[M_a]$ ,  $[C_a]$ ,  $[N_a]$  i  $y$ . Do jego rozwiązania trzeba użyć dodatkowo równań wynikających z bilansu masy pierwiastków wchodzących w reakcje w wyniku których powstaje węglikoazotek:

$$M_a = \frac{f}{2} + (1-f)[M_a] \quad (3.34)$$

$$C_a = \frac{yf}{2} + (1-f)[C_a] \quad (3.35)$$

$$N_a = \frac{(1-y)f}{2} + (1-f)[N_a] \quad (3.36)$$

gdzie:

$f$  - ułamek atomowy wydzielen  $MC_yN_{1-y}$ .

W stalach mikrostopowych zawierających jednocześnie dwa lub trzy mikrodotatki ( $M'$ ,  $M''$ ,  $M'''$ ) może utworzyć się złożony węglikoazotek typu  $M'_xM''_{1-x}C_yN_{1-y}$  lub  $M'_xM''_vM'''_{1-x-v}C_yN_{1-y}$ , gdzie symbole  $M'$ ,  $M''$ ,  $M'''$  oznaczają potencjalne mikrodotatki Nb, Ti lub V. Model termodynamiczny dla opisu stanu równowagi termodynamicznej w stali zawierającej do trzech mikrodotatków oraz Al został opracowany przez H. Adriana [207]. Pozwala on na obliczenie składu chemicznego austenitu oraz składu i zawartości węglikoazotku w układzie wieloskładnikowym typu  $Fe-Nb-V-Ti-Al-C-N$ , w pobliżu Fe, tj., gdy zawartości mikrodotatków nie przekraczają zwykle w stalach mikrostopowych sumarycznie 1% wag. przy zawartościach C i N stopowych zwykle w stalach mikrostopowych.

Przedstawiony równaniami (2.32÷3.36) model termodynamiczny opisujący stan równowagi w układzie  $Fe-M-C-N$  jest przypadkiem szczególnym modelu w układzie  $Fe-M'-M''-M'''-Al-C-N$ . Ostateczna postać równań opisujących równowagę termodynamiczną układu  $Fe-M'-M''-M'''-Al-C-N$  jest następująca:

$$y \ln \frac{xyK_{M'C}}{[M'_a][C_a]} + (1-y) \ln \frac{x(1-y)K_{M'N}}{[M'_a][N_a]} + y(1-y) \frac{L_{CN}}{RT} = 0 \quad (3.37)$$

$$y \ln \frac{vyK_{M''C}}{[M''_a][C_a]} + (1-y) \ln \frac{v(1-y)K_{M''N}}{[M''_a][N_a]} + y(1-y) \frac{L_{CN}}{RT} = 0 \quad (3.38)$$

$$y \ln \frac{(1-x-v)yK_{M'''C}}{[M'''_a][C_a]} + (1-y) \ln \frac{(1-x-v)(1-y)K_{M'''N}}{[M'''_a][N_a]} + y(1-y) \frac{L_{CN}}{RT} = 0 \quad (3.39)$$

$$vy \ln \frac{x[M'''_a]K_{M'N}}{v[M'_a]K_{M'N}} + (1-x-v)(1-y) \ln \frac{(1-x-v)[M'_a]K_{M'N}}{X[M'''_a]K_{M'N}} + (1-y) \ln \frac{x(1-y)K_{M'N}}{[M'_a][N_a]} + y^2(1-y) \frac{L_{CN}}{RT} = 0 \quad (3.40)$$

$$[Al_a] \cdot [N_a] = K_{AlN} \quad (3.41)$$

Podany układ równań nieliniowych posiada dziewięć niewiadomych opisujących skład chemiczny austenitu ( $[M'_a]$ ,  $[M''_a]$ ,  $[M'''_a]$ ,  $[Al]$ ,  $[C_a]$ ,  $[N_a]$ ) oraz węglikoazotku ( $x$ ,  $v$ ,  $y$ ). Jego rozwiązanie wymaga wykorzystania dalszych równań opisujących prawo zachowania masy podczas reakcji powstawania węglikoazotku i azotku  $AlN$ , a mianowicie:

$$M'_a = \frac{x}{2}f + (1-f-f_a)[M'_a] \quad (3.42)$$

$$M''_a = \frac{v}{2}f + (1-f-f_a)[M''_a] \quad (3.43)$$

$$M'''_a = \frac{z}{2}f + (1-f-f_a)[M'''_a] \quad (3.44)$$

$$C_a = \frac{y}{2}f + (1 - f - f_a) [C_a] \quad (3.45)$$

$$N_a = \frac{1-y}{2}f + (1 - f - f_a) [N_a] \quad (3.46)$$

$$Al_a = \frac{f_a}{2}f + (1 - f - f_a) [N_a] \quad (3.47)$$

gdzie:

$f$  - ułamek molowy węglikoazotku,

$f_a$  - ułamek molowy AlN,

$z = 1-x-v$ ,

$M'_a, M''_a, M'''_a, C_a, N_a, Al_a$  - zawartości pierwiastków w stali.

W ten sposób opisano równowagę termodynamiczną rozpatrywanego układu za pomocą jedenastu równań z taką samą ilością niewiadomych. Należy zaznaczyć, że układ ma rozwiązanie. Danymi wejściowymi do rozwiązania tego układu są: skład chemiczny stali tj. zawartości pierwiastków:  $M'_a, M''_a, M'''_a, Al_a, C_a, N_a$ ; temperatura austenitowania  $T$ , iloczyn rozpuszczalności  $K_{MX}$  związków podwójnych MX; iloczyn rozpuszczalności  $K_{AlN}$ ; fazy AlN parametr oddziaływania pierwiastka M na roztwór C-N,  $L_{CN} = -4260$  J/mol; stała gazowa  $R$ . Skład chemiczny wyraża się w ułamkach atomowych, a iloczyny rozpuszczalności przelicza się na ułamki atomowe odpowiednich pierwiastków. Przy większych stężeniach mikrodotadków konieczna jest również znajomość parametrów ich oddziaływania ( $\epsilon_{ij}$ ) tj. pierwiastka  $j$  na aktywność pierwiastka  $i$ . Szczegółowa analiza wydzielania węglikoazotku wymaga wykorzystania różnych danych fizykochemicznych, jak: iloczyny rozpuszczalności faz podwójnych MX, masy atomowe pierwiastków ( $M$ ), ( $X$ ), gęstości  $\rho_{MX}$  faz MX, oraz parametry wzajemnego oddziaływania pierwiastków występujących w stali. Do obliczeń składu chemicznego austenitu oraz składu i zawartości węglikoazotku na podstawie składu chemicznego analizowanych stali mikrostopowych zawierających wprowadzone pojedynczo lub w sposób kompleksowy mikrodotadki, opracowano program komputerowy CarbNit pracujący w środowisku Delphi [7].

Fenomenologiczny model odkształcenia plastycznego z przebiegiem *rekrystalizacji dynamicznej*, opisany przez Sellarsa równaniem (3.17), uwzględnia kinetykę rekrystalizacji dynamicznej w oparciu o przyjęte równania konstytutywne modelu dotyczące charakterystycznych wartości odkształceń krytycznych, istotnych dla tego procesu, jak:  $\epsilon_c$ ,  $\epsilon_m$  czy  $\epsilon_s$ . Wartości te oszacowane są najczęściej empirycznie, przykładowo na podstawie zależności [28]:

$$\epsilon_c = 0,88 \epsilon_m \quad (3.48)$$

$$\varepsilon_s = 4,66522 \cdot 10^{-4} d_0^{0,27686} Z^{0,18169} \quad (3.49)$$

$$\varepsilon_m = 4,3784 \cdot 10^{-4} d_0^{0,23909} Z^{0,16914} \quad (3.50)$$

$$x_{\text{dyn}} = 1 - \exp \left[ -1,70295 \left( \frac{\varepsilon - \varepsilon_c}{\varepsilon_s - \varepsilon_c} \right)^{1,52} \right] \quad (3.51)$$

$$D_{\text{rec. dyn.}} = 58,283 Z^{0,0308} \quad (3.52)$$

gdzie:

$\varepsilon_c$  - odkształcenie krytyczne warunkujące proces rekrytalizacji dynamicznej,

$\varepsilon_s$  - odkształcenie do osiągnięcia stanu ustalonego procesu,

$\varepsilon_m$  - odkształcenie dla maksymalnej wartości naprężenia płynięcia,

$x_{\text{dyn}}$  - udział objętości zrekrystalizowanej dynamicznie,

$D_{\text{rec. dyn.}}$  - wielkość ziarna po rekrytalizacji dynamicznej.

Tym sposobem w klasycznym modelu reologicznym, opisującym zachowanie się materiału odkształconego na gorąco, naprężenie płynięcia determinowane jest wyznacznikiem rozwoju mikrostruktury w postaci wielkości ziarna. Wielkości kinetyczne rekrytalizacji dynamicznej mogą być również wyznaczone alternatywnie w oparciu o termodynamikę procesów odwracalnych metodą opracowaną przez Poliaka i Jonasa [69, 208]. Wykorzystując matematycznie wyznaczone zależności szybkości umocnienia ( $\theta = d\delta/d\varepsilon$ )<sub>ε</sub> od naprężenia płynięcia oraz określając charakterystyczne punkty przegięcia uzyskanych krzywych  $\theta$ - $\sigma$ , identyfikując rzeczywisty przebieg rekrytalizacji dynamicznej, opisano kinetyczny model rekrytalizacji dynamicznej dla stali austenitycznej i stali niestopowej nadeutektoidalnej o zawartości 0,91% C (rys. 2.34) zależnością typu Avrami'ego w postaci:

$$x = 1 - \exp \left[ -0,693 \left( \frac{\varepsilon - \varepsilon_c}{\varepsilon'_m - \varepsilon_c} \right)^2 \right] \quad (3.53)$$

gdzie:

$x$  - udział objętości zrekrystalizowanej dynamicznie,

$\varepsilon$  - odkształcenie rzeczywiste,

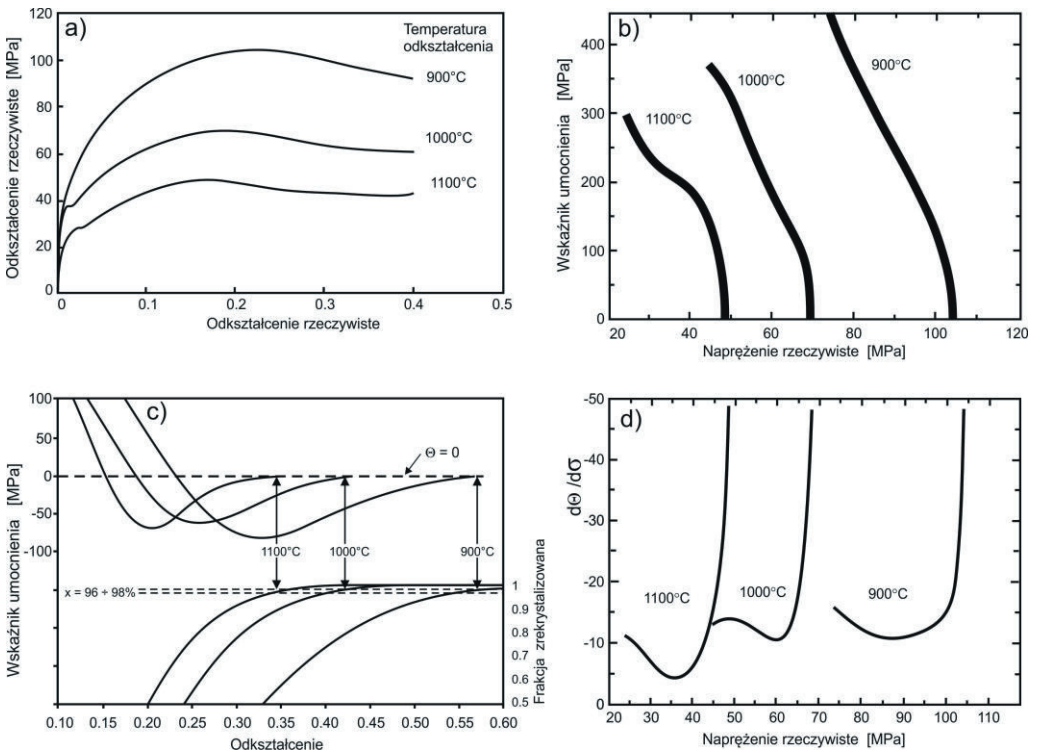
$\varepsilon_c$  - odkształcenie krytyczne dla procesu DRX,

$\varepsilon'_m$  - odkształcenie dla maksymalnej prędkości zmiękczenia.

Różniczkowanie krzywych  $\theta$ - $\sigma$  identyfikuje dokładnie wielkość  $\varepsilon_c$  jako minimum wartości bezwzględnej  $d\theta/d\sigma$  (rys. 2.34d). Zależność  $d\theta/d\sigma$  od naprężeń rzeczywistych potwierdza również tendencję, że krytyczne naprężenia płynięcia zwiększają się istotnie z obniżeniem temperatury odkształcenia. Odpowiadające sobie krytyczne wartości odkształceń i naprężeń na

krzywych  $\sigma$ - $\varepsilon$  mogą być w tej metodzie określone równoważnymi odwzorowaniami. Odształcenie identyfikujące stan maksymalnego zmiękczenia materiału ( $\varepsilon'_m$ ) podczas rekrytalizacji dynamicznej w zakresie  $\varepsilon_p$ -  $\varepsilon_s$  jest wyznaczone natomiast jako globalne minimum na krzywych zależności  $\theta$  -  $\varepsilon$  (rys. 2.34c) odpowiadające maksymalnej prędkości zmiękczenia. Wyznaczone wartości  $\varepsilon_c$  i  $\varepsilon'_m$  mają znaczący udział w ilościowym ujęciu postępu rekrytalizacji dynamicznej. W przyjętym modelu wartość  $\varepsilon'_m$  reprezentuje 50% objętości zrekrystalizowanej dynamicznie. Należy zatem oczekiwać, że udział rekrytalizacji na poziomie 95% zostanie osiągnięty w przybliżeniu dla wartości odkształcenia:

$$\varepsilon = \varepsilon_c + 2 (\varepsilon'_m - \varepsilon_c) \tag{3.54}$$



**Rysunek 2.34.** Krzywe  $\sigma$ - $\varepsilon$  dla stali niestopowej o zawartości 0,91% C (a) oraz zależność szybkości umocnienia w funkcji naprężeń rzeczywistych (b) i odkształceń rzeczywistych (c) wraz z zależnością szybkości umocnienia  $d\theta/d\sigma$  od naprężeń rzeczywistych (d) [208]

Podobnie udział rekrytalizacji dla wartości  $\epsilon_p$  powinien wynosić ok. 20÷25%. Czas do osiągnięcia 50% rekrytalizacji może być wykorzystany do oszacowania wartości energii aktywacji zgodnie z zależnością:

$$\epsilon'_m \alpha \left[ \exp \left( \frac{Q_{def}}{RT} \right) \right]^{q_m} \quad (3.55)$$

gdzie:

$\epsilon'_m$  - odkształcenie dla uzyskania udziału 50% DRX,

$Q_{def}$  - energia aktywacji procesu odkształcenia na gorąco,

R - stała gazowa,

T - temperatura w K,

$q_m$  - wykładnik Zenera - Hollomona (ok. 0,15 dla badanej stali nadeutektoidalnej).

Uzyskane wartości  $Q_{def}$  dla stali nadeutektoidalnej mieszczą się w zakresie 240÷260 kJ/mol i są zgodne (ok. 250÷290 kJ/mol) z wartościami uzyskanymi tą samą metodą dla podobnych materiałów [209].

Modelowanie procesu *rekrytalizacji statycznej* jest istotne dla metali i stopów odkształcanych plastycznie na gorąco w zakresie odkształceń od  $\epsilon_{cs}$  do  $\epsilon_{cd}$  tj. poniżej odkształcenia niezbędnego do zapoczątkowania rekrytalizacji dynamicznej. Rekrytalizacja statyczna jest w tych warunkach odkształcenia głównym mechanizmem zaniku umocnienia odkształceniowego w licznych procesach walcowania wieloprzepustowego, zwłaszcza w obniżonym zakresie temperatury przeróbki plastycznej na gorąco. Kinetykę procesu rekrytalizacji austenitu wysokotemperaturowego opisuje zwykle równanie typu K-J-M-A (Kolmogorow-Johnson-Mehl-Avrami) w postaci [18, 20]

$$Y = 1 - \exp \{-A (t/t_x)^n\} \quad (3.56)$$

gdzie:

Y - udział objętościowy austenitu zrekrystalizowanego po czasie  $t$  od rozpoczęcia rekrytalizacji,

n - wykładnik potęgowy Avrami'ego (o wartości ok. 1÷2),

$t_x$  - czas do utworzenia X%, objętościowej frakcji austenitu zrekrystalizowanego.

Wykładnik Avrami'ego można wyznaczyć graficznie z analizy  $\log (\ln 1/(1-Y))$  względem  $\log t$  dla badanych warunków odkształcenia. Liczne równania empiryczne lub półempiryczne były proponowane dla wyrażenia  $t_x$  w funkcji odkształcenia ( $\epsilon$ ), początkowej wielkości ziarna ( $d_0$ ), temperatury procesu (T) oraz parametru Zenera-Hollomona (Z).

Najczęściej występowały one w formie zależności [20, 210]:

$$t_x = B\varepsilon^{-p}d_o^q Z^r \exp\left(\frac{Q_{rex}}{RT}\right) \quad (3.57)$$

gdzie:

$$Z = \dot{\varepsilon} \exp(Q_{def}/RT),$$

$\dot{\varepsilon}$  - prędkość odkształcenia ( $s^{-1}$ ),

$R$  - stała gazowa ( $J/mol \cdot K$ ),

$Q_{rex}$  - energia aktywacji dla rekrytalizacji ( $J/mol$ ),

$Q_{def}$  - energia aktywacji dla odkształcenia ( $J/mol$ ),

$\varepsilon$  - stopień odkształcenia,

$d_o$  - pierwotna wielkość ziarna austenitu,

$B, p, q, r$  - stałe materiałowe.

Dokonana przez Sellarsa [210] analiza wyników licznych prac badawczych dotyczących problematyki rekrytalizacji wysokotemperaturowego austenitu w stalach konstrukcyjnych niestopowych C-Mn zawierających od 0,055 do 0,68% C i od 0,46 do 0,85 % Mn wykazała, że dla celów technicznych większe znaczenie ma czas  $t_{0,5}$  potrzebny do utworzenia 50% frakcji austenitu zrekrystalizowanego niż całkowity czas rekrytalizacji  $t_R$ . Czas połówkowej rekrytalizacji dla analizowanych stali w zakresie odkształceń mniejszych od niezbędnych do zapoczątkowania rekrytalizacji dynamicznej ( $\varepsilon < 0,8\varepsilon_m$ ) opisuje zależność modelowa w postaci:

$$t_{0,5} = 2,5 \cdot 10^{-19} d_o^2 \varepsilon^{-4} \exp(300000/RT) \quad (3.58)$$

Natomiast dla odkształceń większych ( $\varepsilon \geq 0,8 \varepsilon_m$ ):

$$t_{0,5} = 1,06 \cdot 10^{-5} \cdot Z^{0,6} \exp(300000/RT) \quad (3.59)$$

gdzie:

$d_o$  - pierwotna wielkość ziarna austenitu,

$Z$  - parametr Zenera - Hollomona,

$R$  - stała gazowa,

$T$  - temperatura.

Zależność modelowa opisująca czas  $t_{0,5}$ , odpowiednia dla austenitu w stalach mikrostopowych o stężeniu węgla od 0,05 do 0,42% oraz Mn od 0,71 do 1,5%, jak również Nb do 0,04%, ma postać:

w zakresie  $\varepsilon < \varepsilon_{cd}$  i  $T > 1004^\circ C$

$$t_{0,5} = 2,52 \cdot 10^{-19} d_o^2 \varepsilon^{-4} \exp(325000/RT) \quad (3.60)$$



natomiast dla  $\varepsilon < \varepsilon_{cd}$  i  $891^{\circ}\text{C} < T < 1004^{\circ}\text{C}$

$$t_{0,5} = 5,94 \cdot 10^{-38} d_0^2 \varepsilon^{-4} \exp(780000/RT) \quad (3.61)$$

dla  $\varepsilon < \varepsilon_{cd}$  i  $T < 891^{\circ}\text{C}$ :

$$t_{0,5} = 9,24 \cdot 10^{-9} d_0^2 \varepsilon^{-4} \exp(130000/RT) \quad (3.62)$$

Rekrytalizacja statyczna austenitu jest kompletna w momencie wyczerpania się odkształconej plastycznie osnowy i stykania się migrujących granic utworzonych ziarn. Austenit zrekrystalizowany jest drobnoziarnisty o wielkości ziarn zależnej od składu chemicznego stali, pierwotnej wielkości ziarn oraz warunków odkształcenia plastycznego. Stąd dla celów modelowania zmian w strukturze austenitu i przewidywania rozwoju mikrostruktury w procesach przeróbki plastycznej na gorąco i obróbki cieplno-mechanicznej opracowano szereg równań empirycznych opisujących średnią wielkość ziarn austenitu podczas rekrytalizacji, jak również ziarna  $\gamma$  w pełni zrekrystalizowanego [9, 11, 20, 56, 210, 211]. Wielkość ziarn austenitu zrekrystalizowanego statycznie stali C-Mn została opisano przez Sellars'a [210] zależnością modelową w formie:

$$d_{RS} = A d_0^{0,67} \varepsilon^{-1} \quad (3.63)$$

Dla stali HSLA z Nb i tych samych odkształceń ( $\varepsilon < \varepsilon_{cd}$ ) oraz  $T > 950^{\circ}\text{C}$  zależność ma postać:

$$d_{RS} = A' d_0^{0,67} \varepsilon^{-0,67} \quad (3.64)$$

gdzie: obliczone wielkości A i A' przyjmują wartości odpowiednio od 0,35 do 0,85 i od 0,66 do 1,86, zależnie od składu chemicznego stali

Zakładając, że statycznie zrekrystalizowane ziarno  $\gamma$  jest w sposób ciągły rozdrabniane proporcjonalnie do zwiększającego się odkształcenia aż do uzyskania wielkości granicznej, wpływ wielkości odkształcenia wyraża się następująco:

$$\varepsilon_{cd} = 0,57 d_0^{0,17} \varepsilon_p \quad (3.65)$$

gdzie:  $\varepsilon_p$  - odkształcenie odpowiadające  $\sigma_{max}$  jest opisane równaniem:

$$\varepsilon_p = 6,97 \cdot 10^{-4} \cdot d_0^{0,3} Z^{0,17} \quad (3.66)$$

Wielkość ziarn dla odkształceń przekraczających te wielkości może być wyrażona następująco:

$$d_{RS} = 1,8 \cdot 10^3 Z^{0,17} \quad (3.67)$$

i stąd nie wykazuje wpływu odkształcenia ani początkowej wielkości ziarna na wielkość statycznie zrekrystalizowanych ziarn. Przykładowe zależności modelowe opisujące wielkości kinetyczne ( $t_{0,5}$ ) oraz wielkości ziarn austenitu zrekrystalizowanego różnych stali HSLA ( $d_{RS}$ ) zestawiono w tablicy 3.1.

Modelowanie *rekrytalizacji metadynamicznej* dotyczy metali i stopów odkształcanych plastycznie na gorąco w zakresie odkształceń od  $\varepsilon_{cd}$  do  $\varepsilon_s$  (rys. 2.13 rozdz. 2.2). W tym przypadku modele kinetyczne są podobne jak dla rekrytalizacji statycznej, natomiast modele strukturalne w różnym stopniu zaawansowania, odwzorowują proces spontanicznego wzrostu zarodków nowych ziarn utworzonych podczas odkształcenia plastycznego w trakcie rekrytalizacji dynamicznej. W tej fazie wysokotemperaturowego odkształcenia, w pozostałej części materiału odkształconego zachodzi zdrowienie metodynamiczne, a po upływie czasu inkubacji - zdrowienie i rekrytalizacja statyczna. Proces rekrytalizacji metodynamicznej, podobnie jak statycznej, ma istotne znaczenie dla uzyskania struktur drobnoziarnistych stali konstrukcyjnych mikrostopowych. Udział austenitu zrekrystalizowanego metodynamicznie w stalach typu HSLA [76, 212] opisano zależnością:

$$V_{RMD} = 1 - \exp[-0,693 (t/t_{0,5MD})^{1/3}] \quad (3.68)$$

gdzie:

$t_{0,5MD}$  - czas potrzebny do utworzenia 50% frakcji austenitu zrekrystalizowanego wynosi:

$$t_{0,5MD} = 1,1 \exp(230000/RT)Z^{-0,8} \quad (3.69)$$

Wielkość ziarn austenitu utworzonych w wyniku tego procesu opisana jest zależnością modelową:

$$d_{RMD} = 2,6 \cdot 10^4 Z^{-0,8} \quad (3.70)$$

gdzie:  $Z$  - parametr Zenera - Hollomona, wyznaczony dla tych stali ze wzoru:

$$Z = \dot{\varepsilon} \exp(300000/RT) \quad (3.71)$$

Kolejnym etapem analizy modelowania rozwoju mikrostruktury austenitu po zakończeniu procesu rekrytalizacji statycznej, ale także metodynamicznej i dynamicznej jest opracowanie zależności kinetycznych dotyczących zjawiska *rozrostu ziarn*.

Utworzona w wyniku tych procesów drobnoziarnista struktura o dużej powierzchni granic ziarn i podwyższonej energii ma zwykle naturalną tendencję do zmniejszenia swojej energii przez zmniejszenie powierzchni granic ziarn, a tym samym do samorzutnego rozrostu ziarn. Uwzględniając zróżnicowaną zdolność do migracji zrekrystalizowanych ziarn austenitu w stali C-Mn, w pracy [76] opisano kinetykę ich rozrostu w czasie do 1s zależnością modelową typu:

$$d^2 = d_0^2 + 1,1 \cdot 10^7 \exp(-113000/RT) \quad (3.72)$$

Natomiast dla  $t > 1s$ , zależnością w postaci:

$$d^2 = d_0^2 + 1,5 \cdot 10^{27} t \exp(-400000/RT) \quad (3.73)$$

gdzie:

$d_0$  - wielkość ziarn  $\gamma$  po zakończeniu rekrytalizacji.

Zależności (3.72, 3.73) można również wykorzystać w obliczeniach rozrostu ziarn austenitu podczas nagrzewania wsadu do przeróbki plastycznej na gorąco, jak też podczas austenitowania w procesach obróbki cieplnej.

W stalach mikrostopowych HSLA zwłaszcza z dodatkiem Nb, zarówno proces rekrytalizacji statycznej [13] jak i wydzielania Nb(C,N) [14, 15, 17, 53, 55, 213÷215] w austenicie odkształconym można scharakteryzować za pomocą krzywych RTT i PTT.

**Tablica 3.1** Zależności modelowe opisujące kinetykę rekrytalizacji statycznej i modele zmian w strukturze austenitu stali HSLA

Lp.	Zależności empiryczne opisujące wielkości kinetyczne i modele struktury		Rodzaj stali	Poz. literat.
	Model $t_{0,5}$	Model $d_{RS}$		
1.	$t_{0,5} = 6,1 \cdot 10^{-13} \cdot d_0^{-0,14} \cdot \epsilon^{-0,95} \cdot d_0^{0,22} \cdot \epsilon^{-0,28} \cdot \exp\left(\frac{270000}{RT}\right)$	$d_{RS} = 45 \exp(-5973/RT) \epsilon^{-0,6} \cdot d_0^{0,374} \cdot \epsilon^{-0,1}$	C-Mn	[70]
		$d_{RS} = 472(-11620/RT) \epsilon^{-0,7} \cdot d_0^{0,277} \cdot \epsilon^{-0,1}$	C-Mn-Nb	
2.	$t_{0,5} = 2,5 \cdot 10^{-19} \cdot d_0^2 \cdot \epsilon^{-4} \cdot \exp\left(\frac{300000}{RT}\right)$	$d_{RS} = 0,743 \cdot d_0^{0,67} \cdot \epsilon^{-0,1}$	C-Mn	[181, 210]
3.	$t_{0,5} = 5,94 \cdot 10^{-38} \cdot d_0^2 \cdot \epsilon^{-4} \cdot \exp\left(\frac{780000}{RT}\right)$	$d_{RS} = 1,1 \cdot d_0^{0,67} \cdot \epsilon^{-0,67}$	C-Mn-Nb	[210, 211]
4.	$t_{0,5} = 3,6 \cdot 10^{-12} \cdot \epsilon^{-2,5} \cdot \exp\left(\frac{230000}{RT}\right)$ wz = 40 $\mu\text{m}$	$d_{RS} = 343 \cdot d_0^{0,4} \cdot \epsilon^{-0,5} \cdot \exp(-45000/RT)$	C-Mn	[20, 76]
5.	$t_{0,5} = (-5,24 + 550 [\text{Nb}]) \cdot 10^{-18} \cdot \epsilon^{-4,0+7[\text{Nb}]} \cdot d_0^2 \cdot \exp\left(\frac{330000}{RT}\right)$		C-Mn-Nb	[20]

Istnieje zgodna opinia, że proces wydzielania przebiegający przed, względnie w sposób konkurencyjny w trakcie rekrytalizacji, może ją skutecznie hamować, względnie zupełnie powstrzymać [13, 172, 213]. Również wydzielania na podgranicach odkształcanego austenitu zakotwicząją fronty rekrytalizacji [213]. Oddziaływanie węglikoazotków wprowadzonych do stali mikrodotatków odgrywa ważną rolę w przebiegu rekrytalizacji i kształtowaniu mikrostruktury stali, szczególnie w obniżonym zakresie temperatury regulowanego walcowania lub procesie obróbki cieplno-mechanicznej. W pracy Dutta i Sellarsa [14] wprowadzono zależności dotyczące wydzielania, czasu i temperatury w oparciu o termodynamikę układu i teorię zarodkowania sterowanego dyfuzją. Model opisujący czas ( $t_{ps}$ ) początku wydzielania, przyjęty jako  $t_{0,05}$  dla wydzielania 5% indukowanego odkształceniem plastycznym ma postać:

$$t_{ps} = A[Nb]^{-1} \cdot \epsilon^{-1} \cdot Z^{-0,5} \exp \frac{270000}{RT} \exp \frac{B}{T^3 (\ln k_s)^2} \quad (3.74)$$

gdzie:

A - stała zależna od metody ujawniania wydzielen, np.: wg mikrotwardości wynosi  $1,5 \cdot 10^{-5}$  [13], jeśli metodą ekstrakcji elektrolitycznej to równa jest  $3,0 \cdot 10^{-6}$  [216],

B - stała o wartości w zakresie  $1 \div 6 \cdot 10^{10} K^3$ , praktycznie wynosi  $2,5 \cdot 10^{10} K^3$ ,

$k_s$  - współczynnik przesylenia roztworu w danej temperaturze,

Z - parametr Zenera - Hollomona,

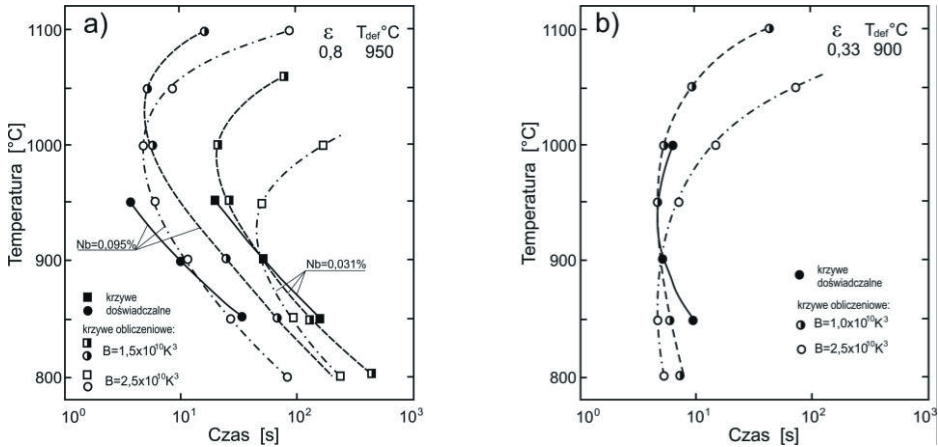
T - temperatura w K.

Porównanie danych doświadczalnych przedstawionych na krzywych PTT i obliczonych zgodnie z zależnością (3.74) pokazano na wykresach (rys. 2.35). Wyniki badań eksperymentalnych Hansena [217] (rys. 2.35a) przy stałym Z, dla dwóch gatunków stali typu HSLA o różnej zawartości Nb (0,031% i 0,095%) nasuwają pewne wątpliwości co do zupełnej rozpuszczalności Nb w badanej temperaturze, szczególnie w stali o wyższej zawartości Nb jeśli do obliczeń zastosowano zależność:

$$\log [Nb] [C + 12N/14] = 2,26 - 6770/T \quad (3.75)$$

W tym przypadku równowaga termodynamiczna prawdopodobnie nie występuje i więcej Nb może być w roztworze  $\gamma$  niż to wynika z obliczeń. Najlepszą zgodność wyników eksperymentalnych i modelowych uzyskano dla stałej B o wartości  $1,5 \cdot 10^{10} K^3$ . Dla średniej wartości B ok.  $2,5 \cdot 10^{10} K^3$  występuje dobra zgodność wyników w przypadku analizy wpływu składu chemicznego, natomiast większy ich rozrzut obserwuje się dla zależności temperaturowej. Na wykresie (rys. 2.35b) przedstawiono analogiczne porównanie wyników

z pracy [216] z obliczonymi dla przewidywanej wartości  $B = (1 \text{ i } 2,5) \cdot 10^{10} \text{K}^3$ . Żadna z tych wartości nie zapewnia szczególnie wysokiej zgodności z krzywą eksperymentalną, chociaż pierwsza z wymienionych daje lepszą korelację.



**Rysunek 2.35.** Porównanie krzywych PTT początku wydzielenia w austenicie odkształconym z krzywymi obliczonymi na podstawie zależności (3.74) [14]: a) - stal o zawartości 0,10% C - 0,01% N - 0,095% Nb,  $d_\gamma = 140 \mu\text{m}$  i stal o zawartości 0,11% C - 0,01% N - 0,031% Nb,  $d_\gamma = 405 \mu\text{m}$  [217], b) - stal o zawartości 0,080% C - 0,015% N - 0,060% Nb,  $d_\gamma = 70 \mu\text{m}$  [216]

Oddziaływanie stężenia Nb w roztworze  $\gamma$  na kinetykę rekrytalizacji statycznej w danych warunkach odkształcenia wysokotemperaturowego opisano w pracach Sellarsa [210, 218] równaniem:

$$t_{0,05x} = 6,75 \cdot 10^{-20} d_0^2 \varepsilon^{-4} \cdot \exp\left(\frac{300000}{RT}\right) \exp\left\{\left(\frac{2,75 \cdot 10^5}{T} - 185\right) [Nb]\right\} \quad (3.76)$$

gdzie:

$t_{0,05x}$  - czas wymagany dla 5% rekrytalizacji,

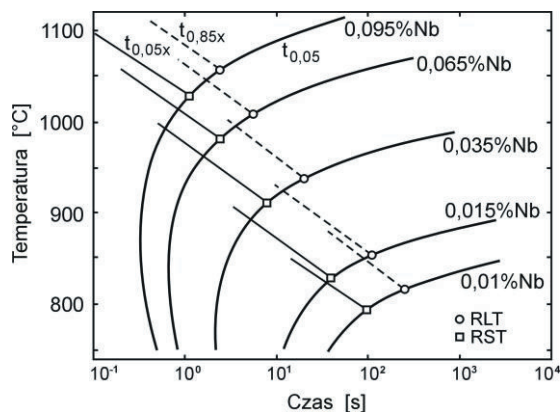
$d_0$  - początkowa wielkość ziarna [ $\mu\text{m}$ ],

$\varepsilon$  - odkształcenie do wartości krytycznej  $\varepsilon_{cd}$ .

Przyjmując, że równanie Avrami'ego z wykładnikiem 2 opisuje krzywe rekrytalizacji statycznej w przypadku występowania niobu w roztworze stałym  $\gamma$  stwierdzono, że czasy wymagane dla innych stałych frakcji zrekrystalizowanej są również obliczane na podstawie zależności modelowej (3.76) z odpowiednimi wartościami stałych początkowych. Analiza tej zależności, jak również obserwacje doświadczalne wskazują na hamujące oddziaływanie Nb rozpuszczonego w roztworze  $\gamma$  na rekrytalizację statyczną. Choć wpływ ten jest relatywnie

mniej w porównaniu do hamowania rekrytalizacji przez wydzielenia Nb(C,N) indukowane odkształceniem, to jednak znaczne wydzielenie Nb w roztworze może efektywnie hamować rekrytalizację podczas walcowania w warunkach przemysłowych prowadząc do określenia tzw. temperatury zatrzymania rekrytalizacji RST (Recrystallization Stop Temperature) związanej ściśle z procesem wydzielenia. Analiza prostego modelu zakładającego występowanie RST dla czasu 5% rekrytalizacji ( $t_{0,05x}$ ) tj. gdy jest on równy czasowi 5% wydzielenia ( $t_{0,05}$ ) indukowanego odkształceniem, pozwala na podstawie zależności (3.76) określić wpływ zmiennych procesowych na występowanie RST (rys. 2.36). Oddziaływanie stężenia Nb w roztworze na czasy  $t_{0,05x}$  i  $t_{0,05}$ , a w konsekwencji na wartość RST analizowano dla przypadku austenitu zrekrystalizowanego do wielkości ziarna ok. 40  $\mu\text{m}$ . Czasy  $t_{0,85x}$  dla uzyskania 85% frakcji zrekrystalizowanej zaznaczono na wykresach liniami przerywanymi.

Dodatkowo wprowadzono pojęcie RLT (Recrystallization Limit Temperature) charakteryzujące przecięcie linii przerywanych dla  $t_{0,85x}$  z krzywymi odpowiadającymi 5% wydzieleniu, które definicyjnie określa dolną granicę temperatury procesu zapewniającą jeszcze całkowitą choć de facto 85% frakcję zrekrystalizowanego austenitu odkształconego plastycznie. Hansen [217] stwierdził, że wydzielenie Nb(C,N) po granicach ziarn  $\gamma$  indukowane odkształceniem plastycznym zachodzi w czasach krótszych o rząd wielkości niż wydzielenie w osnowie. Może to wpływać na zwiększenie różnicy temperatury między RLT i RST o ok. 25% więcej niż to wykazano na wykresie (rys. 2.36).



**Rysunek 2.36.** . Interakcja procesu rekrytalizacji statycznej i wydzielenia w osnowie  $\gamma$  w zależności od stężenia Nb w stali zawierającej 0,07% C i 0,004% N walcowanej z gniotem 15% i  $\dot{\epsilon} = 10\text{s}^{-1}$  [14]

Wyniki te potwierdzają obserwacje Dutty i Sellarsa [219] wskazujące na różnice temperatury rzędu 60°C między RLT i RST oraz wyższe wartości RLT od obliczonych z procesu wydzielania w osnowie indukowanego odkształceniem, w przypadku przemysłowych prób walcowania na gorąco. Analiza zależności modelowych Dutty i Sellarsa [14] obliczonych krzywych początku wydzielania i kinetyki rekrytalizacji dla przypadku zupełnej rozpuszczalności Nb w roztworze  $\gamma$  pozwala na praktyczne przewidywanie dolnej granicznej temperatury całkowitej rekrytalizacji (RLT), jak również górnej temperatury efektywnego jej wyeliminowania (RST). Ponadto obliczenia wykazały, że RST zależy głównie od odkształcenia odpowiadającego pierwszym przepustom wykańczającym w procesie walcowania, jak również od wielkości ziarn austenitu kształtowanych w stadium wstępnego walcowania na gorąco.

W pracy [17] weryfikowano m. in. przyjętą tezę, że wstępne przepusty walcownicze przyspieszają ok. 5-cio krotnie wydzielanie Nb(C,N) w stalach HSLA po odkształceniu wykańczającym w porównaniu do podobnych procesów walcowania przeprowadzonych bezpośrednio po chłodzeniu z temperatury nagrzewania do walcowania na gorąco. Stwierdzono przede wszystkim, że wydzielanie Nb(C,N) wywołane odkształceniem prowadzi do maksymalnego umocnienia austenitu, gdy wydzielania mają wielkość ok. 2÷3 nm niezależnie od składu chemicznego badanych stali lub warunków poprzedniego nagrzewania do walcowania lub schematu walcowania wstępnego. Maksymalne umocnienie zachodzi we wczesnym stadium wydzielania, oszacowanym na 5÷15% wydzielań równowagowych, a przyrost umocnienia zmniejsza się gwałtownie gdy wielkość cząstek rośnie. Czas izotermicznego wytrzymania, przy którym uzyskuje się maksimum umocnienia po odkształceniu wykańczającym jest zależny od warunków poprzedniego nagrzewania i etapu walcowania wstępnego. Czas ten zmniejsza się z obniżeniem temperatury nagrzewania lub temperatury etapu wstępnego walcowania. Niemniej mechanizmy odpowiedzialne za kinetykę wydzielania Nb(C,N) po odkształceniu wykańczającym nie są jednoznaczne. Obserwowano również zależność temperaturową tworzenia się skupisk (clustering) atomów Nb i C (lub N) w osnowie roztworu  $\gamma$ . Uzyskane wyniki potwierdzają ogólnie wpływ stanu strukturalnego austenitu wywołanego wstępnym etapem walcowania na wyznaczone kinetyki wydzielania, a tym samym na temperatury charakterystyczne RLT i RST analizowane we wcześniejszych badaniach.

Jakkolwiek wydzielanie izotermiczne jest przedmiotem często podejmowanych prac badawczych w kontekście przemysłowych procesów przeróbki plastycznej na gorąco to już



zdecydowanie mniej prac dotyczy uwzględnienia ciągłego chłodzenia po odkształceniu i określenia wpływu tych warunków procesu na kinetykę wydzielenia węglikoazotków wprowadzonych do stali HSLA mikrodotatków stopowych. Potrzeba określenia charakterystyk wydzielenia przy ciągłym chłodzeniu tzw. krzywych CCP (Continuos - Cooling - Precipitation) została zaspokojona w pracy [53], tak aby kinetyki wydzielenia w warunkach przemysłowych mogły być dokładnie przewidywane. Podjęto sporadyczne próby, zarówno eksperymentalne jak i teoretyczne, w celu zrozumienia modelu takiego wydzielenia przy ciągłym chłodzeniu [220]. Analityczne wyznaczenie wykresów CCP wymaga znajomości czasów wydzielenia  $P_s$  i  $P_f$  podczas izotermicznego wytrzymania. Ponieważ istniejące wówczas dwie metody (Dutta, Sellars [14] oraz Liu i Jonas [214]) ograniczały się jedynie do określenia czasów wydzielenia  $P_s$ , to w analizowanej pracy [53] zaproponowano nową metodę obliczania czasu  $P_f$ . W efekcie stosując te modele można obliczyć czasy  $P_s$  i  $P_f$  podczas izotermicznego wytrzymania przy dowolnej temperaturze jeśli znane są pewne dane dotyczące czynników termodynamicznych oraz przebieg izotermiczny wykresu PTT. Determinuje to symulację procesu wydzielenia w warunkach ciągłego chłodzenia metodami stosowanymi wcześniej do badania przemian fazowych podczas ciągłego chłodzenia [221]. Modelowanie czasu  $P_s$  wydzielenia węglikoazotku niobu oparto w pracy [53] na zależności Liu - Jonasa [214] w postaci:

$$P_s = \frac{N_c a_{Nb(C,N)}^3}{D_0 \rho} (X_{Nb})^{-1} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \exp\left(\frac{\Delta G^*}{kT}\right) \quad (3.77)$$

gdzie:

$N_c$  - krytyczna ilość zarodków na jednostkę objętości,

$a_{Nb(C,N)}$  - parametr sieci Nb(C,N),

$D_0$  - czynnika częstotliwości dyfuzji,

$\rho$  - gęstość dyslokacji,

$X_{Nb}$  - molowy udział Nb w roztworze,

$Q$  - energia aktywacji dyfuzji Nb w roztworze  $\gamma$ ,

$R$  - stała gazowa,

$k$  - stała Boltzmana,

$\Delta G^*$  - krytyczna energia swobodna tworzenia zarodków.

Zależność  $P_s(T)$  ma typowy kształt litery C ze względu na konkurencyjność wyrażeń eksponencjalnych w przyjętym modelu, a mianowicie:  $\exp Q/RT$  zmniejsza się ze wzrostem

temperatury, natomiast  $\exp \Delta G^*/kT$  zwiększa się. W modelu Liu - Jonasa  $\Delta G^*$  można wyrazić jako:

$$\Delta G^* = 16 \pi [\zeta(\gamma)^3] / [3 (\Delta G_{\text{chem}} + \Delta G_{\text{e}})^2] \quad (3.78)$$

gdzie:

$\gamma$  - energia granicy międzyfazowej wydzielenie/osnowa (0,5 J/m<sup>2</sup>),

$\zeta$  - czynnik modyfikujący  $\gamma$  o wartości w zakresie 0÷1,

$\Delta G_{\text{e}}$  - energia odkształcenia objętościowego,

$\Delta G_{\text{chem}}$  - swobodna energia chemiczna.

Do określenia czasów wydzielenia  $P_f$  zastosowano w pracy [53] równanie K–J–M–A (Kołmogorow–Johnson–Mehl–Avrami) w postaci:

$$Y=1 - \exp(-bt^n) \quad (3.79)$$

gdzie:

$Y$  - udział objętościowy wydzieleni,

$b$  - stała prędkości zarodkowania,

$n$  - wykładnik czasu.

Uwzględniając model zarodkowania i wzrostu wydzielenia, jak również przyjęcie założenia, że prędkość zarodkowania na jednostkę objętości jest stała podczas całego procesu wydzielenia otrzymuje się ostateczną postać równania (3.79):

$$Y = 1 - \exp \left\{ -\frac{16\sqrt{2}}{15} \pi \frac{X_{Nb} \varrho}{a^3} D_o^{5/2} \left( \frac{C_M - C_I}{(r_s - 1)^3 (C_p - C_I)} \right)^{1/2} \exp \frac{(-2,5Q)}{RT} \exp \left( -\frac{\Delta G^*}{kT} \right) t^{5/2} \right\} \quad (3.80)$$

gdzie:

$C_M$  - stężenie pierwiastka rozpuszczonego w osnowie,

$C_I$  - stężenie atomów wydzielenia na granicy międzyfazowej,

$C_p$  - stężenie atomów wydzielenia w roztworze,

$r_s$  - promień wydzielenia.

Analiza kinetyczna tego równania wskazuje, że wykładnik czasu ( $n$ ) wynosi 2,5 gdy wydzielenie kontrolowane jest procesem zarodkowania i wzrostu tych zarodków ze stałą prędkością. Natomiast stała prędkości zarodkowania ( $b$ ) jest kompleksową funkcją temperatury. Wynika z tego, że rzeczywiste procesy wydzielenia nie mogą być przedstawione przez pojedyncze wartości stałej prędkości i wykładnika czasu, ponieważ oba te parametry zmieniają się z temperaturą badania i utworzoną frakcją wydzieleni [222]. Ponieważ dostępne kinetyki wydzielenia nie są wystarczająco dokładne, trudno jest wprowadzić odpowiednie

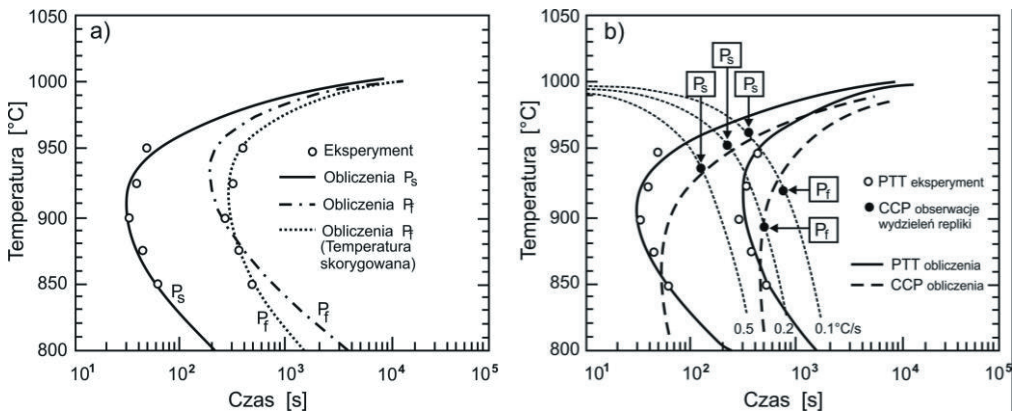
wartości do zależności  $b$  i  $n$  od czasu i temperatury. Dlatego często wykorzystuje się wartości średnie z danych izotermicznych PTT do określania nieznanymi parametrów  $N$  i  $q$  w obliczeniach czasów  $P_f$  dla badanego zakresu temperatury.

Modelowanie wykresów CCP z danych izotermicznych PTT pozwoliło na obliczenie czasu początku i końca wydzielania w badanym zakresie temperatury między innymi dla stali C-Mn-Nb o zawartości 0,067% C, 1,23% Mn i 0,040% Nb [53]. Przebieg wydzielania izotermicznego określono na podstawie próby ściskania na gorąco wykorzystując skomputeryzowany system badania materiałów na symulatorze Gleeble. Natomiast do określenia przebiegu wydzielania podczas ciągłego chłodzenia zastosowano dylatometr z funkcją odkształcania na gorąco i układem do szybkiego chłodzenia. Temperatura austenityzowania w obu próbach wynosiła 1150°C z tym, że próbki dylatometryczne chłodzono do temperatury 1000°C, odkształcano z gniosem 5% i  $\dot{\epsilon}$  ok. 0,1 s<sup>-1</sup>, a następnie chłodzono w sposób ciągły z prędkością od 0,1°C/s do ok. 5°C/s. Badania izotermiczne procesu wydzielania w próbach ściskania prowadzono metodą relaksacji naprężeń. Na ich podstawie określono czasy  $P_s$  i  $P_f$  dla stali C-Mn-Nb w zakresie 850÷950°C, w przedziałach co 25°C (rys. 2.37a). Z danych doświadczalnych PTT oszacowano nieznanymi parametr  $q$ , a uśrednioną jego wartość ok.  $1,6 \cdot 10^{12} \div 2,1 \cdot 10^{13} \text{ cm}^{-2}$  przyjęto do obliczeń krzywych  $P_s$  i  $P_f$  dla całego zakresu temperatury badania. Tak określona gęstość dyslokacji  $q$  wydaje się być jednak zawyżona - zważywszy, że w metalach mocno odkształconych wynosi ona ok.  $10^{12} \text{ cm}^{-2}$  [223]. Ponieważ stała prędkości zarodkowania jest proporcjonalna do exp. energii aktywacji to małe zmiany tej wartości prowadzą do dużych różnic w gęstości dyslokacji. Tym bardziej, że wartość energii aktywacji stosowana w tych obliczeniach była określona doświadczalnie w warunkach stacjonarnych bez odkształcenia [224]. Obliczone czasy  $P_f$  są znacznie bliższe danych doświadczalnych w przypadku uwzględnienia zależności gęstości dyslokacji od temperatury procesu (rys. 2.37a).

Wszystkie krzywe PTT mają klasyczny kształt litery C co wynika ze współzawodnictwa między siłą pędną dla wydzielania, a prędkością dyfuzji. Siła pędna zależna jest od stopnia przesylenia wydzielającego się pierwiastka. W wyższym zakresie temperatury mniejsze przesylenie obniża prędkość zarodkowania i dłuższe czasy potrzebne są wtedy do wydzielania. Natomiast w niższym zakresie temperatury mały współczynnik dyfuzyjności wydzielonego pierwiastka powoduje analogiczny wzrost czasu wydzielania. Analityczne krzywe CCP przedstawiono na wykresach (rys. 2.37b). Kształty wykresów CCP są podobne do wykresów PTT za wyjątkiem zakresu niższej temperatury. Podczas chłodzenia ciągłego czasy początku

i końca wydzielania przesuwają się w prawo tj. do dłuższych czasów i niższej temperatury w porównaniu z wykresami PTT. Tendencja ta wynika z dużego stopnia przechłodzenia niezbędnego do zapoczątkowania wydzielania podczas chłodzenia materiału. Stopień przechłodzenia zależy wprost od prędkości chłodzenia, tj. dla większej prędkości chłodzenia niezbędne jest większe przechłodzenie konieczne do zapoczątkowania wydzielania.

Praktyczne znaczenie przesunięcia krzywych CCP na prawo od krzywych PTT wykorzystuje się często do wyznaczenia temperatury RST w danych warunkach odkształcenia plastycznego na gorąco [14].



**Rysunek 2.37.** Krzywe PTT i CCP wyznaczone eksperymentalnie i analitycznie: a) - czasy  $P_s$  i  $P_f$  obliczone na bazie teorii zarodkowania i wzrostu dla średnich wartości gęstości dyslokacji, b) - czasy  $P_s$  i  $P_f$  określone metodą doświadczalną analizy replik ekstrakcyjnych dla prędkości chłodzenia w zakresie  $0,1 \div 0,5^\circ\text{C/s}$  oraz analitycznie [53]

Zaawansowany model kinetyczny wydzielania Nb(C,N) indukowanego odkształceniem plastycznym na gorąco przedstawiono w pracy [215]. Prezentowany model bazuje na klasycznej teorii zarodkowania [225] oraz uwzględnia zmiany wywołane stanem dyslokacji. Podstawowym założeniem modelu jest heterogeniczne zarodkowanie wydzieleni na węzłach dyslokacji. Główną zaletą tego modelu jest kompleksowy opis frakcji objętościowej wydzielania, jak również ewolucji wielkości wydzieleni. Stwarza to możliwość jednoczesnej analizy tego modelu z modelem rekrytalizacji w celu otrzymania satysfakcjonujących danych warunkujących wyjaśnienie zmian mikrostrukturalnych podczas wysokotemperaturowego odkształcenia plastycznego. W szczególności proponowany model bazuje na następujących założeniach:

- rozkład dyslokacji w osnowie jest równomierny i tworzą one trójwymiarową sieć dyslokacyjną. Węzły dyslokacji dostarczają niejednorodnych miejsc do zarodkowania wydzielen. Wyniki wcześniejszych prac [226, 227] wskazywały na niejednorodne wydzielanie NbC na defektach struktury sieciowej, takich jak: subgranice lub dyslokacje,
- wydzielania NbC są sferyczne i krytyczny promień dla ich zarodkowania na dyslokacjach jest taki sam jak dla sieci. Ponieważ wzrost wielkości wydzielen na dyslokacjach jest bardzo szybki to wielkość promienia zarodkowania wydzielen ma nieistotny wpływ na ogólny przebieg wydzielania,
- stechiometryczny skład wydzielen NbC i Nb(C,N) i ich rozpuszczalność określono z warunków termodynamicznych,
- postęp wydzielania określa dyfuzyjność Nb, która jest o ok. 8÷9 rzędów wielkości niższa od analogicznej dla C lub N [216].

Szybkość zarodkowania  $(dN/dt)_{nuct.}$  jest wyrażona zgodnie z klasyczną teorią zarodkowania [225] zależnością:

$$\frac{dN}{dt} |_{nuct.} = N_o Z \beta' \exp\left(-\frac{\Delta G}{kT}\right) \exp\left(-\frac{\tau}{t}\right) \quad (3.81)$$

gdzie:

$N_o$  - liczba miejsc dla niejednorodnego zarodkowania,

$Z$  - czynnik Zeldovicha (ok. 1/20),

$k$  - stała Boltzmana,

$\beta$  - atomowa częstość drgań,

$\tau$  - czas inkubacji.

Parametr  $N_o$  reprezentuje w istocie liczbę węzłów sieci dyslokacji i może być opisany wzorem [227]:

$$N_o = 0,5 \rho^{1,5} \quad (3.82)$$

gdzie:

$\rho$  - gęstość dyslokacji.

W początkowym stadium wydzielania  $\rho$  można wyrazić wzorem:

$$\rho = \left(\frac{\sigma - \sigma_y}{M\alpha_{ub}} f p\right)^2 \quad (3.83)$$

gdzie:

$\sigma$ ,  $\sigma_y$  - odpowiednio: naprężenie płynięcia i granica plastyczności w temperaturze odkształcenia,

M - czynnik Taylora (3,1 dla sieci A1),

$\alpha$  - stała = 0,15,

$f_p$  - czynnik gęstości dyslokacji.

Konsekwentnie przyjęto w modelu kinetyczną ewolucję promienia wydzielen  $dR_p/dt$  opisaną zależnością:

$$\frac{dR_p}{dt} \Big|_{nuc1.} = \frac{DC_{Nb} - C_{Nb}^e \exp(R_o/R)}{RC_{Nb}^p - C_{Nb}^e \exp(R_o/R)} + \frac{1dN}{Ndt} (\eta R_c - R) \quad (3.84)$$

gdzie:

$$R_o = \frac{2\gamma V_m}{R_c T}$$

$C_{Nb}^p$  - stężenie Nb w wydzieleniu,

$\eta$  - czynnik określający wielkość utworzonego zarodka,

$R_c$  - krytyczny promień dla zarodkowania,

$V_m$  - molowa objętość wydzielen,

$C_{Nb}$  - stężenie molowe Nb w roztworze,

$C_{Nb}^e$  - stężenie równowagowe Nb w temperaturze wygrzewania.

Jeśli krytyczny promień zarodka osiąga średni promień wydzielenia to rozpoczyna się etap intensywnego wzrostu wielkości wydzielen (coarsening) uwarunkowany dyfuzją kanalikową wzdłuż rdzenia dyslokacji. Dlatego też w tym etapie wydzielenia efektywny współczynnik dyfuzji  $D_{eff}$  uwzględnia zarówno dyfuzję sieciową jak i kanalikową. Addytywny wpływ obu współczynników dyfuzji ujęto zależnością:

$$D_{eff} = D_p \pi R_{core}^2 \rho + D(1 - \pi R_{core}^2 \rho) \quad (3.85)$$

gdzie:

$D_p$  - współczynnik dyfuzji kanalikowej,

$R_{core}$  - promień rdzenia dyslokacji.

Efektywna dyfuzyjność stosowana jest do obliczeń promienia, liczby i gęstości wydzielen.

Szybkość wzrostu wielkości wydzielen ujęto zależnością:

$$\frac{dR}{dt} \Big|_{coars.} = \frac{4C_{Nb}^e R_o D_{eff}}{27C_{Nb}^p - C_{Nb}^e R^2} \quad (3.86)$$

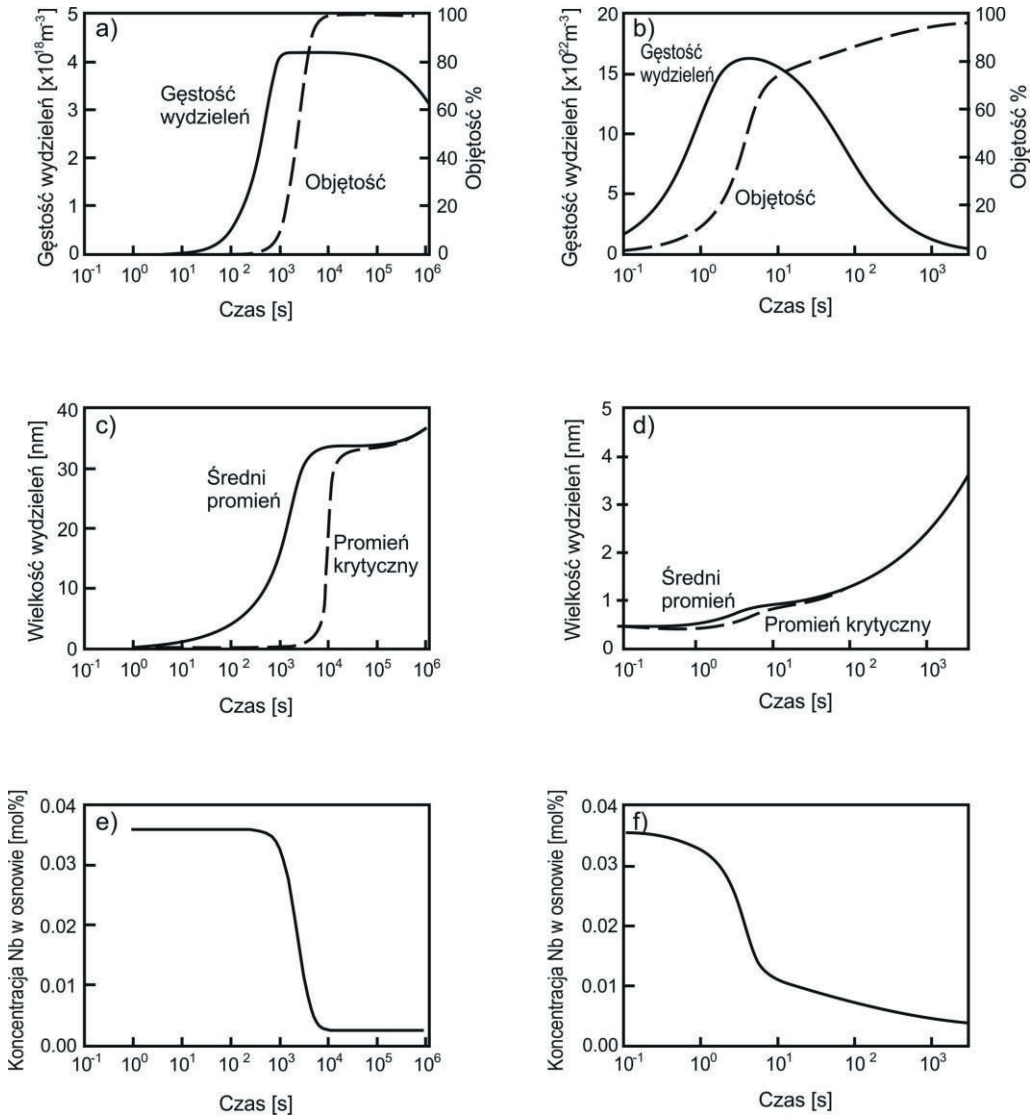
W przypadku wydzielenia w stalach nieodkształconych plastycznie na gorąco, proces wydzielenia jest podobny za wyjątkiem etapu zarodkowania, które zachodzi w sposób jednorodny. Implikuje to w tym przypadku wyrażenie gęstości miejsc zarodkowania ( $N_o$ ) jako liczby atomów na jednostkę objętości zamiast liczby węzłów dyslokacyjnych. Również

efektywny współczynnik dyfuzji jest zastąpiony współczynnikiem dyfuzji sieciowej. Kinetykę procesu wydzielania w stali mikrostopowej C-Mn-Nb o zawartości 0,084% C, 0,015% N i 0,06% Nb, nieodkształconej i odkształconej na gorąco przedstawiono na rys. 2.38. Stal austenitizowano w 1300°C, a następnie chłodzono do temperatury 950°C, w której stal odkształcono ( $\epsilon = 0,33$ ) lub wytrzymaowano izotermicznie. Ewolucje gęstości wydzielen i ich udziału objętościowego pokazano na rys. 2.38a,b. Jest oczywiste, że obecność dyslokacji w stanie odkształconym plastycznie oferuje większą liczbę miejsc niejednorodnego zarodkowania i stąd większą gęstość wydzielen (rys. 2.38b) niż w stanie nieodkształconym (rys. 2.38a). Dodatkowo, zapoczątkowanie wydzielania w stanie odkształconym jest znacznie wcześniejsze, o ok. trzy rzędy wartości czasu w porównaniu ze stanem nieodkształconym. Podobnie prędkość wzrostu wielkości wydzielen jest znacznie większa po odkształceniu niż w stanie nieodkształconym. Należy też zaznaczyć, że gęstość wydzielen w austenicie odkształconym szybciej osiąga maksimum i zmniejsza się podczas gdy objętość frakcji wydzielonej dalej rośnie. Jest to przebieg zupełnie różny od analogicznego dla austenitu nieodkształconego, w którym gęstość wydzielen osiąga maksimum kiedy proces wydzielania jest prawie kompletny (ok. 100% obj.). Wynika to przede wszystkim z oddziaływania dyslokacyjnej dyfuzji kanalikowej na kinetykę wzrostu wielkości wydzielen. Ewolucja wielkości wydzielen (rys. 2.38c, d) wskazuje wyraźnie na występowanie strefy inicjującej zarodkowanie i wstępny wzrost zarodków, jak również jej wyczerpanie i rozpoczęcie intensywnego wzrostu wielkości wydzielen.

Z rys. 2.38d wynika, że wydzielanie w stali odkształconej na gorąco charakteryzuje krótki czas zarodkowania i wzrostu. Średni promień wydzielen jest wyraźnie większy w stali nieodkształconej niż odkształconej na gorąco pomimo wolniejszej kinetyki wydzielania w przypadku austenitu nieodkształconego. Jest to z kolei wynikiem niskiej energii aktywacji, typowej dla procesów wydzieleniowych na dyslokacjach, warunkującej dużą prędkość zarodkowania w stali odkształconej plastycznie. Prowadzi to do wysokiej gęstości wydzielen nawet we wczesnych etapach wytrzymania izotermicznego. Konsekwentnie duża gęstość wydzielen zapewnia ich minimalny promień. Zmiany stężenia Nb w osnowie roztworu  $\gamma$ , w funkcji czasu (rys. 2.38e, f) są bezpośrednią konsekwencją ewolucji frakcji objętościowej wydzielen. Jeśli zwiększa się udział objętościowy wydzielen w osnowie austenitycznej to stężenie Nb w tej osnowie monotonicznie maleje.

Analizowany model kinetyczny wydzielania wykorzystano również do weryfikacji danych eksperymentalnych w cytowanej wcześniej pracy Hansena [217]. Wyznaczone

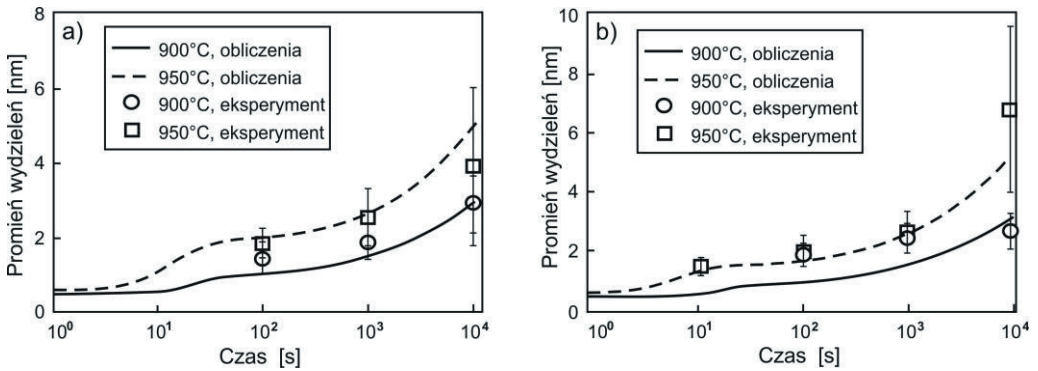
eksperymentalnie i analitycznie krzywe kinetyczne wielkości wydzieleni dla stali mikrostopowych o niskiej (0,031%Nb) i wysokiej (0,095%Nb) zawartości niobu przedstawiono na rys. 2.39.



**Rysunek 2.38.** Kinetyka wydzielenia w stali mikrostopowej typu C-Mn-Nb austenitzowanej w  $1300^\circ\text{C}$ , chłodzonej do  $950^\circ\text{C}$  i wygrzewanej w stanie nieodkształconym (a, c, e), lub odkształconej przy tej temperaturze z  $\varepsilon=0,33$  (b, d, f) [215]



Stale były austenitizowane w 1250°C, a następnie chłodzone do temperatury 950°C, w której odkształcono je metodą walcowania z gniosem 50% ( $\epsilon=0,8$ ) przy prędkości  $\dot{\epsilon}=2,6 \text{ s}^{-1}$  po czym następowało wytrzymanie izotermiczne. Stała temperatura i prędkość odkształcenia wskazują, że eksperyment prowadzono przy stałej wartości parametru Zenera-Hollomona.



**Rysunek 2.39.** Zależność promienia wydzieleni od czasu izotermicznego wytrzymania dla stali C-Mn-Nb o zawartości 0,033% Nb (a) i 0,095% Nb (b). Dane eksperymentalne bazują na pracy [217] natomiast analityczne - na prezentowanym modelu kinetyki wydzielenia [215]

Biorąc pod uwagę eksperymentalny rozrzut wyników należy stwierdzić, że prezentowany model kinetyczny wydzielenia zapewnia bardzo dobrą zgodność z wynikami eksperymentalnymi choć dla stali o wysokiej zawartości Nb występują pewne dewiacje przy temperaturze 900°C i krótszych czasach wytrzymania izotermicznego. Proponowany model może być stosowany z powodzeniem do określania kinetyki wydzielenia faz węglkowych lub węglikoazotkowych w przypadku większości wprowadzanych do stali HSLA mikrododatki stopowych, szczególnie w procesach regulowanego walcowania lub obróbki cieplno-mechanicznej, w których z reguły stosowane są obniżone zakresy temperatury końca walcowania.

### 3. Teza, cel i zakres pracy

Analiza literatury z zakresu badań zjawisk umocnienia i rekrytalizacji w stalach konstrukcyjnych z mikrodotatkami poddanych obróbce cieplno-plastycznej pozwala na stwierdzenie, że są one determinowane głównie składem chemicznym i strukturą austenitu, a w szczególności jego stanem fazowym, uzależnionym od parametrów wysokotemperaturowego odkształcenia plastycznego i międzyoperacyjnego chłodzenia. Efekty odkształcenia i rekrytalizacji austenitu są dziedziczone przez produkty przemian strukturalnych i oddziałują istotnie na własności mechaniczne wyrobów otrzymywanych w procesach technologicznych przeróbki plastycznej na gorąco. Stąd głównym celem pracy jest określenie wpływu parametrów odkształcenia plastycznego na gorąco na stan strukturalny austenitu jako efekt procesów umocnienia, rekrytalizacji i wydzielania w stalach konstrukcyjnych z mikrodotatkami.

Na podstawie analizy studialnej literatury krajowej i zagranicznej, obejmującej tematykę wysokotemperaturowego odkształcenia plastycznego i towarzyszących mu zmian struktury austenitu stali konstrukcyjnych z mikrodotatkami, jak również badań własnych autora dotyczących tego zagadnienia [83 ÷ 127] przyjęto następującą tezę pracy:

**Stan strukturalny i właściwości mechaniczne austenitu wysokotemperaturowego odkształcanych plastycznie stali konstrukcyjnych z mikrodotatkami są wynikiem synergicznego oddziaływania mechanizmów umocnienia, rekrytalizacji dynamicznej i statycznej, jak również procesów wydzielania, których udział i efekt determinowany jest składem chemicznym stali oraz parametrami odkształcenia plastycznego na gorąco. Modelowanie matematyczne naprężeń uplastyczniających i mikrostruktury oraz symulacja fizyczna procesów odkształcenia na gorąco pozwala natomiast explicite na przewidywanie ewolucji struktury i kształtowanie żądanych własności mechanicznych gotowych wyrobów w określonych technologiach przeróbki plastycznej.**

Zweryfikowanie przyjętej tezy wymaga przeprowadzenia kompleksowych badań eksperymentalnych oraz wykorzystania elementów modelowania matematycznego i strukturalnego do analizy naprężeń uplastyczniających, jak również weryfikacji strukturalnej austenitu wysokotemperaturowego podczas odkształcenia plastycznego i po jego zakończeniu do zapoczątkowania przemian fazowych badanych stali w procesie chłodzenia.

Zastosowanie zróżnicowanych metod badań właściwości mechanicznych, jak próby skręcania i osiowego ściskania na gorąco pozwoliło na określenie wpływu parametrów odkształcenia plastycznego na umocnienie austenitu badanych stali oraz kinetykę procesów jego rekrytalizacji i wydzielania. Badania strukturalne umożliwiły natomiast ujawnienie składu fazowego stali, struktury i wielkości ziarna fazy  $\gamma$  oraz identyfikację faz międzywęzłowych wprowadzonych do stali mikrododatków Nb i Ti.

Zakres pracy obejmuje:

- przeprowadzenie badań plastometrycznych metodą skręcania i osiowego ściskania na gorąco na próbkach ze stali konstrukcyjnych z mikrododatkami w funkcji składu chemicznego stali oraz temperatury, stopnia i prędkości odkształcenia, a także czasu wytrzymania izotermicznego,
- wyznaczenie krzywych kinetyki rekrytalizacji statycznej (RTT) i wydzielania (PTT) metodą sekwencyjnego skręcania na plastometrze skrętnym oraz metodą relaksacji naprężeń na symulatorze termomechanicznym Gleeble,
- przeprowadzenie obserwacji strukturalnych badanych stali w zakresie mikrostruktury, głównie fazy  $\gamma$  na różnych etapach jej umocnienia odkształceniowego i rekrytalizacji, jak również uzyskanej w wyniku przemiany  $\gamma \rightarrow \alpha'(\alpha)$ ,
- identyfikację wydzielen metodą dyfrakcji rentgenowskiej i elektronowej,
- analizę jakościową i ilościową faz międzywęzłowych wprowadzonych do stali mikrododatków Nb i Ti przy wykorzystaniu mikroskopii elektronowej typu transmisyjnego i skaningowego,
- analizę fenomenologicznego opisu odkształcenia na gorąco badanych stali z mikrododatkami głównie przy wykorzystaniu modelu reologicznego Sellarsa,
- symulację fizyczną procesu walcowania sekwencyjnego ceownika oszczędnościowego [240E metodą plastometryczną skręcania na gorąco,
- analizę struktury i własności mechanicznych ceowników oszczędnościowych typu 240E ze stali S355NL (oznaczonej jako K1), uzyskanych w wyniku modyfikacji technologii walcowania w warunkach przemysłowych.

## 4. Badania własne

### 4.1. Materiał do badań i operacje technologiczne

Badania przeprowadzono na stalach konstrukcyjnych mikrostopowych typu HSLA (High Strength Low Alloy) o strukturze ferrytyczno-perlitycznej, jak również stalach z mikrododatkami o strukturze perlitycznej. Stale pochodziły z wytopów przemysłowych byłej Huty Katowice i Huty Częstochowa. Skład chemiczny, oznaczenia stali oraz postać i stan dostarczenia wyrobów do badań zestawiono w tablicy 4.1 i 4.2. Wyroby dostarczono głównie w stanie surowym po walcowaniu na gorąco, jak również po procesie regulowanego walcowania według wariantu zaproponowanego w niniejszej pracy.

Operacje technologiczne obejmowały proces przemysłowy regulowanego walcowania ceowników oszczędnościowych typu 240E realizowany w Walcowni Dużej Huty Katowice. Procesowi regulowanego walcowania poddano stal gatunku 18G2ANb (wg. PN-86/H-84018), aktualnie S355NL (wg. PN-EN), którą oznaczono symbolem K1. Skład chemiczny badanej stali podano w tablicy 4.1. Technologia badanych ceowników obejmowała nagrzewanie wlewków do temperatury austenitzowania 1230°C w czasie 6- ciu godzin, następnie ich walcowanie w piętnastu przepustach na walcarki typu zgniatacz, na kęsy o wymiarach 350 x 385 mm stanowiące wsad do Walcowni Ciągłej Kęsisk. Po kolejnym walcowaniu na gorąco kęsiska o wymiarach 200 x 220 x 5300 mm stanowiły wsad do procesu regulowanego walcowania profilu typu [240E w Walcowni Dużej.

Proponowany w pracy program regulowanego walcowania badanych ceowników zakładał, zgodnie z kalibrowaniem przemysłowym (W.D. Huty Katowice), walcowanie na gorąco według pięciu wariantów różniących się temperaturą nagrzewania wsadu oraz czasem przetrzymywania pasma między poszczególnymi walcarkami. Warunkowało to temperaturę końca walcowania w zakresie 850÷950°C. Temperaturę nagrzewania wsadu zmieniano od 1180°C do 1220°C, natomiast czas wytrzymywania pasm na kłatkach Z2 I D1 - w zakresie od 30s do 50s.

**Tablica 4.1. Skład chemiczny badanych stali konstrukcyjnych z mikrodotatkami o strukturze ferrytyczno - perlitycznej**

Lp.	Materiał do badań			Stężenie pierwiastków, % masowy															
	Gatunek stali		Postać	Stan dostarczenia	Oznaczenie stali	C	Mn	Si	P	S	Cr	Nb	V	Ti	B	N	Al	Cu	
	Wg. PN	Wg. PN-EN																	
1			blacha	walcowany na gorąco, HCz	B1	0,15	1,03	0,25	0,018	0,009	-	0,017	0,05	-	<0,001	0,0070	0,040	-	
2			blacha	walcowany na gorąco, HCz	B2	0,16	1,25	0,32	0,023	0,019	-	0,030	0,01	-	<0,001	0,0060	0,042	-	
3			kęsisko/kształtownik	walc. na gorąco/walc. regulow., HK	K1	0,19	1,35	0,35	0,035	0,018	-	0,040	-	-	-	-	0,060	-	
4			kęsisko	walcowany na gorąco, HCz, HK	K2	0,17	1,41	0,30	0,025	0,012	-	0,050	-	-	-	-	0,004	-	
5			ceownik	walcowany na gorąco, HK	G1	0,16	1,48	0,29	0,030	0,017	0,020	0,037	0,002	0,004	<0,001	0,0098	0,010	0,049	
6			szyna	walcowany na gorąco, HK	S9	0,38	1,52	0,63	0,027	0,012	0,56	0,030	-	0,11	-	-	-	-	
7			wg PN-86/H-84018		18G2ANb	max 0,20	1,10+ 1,60	0,20+ 0,55	0,055+ 0,030	0,035+ 0,030	0,30	0,020+ 0,050	-	-	-	-	min 0,02	-	
8			wg PN-EN		S355NL	max 0,20	max 1,65	max 0,50	0,035	0,030	0,30	0,05	0,12	0,03	-	0,015	min 0,02	max 0,30	

HCz - Huta Czestochowa, HK - Huta Katowice

**Tablica 4.2.** Skład chemiczny badanych stali konstrukcyjnych z mikrodotatkami o strukturze perlitycznej

Lp.	Material do badań			Stężenie pierwiastków, % masowy												
	Gatunek stali		Postać	Stan dostarczenia	Oznaczenie stali	C	Mn	Si	P	S	Cr	Nb	V	Ti	B	N
	wg ** PN	wg *** PN-EN														
1					S0	0,70	1,18	0,35	0,024	0,013	0,30	-	-	-	-	-*
2					S2	0,68	1,14	0,33	0,021	0,020	0,30	-	0,09	-	-	-*
3					S1	0,66	1,02	0,26	0,029	0,021	0,30	-	0,10	-	-	0,0080
4					S3	0,65	1,24	0,39	0,020	0,023	0,30	-	0,09	-	0,008	-*
5	St90PA	900A	Szyny UIC60	walcowany na gorąco HK	S4	0,66	1,30	0,43	0,028	0,012	0,41	-	0,02	0,020	-	0,0015
6					S5	0,67	1,02	0,25	0,017	0,015	0,30	-	-	0,020	0,002	0,0024
7					S6	0,68	1,12	0,85	0,035	0,016	0,86	-	-	-	-	-*
8					S7	0,79	1,19	0,53	0,026	0,012	0,91	-	0,09	-	-	-*
9					S8	0,67	1,31	0,48	0,032	0,020	0,79	0,02	-	-	-	-*

\* - pierwiastek nieoznaczony, „-” stężenie pierwiastków V, Ti, B < 0,001, Cu ≤ 0,02=0,05, Al ≤ 0,003

\*\* - PN-70/H-93421

\*\*\* - PN-EN 13674-1:2011

## 4.2. Metodyka badawcza

W pracy zastosowano metody badawcze i modele reologiczne do opisu procesów i określenia mechanizmów umocnienia austenitu wysokotemperaturowego oraz kinetyki rekrytalizacji dynamicznej, statycznej i wydzielania w badanych stalach odkształcanych na gorąco. Komplementarnie stosowano typowe metody badań mikrostruktury oraz własności mechanicznych gotowych wyrobów otrzymanych w konwencjonalnych i modyfikowanych technologiach walcowania przemysłowego.

W szczególności, dla zrealizowania celu pracy wykorzystano następujące techniki badawcze:

- badania plastometryczne,
- modelowanie matematyczne i strukturalne procesu odkształcenia plastycznego na gorąco oraz procesów rekrytalizacji i wydzielania,
- symulację fizyczną procesów walcowania na gorąco kształtowników oszczędnościowych metodą plastometryczną skręcania na gorąco,
- badania dylatometryczne,
- badania metalograficzne,
- badania strukturalne metodą dyfrakcji rentgenowskiej i elektronowej oraz mikroanalizy rentgenowskiej i elektronowej mikroskopii skaningowej,
- badania własności mechanicznych.

### 4.2.1. Badania plastometryczne

Badania plastometryczne procesów wysokotemperaturowego odkształcenia plastycznego fazy  $\gamma$  stali konstrukcyjnych mikrostopowych przeprowadzono metodą skręcania oraz osiowosymetrycznego ściskania [25, 178, 229, 231]. Zastosowanie zróżnicowanych technik badawczych pozwoliło na komplementarną analizę procesów odkształcenia plastycznego i rekrytalizacji austenitu badanych stali. Metodę skręcania na gorąco zastosowano praktycznie dla wszystkich gatunków badanych stali, zarówno w zakresie analizy odkształceń ciągłych do zniszczenia próbek, jak i prób przerywanych - dwustopniowych w celu określenia kinetyki rekrytalizacji statycznej i wyznaczenia wykresów RTT (rekrytalizacja, temperatura, czas).

Ponadto dla stali mikrostopowej o oznaczeniu B2 i G1 wykonano badania procesu odkształcenia na gorąco, kinetyki rekrytalizacji statycznej oraz kinetyki procesów wydzielania węglików i węglikoazotków w celu wyznaczenia wykresów PTT (wydzielanie, temperatura, czas), w różnych warunkach odkształcenia austenitu i czasach wytrzymania izotermicznego między kolejnymi sekwencjami odkształcenia.

#### 4.2.1.1. Próby skręcania na gorąco

Badania wysokotemperaturowego skręcania realizowano na plastomerze skrotnym konstrukcji IMŻ - Gliwice. Do badań użyto próbek o średnicy 6 mm i długości pomiarowej 10 mm (rys.4.1).

Próby wysokotemperaturowego skręcania przeprowadzono:

- metodą ciągłego odkształcania dla wyznaczenia charakterystyk plastyczności badanych stali w układzie  $\sigma$ - $\epsilon$ , w zależności od temperatury austenitacji i odkształcenia oraz prędkości i stopnia odkształcenia,
- metodą sekwencyjnego skręcania dla określenia kinetyki rekrytalizacji austenitu po odkształceniu plastycznym i kinetyki wydzielania węglików oraz węglikoazotków mikrododatków wprowadzonych do stali mikrostopowych,
- metodą sekwencyjnego skręcania symulującego fizycznie proces walcowania przemysłowego dla określenia wpływu wielokrotnego i najczęściej addytywnego odkształcania na zmiany struktury i kinetykę rekrytalizacji austenitu.

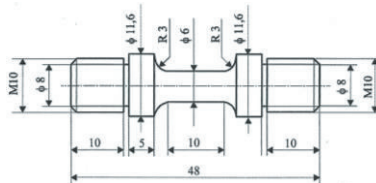
W celu wyznaczenia krzywych  $\sigma$ - $\epsilon$  austenitu badanych stali mikrostopowych wykonano próby ciągłego skręcania, które obejmowały:

- nagrzewanie do temperatury austenitowania z szybkością  $1,0^\circ/\text{s}$ ,
- austenitowanie w zakresie temperatury  $1150\div 1200^\circ\text{C}$  w czasie 360s,
- chłodzenie do temperatury odkształcania z szybkością  $v_{\text{ch}} = 1,0^\circ/\text{s}$ ,
- skręcanie próbek do zniszczenia w zakresie temperatury ( $800\div 1180^\circ\text{C}$ ) ze zróżnicowaniem co  $50^\circ\text{C}$ , stosując prędkość odkształcania od  $0,15\text{s}^{-1}$  do  $20\text{s}^{-1}$ .

Nagrzewanie próbek do temperatury austenitowania, chłodzenie oraz wytrzymanie izotermiczne w temperaturze odkształcania prowadzono w oporowym piecu grzewczym plastometru, w atmosferze argonu. Temperaturę austenitowania i odkształcania mierzono



pirometrem radiacyjnym z dokładnością  $\pm 1^\circ$ . Oziębienie próbek bezpośrednio po odkształceniu na gorąco do temperatury pokojowej realizowano strumieniem wody z układu hydraulicznego plastometru. Podczas prób skręcania rejestrowano: moment skręcający ( $M_S$ ), siłę osiową ( $P_o$ ), czas skręcania ( $\tau_o$ ) oraz liczbę obrotów ( $n$ ). Zarejestrowane parametry próby pozwoliły na wyznaczenie krzywych płynięcia  $\sigma$ - $\epsilon$ . Obliczenia naprężenia ( $\sigma$ ), jak również odkształcenia ( $\epsilon$ ) i odpowiadającego mu stopnia gniotu zrealizowano w oparciu o opracowania własne [87,115,116] i dane literaturowe [25,129÷130]. Parametry próby ciągłego skręcania na gorąco badanych stali zestawiono w tabelicy 4.3.



*Rysunek 4.1. Próbkę do badań na plastometrze skrętnym*

*Tablica 4.3. Parametry próby ciągłego skręcania na gorąco badanych stali*

Lp.	Oznaczenie stali	Parametry odkształcenia		
		Temperatura austenitizacji [°C]	Temperatura odkształcenia [°C]	Prędkość odkształcenia $\dot{\epsilon}$ [s <sup>-1</sup> ]
1.	B1	1150	850÷1050 *	0,15; 0,8; 4,4; 8,8; 18,5
2.	B2	1150	850÷1050 *	0,15; 0,8; 4,4; 8,8; 18,5
3.	K1	1200	850÷1150 *, 1180, 1150, 1100, 1150	0,13; 0,81; 3,6; 9,55; 15,9 1,3; 14,0
4.	K2	1250	850÷1150 *	0,068; 0,8; 4,6; 8,9; 13,6; 19,0
5.	S0 ÷ S9	1200	800÷1000 *	1,0; 10,0

\* temperatura stopniowana co 50°C

Próby sekwencyjnego skręcania przeprowadzono dla określenia kinetyki rekrytalizacji po odkształceniu na gorąco stali ferrytyczno-perlitycznych z mikrodotatkami Nb, Ti i N, o oznaczeniu B1, B2, K1 i S9 oraz stali perlitycznych (S0÷S8) z mikrodotatkami Nb, V, Ti, B i N oraz podwyższonym stężeniu Cr i Si (S6÷S8).

Próby skręcania sekwencyjnego (rys. 4.2) obejmowały:

- nagrzewanie do temperatury austenitowania ( $t_A$ ) z szybkością  $1,0^\circ/s$ ,
- austenitującą w zakresie temperatury ( $1130\div 1200^\circ C$ ) w czasie 360s,
- chłodzenie do temperatury odkształcania z szybkością  $1,0^\circ/s$ ,
- odkształcenie do wartości  $\epsilon_1$  w zakresie ( $800\div 1050^\circ C$ ), wytrzymanie izotermiczne w czasie od 0,7s do 2000s i kolejne odkształcenie do zniszczenia próbki.

Stopień rekrytalizacji statycznej określany również jako stopień mięknięcia, frakcja zrekrystalizowana lub stopień zaniku umocnienia odkształceniowego austenitu badanych stali wyznaczono z zależności [44, 87, 230]:

$$X(\tau) = \left( \frac{M_2 - M_3}{M_2 - M_1} \right) \cdot 100 [\%] \quad (4.1)$$

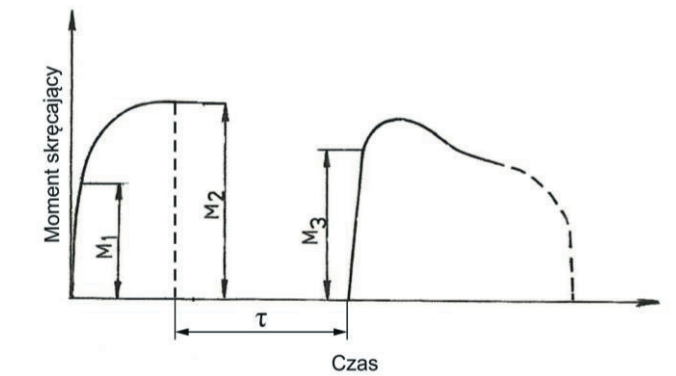
gdzie:

$X(\tau)$  - stopień rekrytalizacji

$M_2$  - maksymalny moment skręcający we wstępnym etapie odkształcania

$M_1, M_3$  - moment skręcający odpowiadający umownie granicy plastyczności materiału we wstępnym i końcowym etapie skręcania.

Wyniki badań kinetyki rekrytalizacji statycznej wykorzystano do wyznaczenia zależności stopnia rekrytalizacji od temperatury i czasu wytrzymania izotermicznego. Zależności te przedstawiono na wykresach RTT (rys. 5.21, 5.23, 5.26, 5.28, 5.34) (rozd. 5.2). Parametry próby sekwencyjnego - dwustopniowego skręcania na gorąco przedstawiono w tabelicy 4.4.



**Rysunek 4.2.** Schemat dwustopniowego skręcania na gorąco i charakterystyczne wielkości do wyznaczenia stopnia rekrytalizacji statycznej

Próby sekwencyjnego skręcania wykorzystano również do zbadania wpływu izotermicznego wytrzymania na proces wydzielania statycznego w nieodkształconym austenicie stali B2. Próbkę poddanej tej próbie austenitizowano w 1150°C, w czasie 360s, schładzano do temperatury odkształcenia 900°C z szybkością ok. 1,0°/s i wytrzymywano izotermicznie w czasie od 6s do 1800s, po czym odkształcano do  $\epsilon = \epsilon_{gr}$ . Analiza wartości odkształcenia ( $\epsilon_m$ ) odpowiadającego maksymalnemu naprężeniu na krzywych  $\sigma$ - $\epsilon$  w funkcji czasu izotermicznego wytrzymania przed odkształceniem pozwoliła na ustalenie charakterystycznych czasów początku ( $P_s$ ) i końca ( $P_f$ ) procesu wydzielania w nieodkształconym austenicie stali B2 [171].

Próby sekwencyjnego skręcania stali przeprowadzono również w celu symulacji fizycznej procesu walcowania kształtownika oszczędnościowego [240E ze stali K1 w zakresie temperatury (1130÷850°C), stosując stałą prędkość odkształcenia ( $\dot{\epsilon} = 4 \text{ s}^{-1}$ ). Próby obejmowały:

- austenitizowanie stali w temperaturze 1150°C w czasie 360s, z szybkością grzania  $v=1^\circ/\text{s}$ ,
- chłodzenie do temperatury odkształcenia 1130°C ( $v_{ch}=1^\circ/\text{s}$ ),
- odkształcenie sekwencyjne symulujące przemysłowy proces walcowania ceownika oszczędnościowego typu 240E w zakresie temperatury (1130÷850°C) z optymalizacją temperatury odkształcenia na przedostatniej klatce walcowniczej (D1) (1000°C, 950°C i 900°C) oraz ostatniej klatce (D2) (900°C i 850°C),
- oziębnienie próbek w wodzie lub chłodzenie na powietrzu po określonych cyklach skręcania na gorąco.

W próbie symulacji przyjęto odkształcenie  $\epsilon=0,81$  odpowiadające wartości średniego gniotu w poszczególnych przepustach. Czasy izotermicznego wytrzymania pomiędzy kolejnymi odkształceniami odpowiadały czasom przebiegu pasma pomiędzy poszczególnymi klatkami walcowniczymi. Po 11-tym cyklu odkształcenia przeprowadzono badania kinetyki procesu rekrytalizacji statycznej badanej stali.

**Tablica 4.4. Parametry próby sekwencyjnego skręcania na gorąco badanych stali z mikrodotatkami**

Lp.	Oznaczenie stali	Temperatura austenitizacji $T_A$ [°C]	Parametry dwustopniowej próby skręcania		
			Temperatura odkształcenia $T_{def}$ [°C]	Stopień odkształcenia $\epsilon$	Prędkość odkształcenia $\dot{\epsilon}$ [s <sup>-1</sup> ]
1.	B1	1150	900÷1050*	0,68	4,4
2.	B2	1150	900÷1050*	0,68	4,4
3.	K1	1150	850 950 1050	2,04 1,36 1,09	3,6
		1130	900÷1050*	3,83 po 10-tym odkształceniu	4,0
4.	S0	1200	800÷1000*	1,22; 1,36; 1,63; 1,09	1,0
5.	S1	1200	800÷1000*	0,81; 1,09; 1,36; 1,49	1,0
6.	S7	1200	800÷1000*	1,09; 1,22; 1,36	1,0

\* - temperatura stopniowana co 50°C

#### 4.2.1.2. Próby ściskania na gorąco

Badania plastometryczne metodą osiowosymetrycznego ściskania na gorąco przeprowadzono dla stali G1 celem określenia:

- wpływu parametrów wysokotemperaturowego ściskania, takich jak: temperatury austenitizowania, temperatury, stopnia i prędkości odkształcania na przebieg krzywych płynięcia  $\sigma$ - $\epsilon$ ,
- wpływu parametrów odkształcenia na gorąco na przebieg zdrowienia i rekrytalizacji statycznej metodą relaksacji naprężeń,
- wpływu izotermicznego wytrzymania po odkształceniu plastycznym na gorąco na proces wydzielania statycznego w austenicie.

Badania osiowo - symetrycznego ściskania na gorąco zrealizowano na symulatorze Gleeble 3800 stosując próbki walcowe o średnicy 7 mm i długości 8,4 mm. Nagrzewanie próbek w symulatorze realizowano metodą oporową, w atmosferze argonu. Dla zmniejszenia współczynnika tarcia powierzchnie czołowe próbek pokrywano grafitem i folią tantalową.

Próby ściskania ciągłego do wartości  $\epsilon = 1,2$  przeprowadzono na próbkach austenitizowanych w zakresie temperatury (1100÷1250°C) i odkształczanych w zakresie temperatury (800÷1250°C) z prędkością odkształcania ( $\dot{\epsilon}$ ) ok. 1,0s<sup>-1</sup>, 3,6s<sup>-1</sup>, 9,55s<sup>-1</sup> i 18,55s<sup>-1</sup>. Bezpośrednio po próbie ściskania próbki oziębiano w wodzie, w celu zamrożenia efektów odkształcenia plastycznego na gorąco. Procesy zdrowienia i rekrytalizacji statycznej zachodzące w stali G1 badano metodą relaksacji naprężeń po odkształceniu do wartości  $\epsilon$  wynoszącej: 0,2; 0,3; 0,4 i 0,6 z prędkością  $\dot{\epsilon}=1,0$  s<sup>-1</sup> w zakresie temperatury (800÷1100°C) - tablica 4.5. Temperatura austenitizowania wynosiła 1200°C. Szybkości nagrzewania i chłodzenia oraz czasy wygrzewania w temperaturze austenitizowania i odkształcania przyjęto jak w próbach ciągłego odkształcenia.

Proces statycznego wydzielania zbadano w temperaturze 1100°C wykorzystując:

- wygrzewanie izotermiczne w czasie od 1÷1800s z końcowym odkształceniem  $\epsilon=1,0$  i prędkością  $\dot{\epsilon}=1,0$  s<sup>-1</sup>,
- wygrzewanie izotermiczne w czasie od 1÷10800s po wstępnym odkształceniu  $\epsilon=0,2$  przy  $\dot{\epsilon}=1,0$  s<sup>-1</sup>.

Symulator Gleeble wyposażony jest w zespół pomiarowy instalowany w systemie Hydrowedge, który pozwala na dokładną realizację zaprogramowanych badań. Podczas próby ściskania rejestrowana jest temperatura próbki, wartość siły działającej na próbkę oraz przemieszczenie narzędzia z częstotliwością 50 Hz. Wartość siły i przemieszczenia narzędzia jest podstawą obliczeń chwilowego naprężenia uplastyczniającego i odkształcenia.

**Tablica 4.5.** Parametry próby ściskania stali G1 z prędkością odkształcania  $\dot{\epsilon}=1,0$ s<sup>-1</sup> na symulatorze Gleeble

Lp.	Temperatura austenitizacji T <sub>A</sub> [°C]	Parametry próby ściskania	
		Temperatura odkształcenia T <sub>def</sub> [°C]	Stopień odkształcenia $\epsilon$
1.	1200	800	0,2; 0,3
2.		900	0,2, 0,4, 0,6
3.		1000	0,2, 0,3, 0,4
4.		1100	0,2, 0,3, 0,4, 0,7

Naprężenie uplastyczniające w próbie osiowosymetrycznego ściskania obliczane jest z równania [9, 230]:

$$P = \sigma_p \left( 1 + \frac{md}{3\sqrt{3}H} \right) \quad (4.2)$$

gdzie:

P - ciśnienie działające na powierzchnię podstawy próbki, obliczane ze wzoru  $P = \frac{F}{A}$ ,

F - siła działająca na próbkę,

$\bar{A}$  - średnia powierzchnia próbki (iloraz objętości do chwilowej wys. próbki),

$\sigma_p$  - naprężenie uplastyczniające,

m - czynnik tarcia,

d - chwilowa średnica próbki,

H - chwilowa wysokość próbki,

Odształcenie próbki ( $\varepsilon$ ) wyznaczane jest natomiast z zależności logarytmicznej:

$$\varepsilon = \ln \left( \frac{H}{H_0} \right) \quad (4.3)$$

gdzie:

$H_0$  - wysokość początkowa próbki,

H - wysokość końcowa próbki.

Prędkość odkształcenia ( $\dot{\varepsilon}$ ) określa zależność przyrostu odkształcenia ( $d\varepsilon$ ) w czasie ( $d\tau$ ):

$$\dot{\varepsilon} = \frac{d\varepsilon}{d\tau} \quad (4.4)$$

Dla dużych prędkości odkształcania ( $\dot{\varepsilon} > 5$ ) wartość naprężenia uplastyczniającego jest korygowana ze względu na wzrost temperatury próbki [9].

#### 4.2.1.3. Analityczny opis krzywych płynięcia i rekrytalizacji w procesie odkształcenia na gorąco

Do analitycznego opisu krzywych naprężenie-odkształcenie badanych stali odkształconych na gorąco przez skręcanie i ściskanie wykorzystano model reologiczny Sellarsa [181÷183]. Model ten uwzględnia wpływ procesu rekrytalizacji dynamicznej na wartość naprężenie płynięcia materiału odkształcanego. Zapis matematyczny modelu przedstawiono w postaci zależności (3.17, rozdz. 2.3). Zastosowany model reologiczny opisany równaniem (3.17), w którym występuje 16 współczynników  $\alpha_o$ ,  $\alpha_{ss(\varepsilon)}$ ,  $\alpha_{ss}$ ,  $n_o$ ,  $n_{sse}$ ,  $n_{ss}$ ,  $A_o$ ,  $A_{sse}$ ,  $A_{ss}$ ,  $q_1$ ,  $q_2$ ,  $C_c$ ,  $N_c$ ,

$C_x$ ,  $N_x$  i energia aktywacji ( $Q_{def}$ ) jest aktualnie najbardziej uniwersalny i najczęściej stosowany w modelowaniu procesów wysokotemperaturowego odkształcenia plastycznego i rekrytalizacji w materiałach metalicznych o małej EBU, ponieważ pozwala trafnie odzwierciedlić zachowanie się materiału podczas rekrytalizacji dynamicznej. Jednak trudności z wyznaczeniem tych współczynników są jednym z głównych czynników ograniczających powszechne stosowanie tego modelu do symulacji procesów przeróbki plastycznej. Identyfikację współczynników modelu przeprowadzono na podstawie metody analizy odwrotnej, która wykorzystuje techniki optymalizacji w celu wyznaczenia parametrów modelu. Optymalizację tych parametrów krzywej płynięcia Tegarto-Sellarsa przeprowadzono numerycznie przy pomocy projektu obliczeniowego Scilab. Natomiast do poszukiwania minimum funkcji celu wykorzystano algorytm Simplexu Neldera i Meada, stosowany w obliczeniach modelowych przez autorów pracy [184]. Do wyznaczenia współczynników tego modelu wykorzystano wyniki badania odkształcenia stali skręcanych na gorąco w ustalonych warunkach eksperymentu (tablica 4.3 i 4.4). W opisie analitycznym krzywych  $\sigma$ - $\epsilon$  dla stali G1, uzyskanych w wyniku próby jednoosiowego ściskania oprócz wpływu temperatury, prędkości i stopnia odkształcenia analizowano stan strukturalny materiału, a mianowicie: wielkość pierwotnego ziarna austenitu ( $d_0$ ), ujętą w czynniku R równania (3.17).

W modelu reologicznym zastosowano następujące równania konstytutywne opisujące:

- odkształcenie krytyczne  $\epsilon_c$  dla zapoczątkowania rekrytalizacji dynamicznej:

$$\epsilon_c = 0,88 \epsilon_m \quad (4.5)$$

- odkształcenie  $\epsilon_m$  dla wartości  $\sigma_{max}$ :

$$\epsilon_m = 4,3784 \cdot 10^{-4} d_0^{0,23909} Z^{0,1694} \quad (4.6)$$

- objętość zrekrystalizowaną:

$$X_{dyn} = 1 - \exp \left[ -1,70295 \left( \frac{\epsilon - \epsilon_c}{\epsilon_s - \epsilon_c} \right)^{1,52} \right] \quad (4.7)$$

#### 4.2.2. Badania dylatometryczne

Badania dylatometryczne przeprowadzono w celu wyznaczenia krzywych ciągłych przemiany austenitu przechłodzonego (OCTP<sub>C</sub>) oraz temperatury krytycznej  $A_1$  i  $M_s$  stali G1. Do wyznaczenia tych krzywych zastosowano dylatometr bezpośredni DIL 805 A/D firmy Bähr Thermoanalyse GmbH z głowicą pomiarową LVDT, zapewniający realizację szybkości

chłodzenia w zakresie od 80°/s do 0,5°/s. Badania realizowano na próbkach walcowych o długości 7 mm i średnicy 4 mm. Próbki austenitzowano w temperaturze 1200°C przez 30s, w próżni o podciśnieniu <10 mbar, a następnie chłodzono z szybkością 3°/s do temperatury 900°C i odkształcano z prędkością  $\dot{\epsilon}=1,0 \text{ s}^{-1}$  oraz stopniem odkształcenia  $\epsilon=1,2$ . Końcowe oziębianie próbek do temperatury pokojowej z szybkością powyżej 0,53°/s realizowano w strumieniu argonu. Przyjęte parametry badań dylatometrycznych odpowiadały parametrom prób osiowo - symetrycznego ściskania na symulatorze Gleeble 3800.

### 4.2.3. Badania strukturalne

Badania strukturalne stali konstrukcyjnych mikrododatkami prowadzono metodami komplementarnej obserwacji metalograficznej przy użyciu mikroskopii świetlnej, jak również mikroanalizy rentgenowskiej oraz analizy fazowej wykorzystując transmisyjną i skaningową mikroskopię elektronową. Przedmiotem badań metalograficznych była najczęściej ocena pierwotnej wielkości ziarna austenitu w stanie odkształconym plastycznie lub zrekrytalizowanym statycznie po odkształceniu wysokotemperaturowym, jak również opis stanu wydzielen węglików i węglikoazotków wprowadzonych do stali mikrododatków stopowych. Określenie składu fazowego stali, jak również morfologii osnowy martenzytycznej po przemianie  $\gamma \rightarrow \alpha'$  i stanu wydzielen po różnych etapach odkształcenia wysokotemperaturowego austenitu wymagało użycia metod dyfrakcji elektronowej i rentgenowskiej oraz metody MAR o dużej zdolności rozdzielczej, jak również stosowania metod analitycznych z zakresu generowania dyfrakcji teoretycznych wymagających wspomaganie komputerowego.

#### 4.2.3.1. Obserwacje metalograficzne w mikroskopie świetlnym

Badania metalograficzne mikroskopowe przeprowadzono na zglądach wzdluznych próbek odkształczanych na gorąco metodą skręcania i ściskania oraz oziębianych w wodzie lub na powietrzu. Obserwacje struktury wykonano przy użyciu mikroskopu Leica MEF4A, VACUTHERM-Reichert (Austria) oraz OLYMPUS GX71 (Japonia), przy powiększeniach do ok. 2000x oraz opcjonalnie w świetle spolaryzowanym. Do ujawnienia ziarn pierwotnego



austenitu stosowano trawienie nasyconym roztworem wodnym kwasu pikrynowego Mi7Fe w temperaturze 70°C. W pozostałych przypadkach zgłady trawiono w odczynniku Mi7Fe (Nital).

Bezpośrednie obserwacje pierwotnych ziarna austenitu stali perlitycznej podczas nagrzewania do temperatury austenitowania i wygrzewania w tej temperaturze przeprowadzono w mikroskopie typu VacuTherm wyposażonym w komorę próżniową, oporowy układ grzejny i układ optyczny zabezpieczony płytkami ze szkła kwarcowego.

Pomiar średniej średnicy ziarna pierwotnego austenitu wykonano normatywnie metodą zliczania przecięć granic ziarn na minimum siedmiu reprezentatywnych polach obserwacji. Wyniki pomiarów opracowywano statystycznie dla przedziału ufności  $P=0,95$ .

#### **4.2.3.2. Obserwacje w transmisyjnym i skaningowym mikroskopie elektronowym**

W celu określenia mikrostruktury i stanu fazowego oraz dokonania identyfikacji faz międzywęzłowych w badanej stali (G1) po wybranych etapach odkształcenia na gorąco, rekrytalizacji i wydzielania przeprowadzono obserwacje metalograficzne techniką transmisyjnej mikroskopii elektronowej (TEM) z zastosowaniem selektywnej dyfrakcji elektronów i spektroskopii energii rozproszonej. Do badań użyto skaningowo-transmisyjnego mikroskopu elektronowego S/TEM Titan 80-300 firmy FEI, wyposażonego w polowe działło elektronowe XFEG z emiternem Schottky'ego, spektrometr dyspersji energii EDS, zewnętrzny filtr energii do obrazowania EFTEM i do spektroskopii EELS oraz układ trzech detektorów BF/ADF/HAADF do pracy w systemie skaningowym. Obserwacje prowadzono w zakresie energii 245÷300 kV, w klasycznym systemie pracy TEM o rozdzielczości obrazu sieci przestrzennej poniżej 0,10µm oraz w systemie skanowania wiązki po powierzchni (STEM) z rozdzielczością do 0,14 nm. Działło polowe mikroskopu pozwalał na ogniskowanie wiązki elektronów do 0,3 nm podczas obserwacji obrazów z wysoką rozdzielczością (HRTEM) co umożliwiło wykonanie mikro i nanodyfrakcji. Zastosowanie filtrowania energii elektronów pozwoliło też na uzyskanie obrazów mikrostruktury (EFTEM) o wyraźnym kontraście, zależnym od masy atomowej składników mikrostruktury oraz wykonanie mikro i nanoanalizy chemicznej metodą spektroskopii strat energii elektronów (EELS).

Obserwacje mikrostruktury przeprowadzono na preparatach wykonanych w postaci folii i lametek. Folie otrzymywano w procesie ścieniania mechanicznego i polerowania jonowego wykorzystując polerkę typu PIPS firmy Gatan. Natomiast preparaty w postaci lametek o wymiarach 20 x 8  $\mu\text{m}$  wycinano zbieżną wiązką jonów galu z określonego obszaru przekroju poprzecznego próbki, a następnie pocieniano wiązką tych jonów do grubości ok. 50÷70 nm w urządzeniu FIB Quanta 3D200 firmy FEI. Proces przygotowania preparatu - lamelki obserwowano in-situ przy użyciu skaningowego mikroskopu elektronowego.

Procedurę identyfikacji faz na podstawie dyfrakcji elektronowej wspomagano programem komputerowym ELDYF [232] umożliwiającym wskaźnikowanie i symulację elektronogramów oraz tworzenie tablic z wartościami  $d(hkl)$  i  $I(\alpha)$ , własnej bazy użytkownika, jak również korzystanie z baz danych strukturalnych typu: parametry sieci (ASTM), pozycje atomów (Pearson, Wyckoff) i tablic krystalograficznych [233÷235].

Badania fraktograficzne próbek ze stali K1 po próbie udarnośći w zakresie temperatury od 20°C do -40°C, jak również badania metalograficzne stali G1 po ściskaniu na gorąco i chłodzeniu w wodzie oraz na powietrzu przeprowadzono przy wykorzystaniu elektronowego mikroskopu skaningowego SUPRA 35, firmy ZEISS z systemem mikroanalizy składu chemicznego EDS. W badaniach stosowano detektor boczny oraz wewnątrzsoczewkowy, wykorzystując detekcję elektronów wtórnych. Obserwację przeprowadzono przy napięciu przyspieszającym 20 kV i powiększeniu do 300 tys. razy.

#### 4.2.3.3. Badania rentgenograficzne

Badania rentgenograficzne przeprowadzone metodą dyfraktometryczną obejmowały rentgenowską analizę fazową jakościową (RAFJ) izolatów otrzymanych z roztwarzania elektrochemicznego stali G1 w stanie równowagi termodynamicznej - po rozpuszczeniu mikrododatków w roztworze  $\gamma$ , w temperaturze austenitizacji 1200°C oraz po ich wydzieleniu w temperaturze odkształcenia 900°C i 1000°C. Procesy roztwarzania anodowego próbek masywnych wykonano w 5% - owym wodnym roztworze kwasu HCl przy napięciu 0,25 V i gęstości prądu 10 mA/cm<sup>2</sup> w czasie 48 godzin. Produkt roztwarzania płukano i wirowano, a w końcowym etapie suszono w temperaturze 65°C przez 24 godziny.

Próbki do roztwarzania poddano obróbce cieplnej polegającej na wyżarzaniu w temperaturze 1200°C przez 1 godzinę z następnym równowagowym przesycaaniem roztworu

$\gamma$  podczas chłodzenia w zakresie temperatury (1100÷900°C) i oziębieniem w wodzie do temperatury pokojowej, względnie długotrwałemu (24 godz.) wyżarzaniu w temperaturze 900°C lub 1100°C z bezpośrednim oziębieniem w wodzie. Zastosowane parametry obróbki cieplnej miały na celu zapewnienie tworzenia się faz międzywęzłowych w termodynamicznych warunkach równowagi fazowej. Identyfikacja wydzielań utworzonych w warunkach równowagi fazowej może stanowić bazę porównawczą dla oceny wpływu parametrów procesowych na efekt wydzielenia i mechanizmy umocnienia w badanym materiale i stosowanych warunkach przeróbki cieplno-plastycznej.

Badania rentgenograficzne izolatów prowadzono na dyfraktometrze XRD7 firmy Seifert - FPM. Do badań wykorzystano promieniowanie charakterystyczne anody  $\text{Co}\lambda_{K\alpha}$  filtrowane Fe, przy napięciu 35 kV i natężeniu prądu anodowego 25 mA. RAFJ przeprowadzono w zakresie kątów  $2\theta$  od  $10^\circ$  do  $100^\circ$ , odpowiadających odległościom międzypłaszczyznowym  $d_{hkl}$  od 1,027 nm do 0,1168 nm. W badaniach izolatów wykorzystano uchwyty z monokryształu Si, tzw. background-zero holders, które nie generują własnego obrazu dyfrakcyjnego w badanym zakresie kątowym stosowanym zwykle w dyfrakcji proszkowej. Tym sposobem zapewniono warunki eksperymentu, w których otrzymane dyfraktogramy reprezentują tylko i wyłącznie materiał badanej próbki.

Obliczenia udziałów składników fazowych izolatów wykonano metodą Rietvelda. W obliczeniach nie uwzględniono azotków wanadu (VN) ze względu na silny efekt mikroabsorpcyjny występujący przy promieniowaniu  $\lambda_{\text{Co}}$ .

Identyfikację faz węglików i azotków badanych izolatów dokonano na podstawie danych katalogowych PDF-2 stosując oprogramowanie firmy Seifert.

#### **4.2.4. Badania własności mechanicznych kształtowników po regulowanym walcowaniu**

Badania własności mechanicznych ceowników oszczędnościowych typu 240E po różnych wariantach procesu regulowanego walcowania w warunkach przemysłowych przeprowadzono zgodnie z normą PN-EN 10002-1:2004 przy wykorzystaniu uniwersalnej maszyny wytrzymałościowej typu Instron 1115 w zakresie obciążenia do 10 MN, stosując szybkość rozciągania 20 mm/min i normatywne próbki płaskie i walcowe.

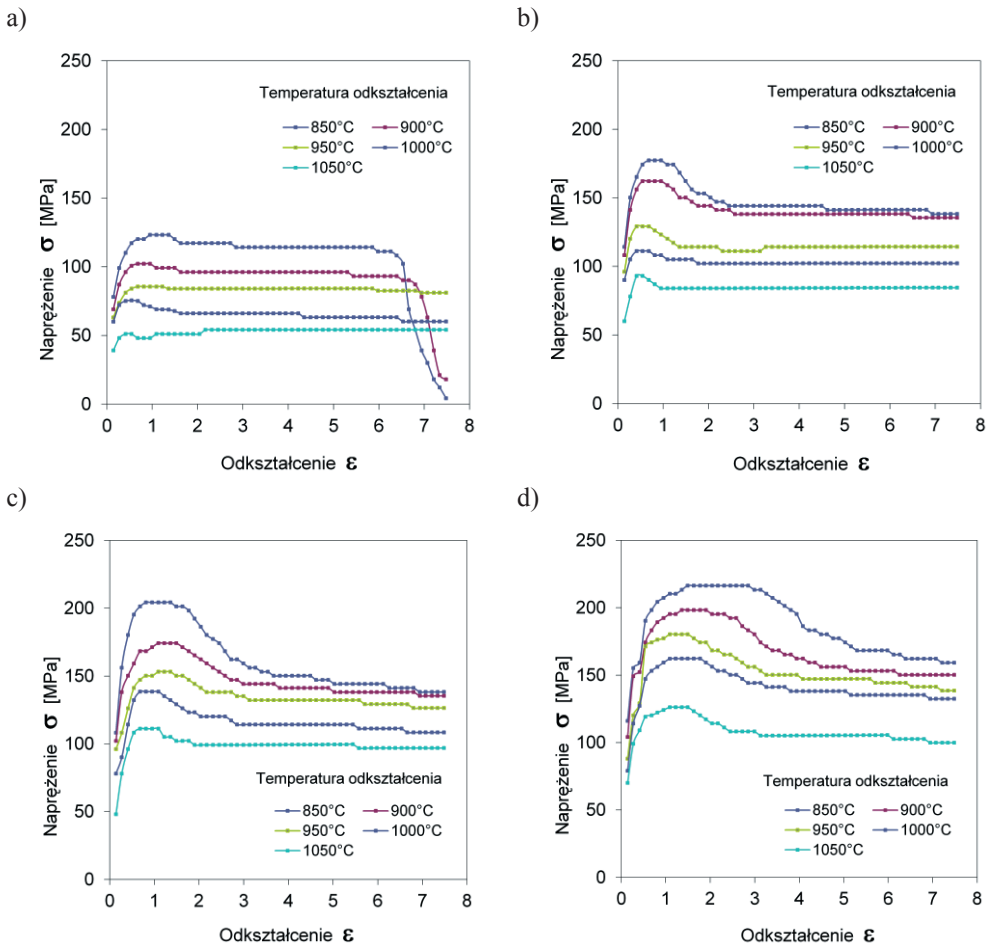
Próby udarności (KCV) kształtowników ceowych [240E wykonano zgodnie z normą PN-EN ISO 148-1:2010 stosując młot udarnościowy Charpy'ego firmy Alpha. Badania udarności przeprowadzono w zakresie temperatury od 20°C do -50°C na próbkach normatywnych pobranych z ceowników wzdłuż kierunku walcowania.

## 5. Wyniki badań i ich omówienie

### 5.1. Wyniki badań procesu wysokotemperaturowego odkształcenia plastycznego stali z mikrodotatkami

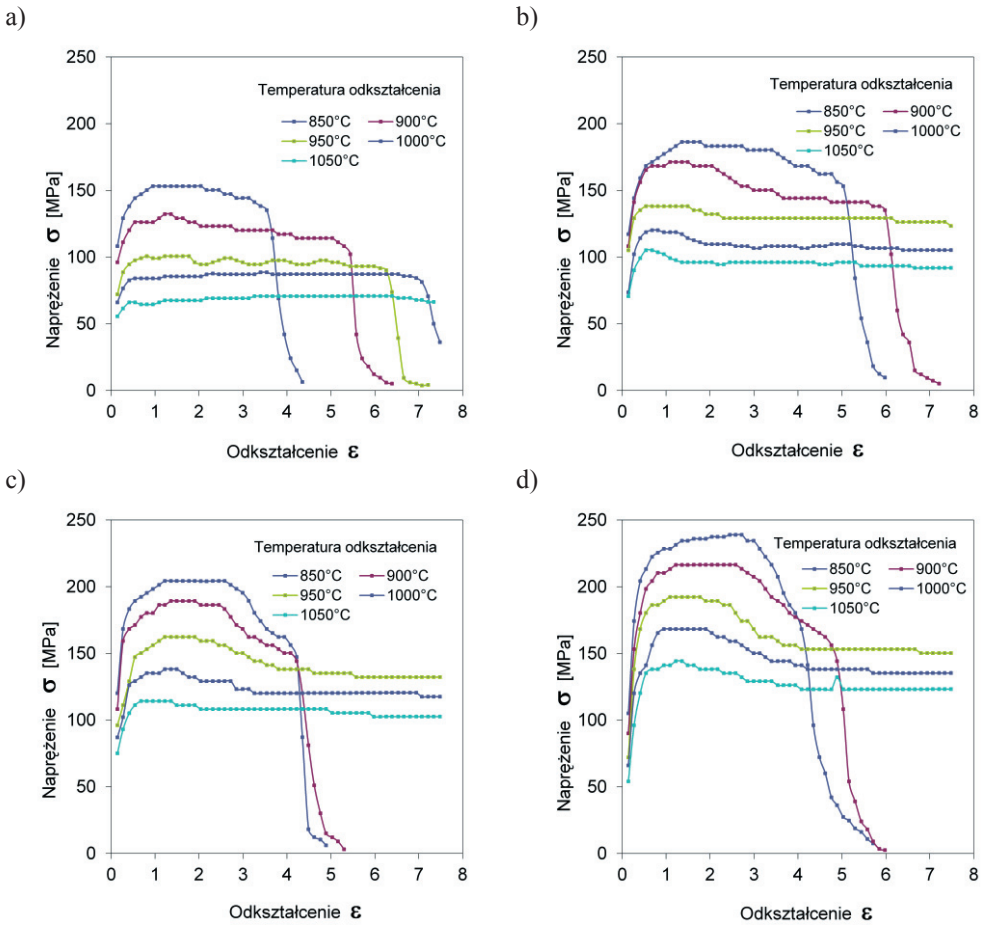
Badania procesu wysokotemperaturowego odkształcenia plastycznego stali HSLA ferrytyczno-perlitycznych oraz perlitycznych z mikrodotatkami V, Nb, Ti, B i N pozwoliły na określenie wpływu parametrów austenitowania i warunków odkształcenia plastycznego na zjawisko umocnienia zgniotowego i procesy rekrytalizacji austenitu odkształconego na podstawie analizy przebiegu krzywych płynięcia  $\sigma$ - $\epsilon$ , jak również charakterystycznych wielkości zarejestrowanych naprężeń i odkształceń. Krzywe  $\sigma$ - $\epsilon$  badanych stali uzyskane w próbie wysokotemperaturowego skręcania przedstawiono na wykresach (rys. 5.1÷5.6, 5.10÷5.19), a w próbie ściskania na gorąco na wykresach (rys. 5.7÷5.9). Analizowane parametry obejmują: temperaturę austenitowania w zakresie (1150÷1250°C), temperaturę odkształcenia plastycznego (800÷1180°C) i prędkość odkształcenia od ok. 0,1 s<sup>-1</sup> do 19,0s<sup>-1</sup>.

Krzywe płynięcia  $\sigma$ - $\epsilon$  badanych stali B1 i B2 uzyskane w procesie skręcania na gorąco wykazują w zasadzie charakterystyczne przebiegi dla procesu ciągłej rekrytalizacji dynamicznej (rys. 5.1, 5.2). Analiza krzywych pozwala stwierdzić, że istotny wpływ na ich przebieg wywiera temperatura i prędkość odkształcenia oraz skład chemiczny badanych stali, a w szczególności stężenie Nb. Oddziaływanie tych czynników dotyczy przede wszystkim zmian wartości naprężeń maksymalnych ( $\sigma_{\max}$ ) (rys. 5.3a), naprężeń w stanie ustalonym ( $\sigma_{ss}$ ), jak również zmian wartości odkształceń  $\epsilon_m$  (rys. 5.4) odpowiadających  $\sigma_{\max}$  oraz odkształceń granicznych ( $\epsilon_{gr}$ ) (rys. 5.3b) przyjętych ogólnie za kryterium plastyczności stali w procesie odkształcenia na gorąco. Stwierdzono, że wielkość naprężeń płynięcia badanych stali zmienia się przede wszystkim z temperaturą i prędkością odkształcenia. Na wartość odkształcenia  $\epsilon_{gr}$  wpływa istotnie stężenie Nb w badanych stalach (rys. 5.3 b).



**Rysunek 5.1.** Wpływ temperatury i prędkości odkształcenia na przebieg krzywych płynięcia stali B1 austenitzowanej w temperaturze 1150°C:  
a)  $\dot{\epsilon} = 0,15 \text{ s}^{-1}$ , b)  $\dot{\epsilon} = 0,8 \text{ s}^{-1}$ , c)  $\dot{\epsilon} = 4,4 \text{ s}^{-1}$ , d)  $\dot{\epsilon} = 18, 5 \text{ s}^{-1}$

Stal B1 odkształcona z prędkością  $\dot{\epsilon}$  w zakresie od  $0,15\text{s}^{-1}$  do  $18,5\text{s}^{-1}$  w temperaturze od  $850^{\circ}\text{C}$  do  $1050^{\circ}\text{C}$  wykazuje przyrost naprężenia w początkowej fazie odkształcenia ( $\epsilon > 1$ ) i jego wyraźny spadek po osiągnięciu maksimum do wartości  $\sigma_{ss}$  stanu ustalonego. Krzywe charakteryzują się wyraźnie zaznaczonym okresem ustalonych naprężeń płynięcia w szerokim zakresie odkształceń. Wzrost temperatury odkształcenia w badanym zakresie powoduje obniżenie maksymalnych naprężeń uplastyczniających od ok. 120 MPa do ok. 50 MPa dla  $\dot{\epsilon} = 0,15\text{s}^{-1}$ .



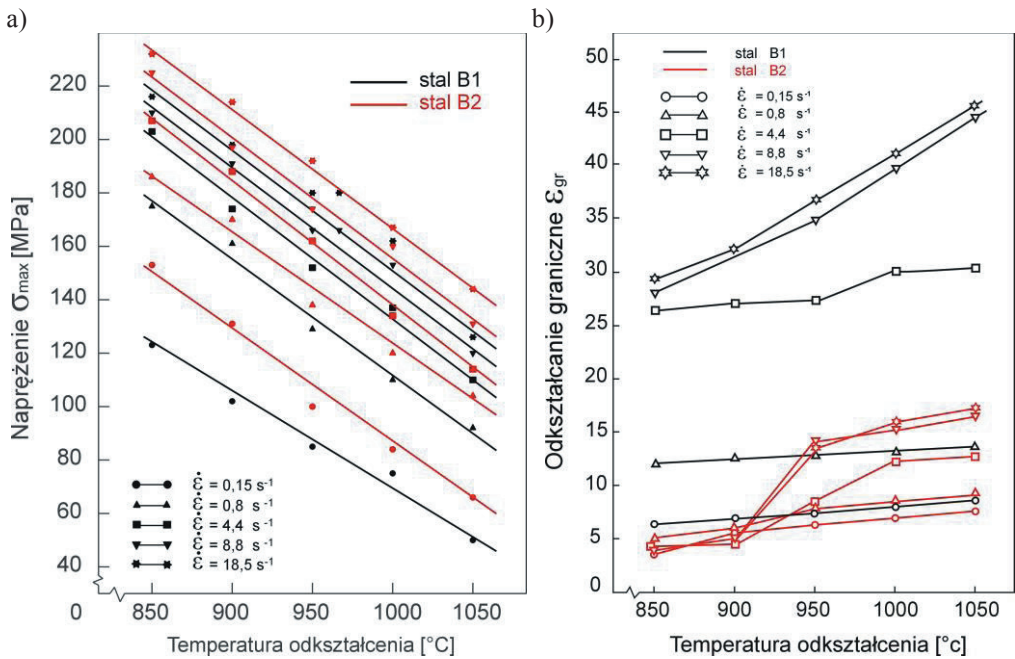
**Rysunek 5.2.** Wpływ temperatury i prędkości odkształcenia na przebieg krzywych płynięcia stali B2 austenitzowanej w temperaturze 1150°C: a)  $\dot{\epsilon} = 0,15s^{-1}$ , b)  $\dot{\epsilon} = 0,8s^{-1}$ , c)  $\dot{\epsilon} = 4,4s^{-1}$ , d)  $\dot{\epsilon} = 18,5s^{-1}$

Wzrost szybkości odkształcenia do  $18,5s^{-1}$  powoduje istotny przyrost naprężenia płynięcia, szczególnie w początkowym etapie odkształcenia oraz wyraźne obniżenie  $\sigma_p$  po osiągnięciu maksimum (rys. 5.1). Maksymalne naprężenie płynięcia zwiększa się od ok. 120 MPa do ok. 220 MPa dla temperatury odkształcenia 850°C i od 50 MPa do 120 MPa dla temperatury odkształcenia 1050°C, odpowiednio dla  $\dot{\epsilon} = 0,15s^{-1}$  i  $18,5s^{-1}$  (rys. 5.3a).

Krzywe płynięcia stali B2 (rys. 5.2) wykazują podobny przebieg jak w przypadku stali B1. Stwierdzono jednak, że przy tych samych warunkach odkształcenia plastycznego na gorąco, stal B2 wykazuje wyższe wartości naprężeń uplastyczniających i niższą plastyczność w porównaniu ze stalą B1 (rys. 5.1+5.3). Przyrosty  $\Delta\sigma_{max}$  w badanym zakresie prędkości

odkształcenia (od  $0,15s^{-1}$  do  $18,5s^{-1}$ ) wynoszą ok. 30 MPa dla temperatury  $850^{\circ}C$  i ok. 20 MPa dla temperatury  $1050^{\circ}C$  (rys. 5.3a). Zwiększenie temperatury odkształcenia powoduje obniżenie naprężeń w badanym zakresie  $\epsilon$ , podobnie jak w przypadku stali B1.

Analiza krzywych płynięcia stali B2 wykazała, że jej plastyczność zależy istotnie od temperatury i prędkości odkształcenia. Niemniej charakterystyki plastyczności tej stali są odmienne w porównaniu ze stalą B1. Stwierdzono, że niska plastyczność stali B2 wyrażona odkształceniem granicznym ( $\epsilon_{gr}$  ok. 5÷6) występuje przy temperaturze odkształcenia  $850^{\circ}C$  i  $950^{\circ}C$  niezależnie od prędkości odkształcenia. Natomiast dla wyższej temperatury odkształcenia w zakresie  $950\div 1050^{\circ}C$  plastyczność zwiększa się ze wzrostem temperatury i prędkości odkształcenia. Stal B2 odkształcana przy  $\dot{\epsilon} = 0,15s^{-1}$  w temperaturze od  $950^{\circ}C$  do  $1050^{\circ}C$  wykazuje wartości odkształcenia granicznego w zakresie  $\epsilon_{gr}$  ok. 7÷9, natomiast przy prędkości  $\dot{\epsilon} = 18,5s^{-1}$  odpowiednio  $\epsilon_{gr}$  ok. 14÷17 (rys. 5.3b).

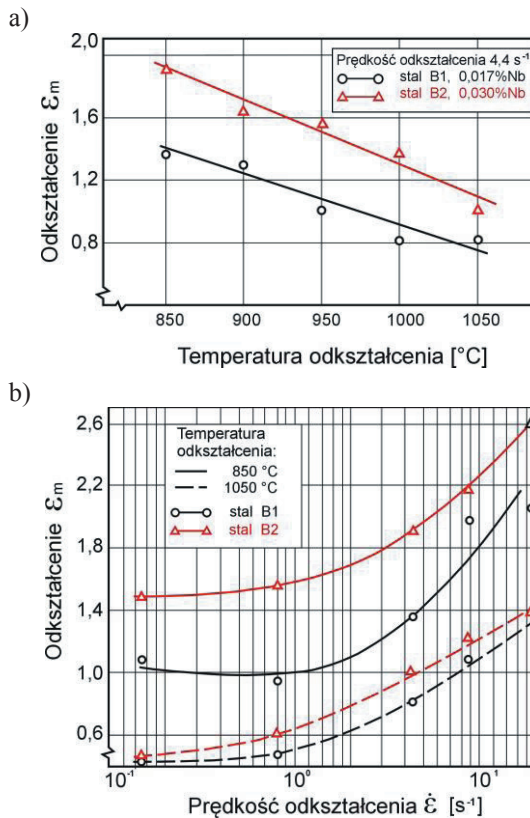


**Rysunek 5.3.** Wpływ temperatury i prędkości odkształcenia na wartość maksymalnych naprężeń  $\sigma_{max}$  (a) i odkształcenia granicznego  $\epsilon_{gr}$  (b) stali B1 i B2

Stwierdzono, że plastyczność stali B1 zależy głównie od prędkości odkształcenia i zwiększa się ze wzrostem  $\dot{\epsilon}$  szczególnie w zakresie niższych prędkości odkształcenia

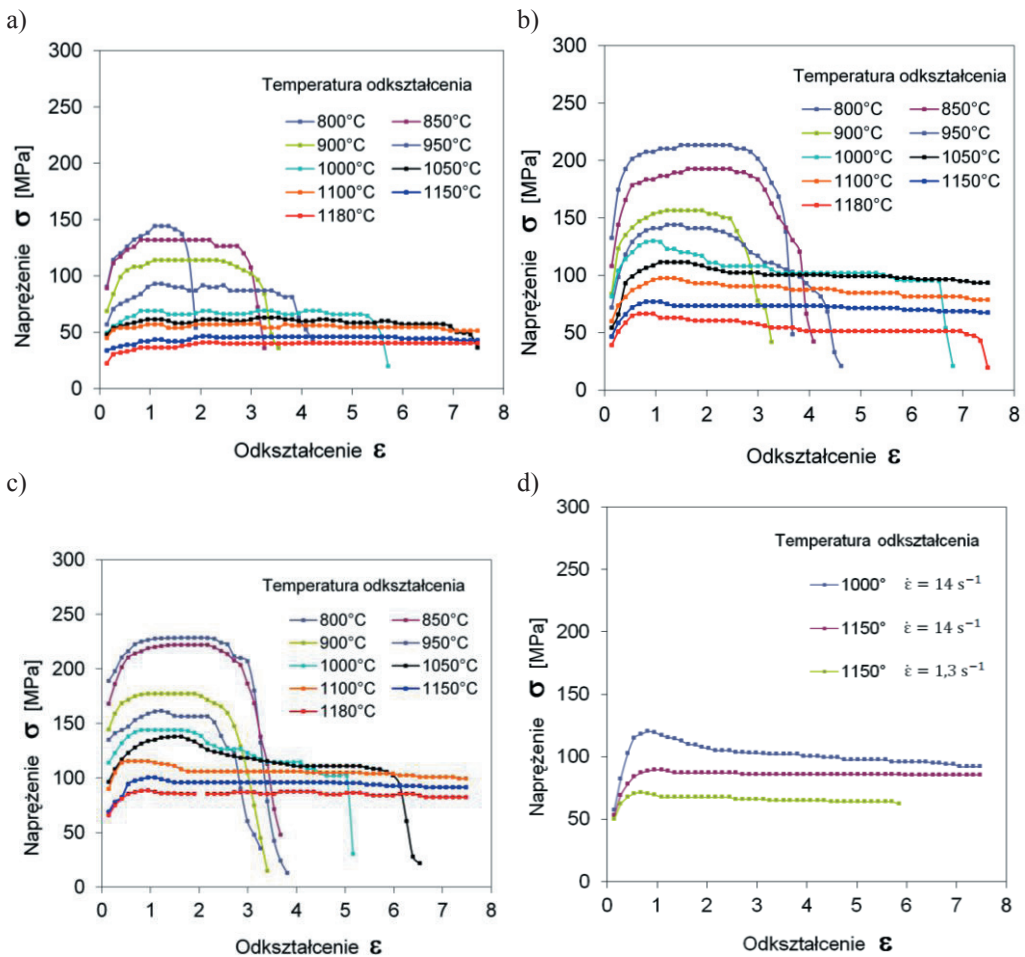


(od  $0,15s^{-1}$  do  $4,4s^{-1}$ ). Zwiększanie plastyczności przy wyższych  $\dot{\epsilon}$  (od  $8,0s^{-1}$  do  $18,5s^{-1}$ ) zależy głównie od temperatury odkształcenia. Wzrost plastyczności stali ze wzrostem prędkości odkształcenia zachodzi w wyniku korzystnego oddziaływania procesu rekrytalizacji dynamicznej na wielkość ziarn i podstrukturę dynamicznie zrekrystalizowanego austenitu. Wzrost szybkości odkształcenia powoduje zmniejszenie wielkości ziarn na skutek zwiększenia gęstości zarodkowania i szybkości rekrytalizacji [51, 56]. Wpływ temperatury odkształcenia wyraża się głównie w zwiększaniu energii aktywacji i intensyfikacji dynamicznych procesów usuwania skutków odkształcenia plastycznego na gorąco. Natomiast wyraźne obniżenie plastyczności stali B2 w porównaniu ze stalą B1 w badanych warunkach odkształcenia na gorąco jest związane przede wszystkim z oddziaływaniem mikrodotatku Nb na proces umocnienia i rekrytalizacji austenitu badanych stali.



**Rysunek 5.4.** Wpływ temperatury (a) i prędkości odkształcenia (b) na wielkość  $\epsilon_m$  dla stali B1 i B2

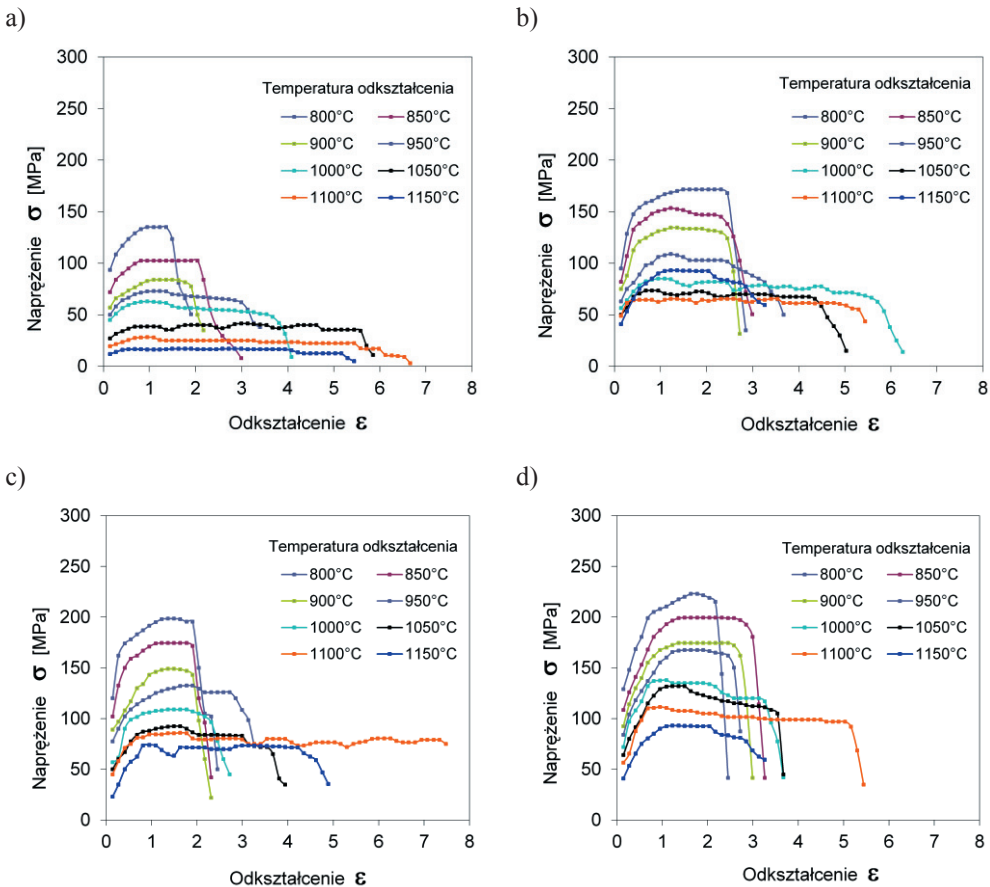
Analiza wartości odkształceń  $\varepsilon_m$  na krzywych  $\sigma$ - $\varepsilon$  pozwala stwierdzić, że w wyniku prób skręcania na gorąco w badanym zakresie temperatury i prędkości odkształcenia wartości  $\varepsilon_m$  dla stali B2 są znacznie wyższe niż dla stali B1 (rys. 5.4). Świadczy to o hamowaniu procesu rekrytalizacji dynamicznej w stali B2, w wyniku oddziaływania mikrodotadku niobu niezależnie od temperatury odkształcenia. Przy prędkości odkształcenia  $4,4s^{-1}$   $\Delta\varepsilon_m$  badanych stali wynosi 0,5 i 0,2 odpowiednio dla temperatury odkształcenia 850°C i 1050°C (rys. 5.4a). Zwiększenie prędkości odkształcenia wpływa również na wzrost wartości  $\varepsilon_m$ .



**Rysunek 5.5.** Wpływ temperatury i prędkości odkształcenia na przebieg krzywych płynięcia stali K1 austenitowanej w temperaturze 1200°C: a)  $\dot{\varepsilon} = 0,13s^{-1}$ , b)  $\dot{\varepsilon} = 3, s^{-1}$ , c)  $\dot{\varepsilon} = 15,9s^{-1}$ , d)  $\dot{\varepsilon} = 1,3 s^{-1}$  i  $4,0 s^{-1}$

Wzrost  $\dot{\epsilon}$  od  $0,15s^{-1}$  do  $18s^{-1}$  w temperaturze  $850^{\circ}C$  powoduje wzrost  $\epsilon_m$  od ok.  $(1,1 \div 2,0)$  dla stali B1 i ok.  $(1,5 \div 2,6)$  dla stali B2 (rys. 5.4b). Można sądzić, że hamujące oddziaływanie Nb związane jest z jego oddziaływaniem w roztworze  $\gamma$  lub w stanie przedwydzielonowym, wytworzonym w austenicie odkształconym [171].

Krzywe płynięcia dla stali mikrostopowych K1 i K2 o wyższej zawartości Nb ( $0,04 \div 0,05\%$ ) wykazują duży stopień podobieństwa w zakresie badanych parametrów odkształcenia na gorąco metodą skręcania (rys. 5.5 i 5.6). Istotny wpływ na ich przebieg wywiera temperatura odkształcenia w zakresie  $800 \div 1150^{\circ}C$  po austenitizacji stali w temperaturze  $1200^{\circ}C$ .



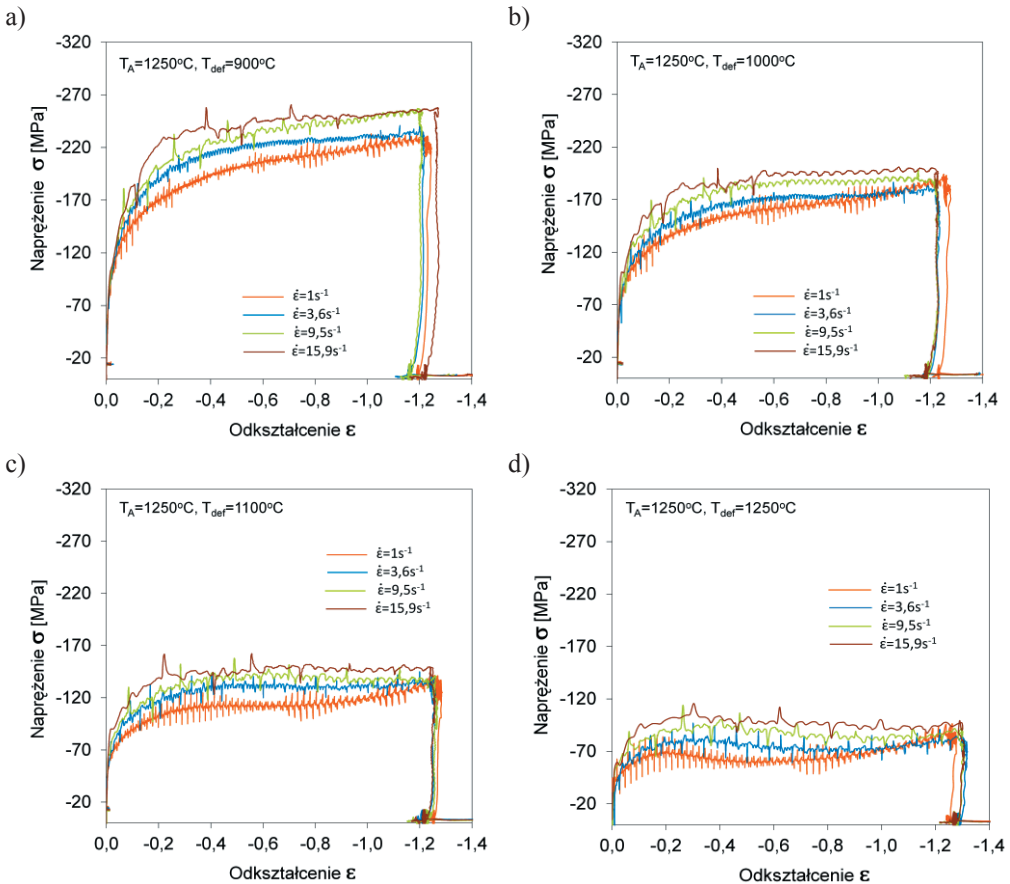
**Rysunek 5.6.** Wpływ temperatury i prędkości odkształcenia na przebieg krzywych płynięcia stali K2 austenitizowanej w temperaturze  $1200^{\circ}C$ : a)  $\dot{\epsilon} = 0,068s^{-1}$ , b)  $\dot{\epsilon} = 4,6s^{-1}$ , c)  $\dot{\epsilon} = 8,9s^{-1}$ , d)  $\dot{\epsilon} = 19,5s^{-1}$

W badanym zakresie  $\dot{\epsilon}$  od ok.  $0,1s^{-1}$  do ok.  $20s^{-1}$  krzywe  $\sigma$ - $\epsilon$  wykazują typowy przebieg dla procesu rekrytalizacji dynamicznej ciągłej z pojedynczym maksimum naprężenia płynięcia, którego wartość zmniejsza się ze wzrostem temperatury odkształcenia.

Wzrost temperatury odkształcenia stali K1 w zakresie od 800 do  $1180^{\circ}C$  powoduje, że wartość naprężenia  $\sigma_{max}$  maleje od 145 MPa do 40 MPa dla  $\dot{\epsilon} = 0,13s^{-1}$  i od 230 MPa do 90 MPa dla prędkości odkształcenia  $15,9s^{-1}$  (rys. 5.5). W przypadku stali K2 analogiczne zmiany temperatury odkształcenia wpływają na obniżenie naprężenia maksymalnego na krzywych płynięcia od 135 MPa do 20 MPa i od ok. 200 MPa do ok. 70 MPa odpowiednio dla odkształcenia z prędkością  $0,068s^{-1}$  i  $8,9s^{-1}$  (rys. 5.6). Zmiany wartości odkształcenia  $\epsilon_m(\sigma_{max})$  dla analizowanych stali K1 i K2 wykazują podobną tendencję ze wzrostem temperatury i obniżaniem prędkości odkształcenia.

Znamienną cechą krzywych  $\sigma$ - $\epsilon$  stali K1 i K2, szczególnie w zakresie temperatury odkształcenia  $800\div 1000^{\circ}C$ , jest nagły i intensywny spadek naprężeń płynięcia dla odkształceń większych od  $\epsilon_m$ , praktycznie bez wystąpienia etapu naprężeń ustalonych na poziomie  $\sigma_{ss}$ . Taki przebieg krzywych  $\sigma$ - $\epsilon$  występuje dla badanego zakresu temperatury odkształcenia w stopniu tylko nieznacznie zależnym od prędkości odkształcenia. Zarejestrowane wartości odkształceń granicznych w tym zakresie temperatury odkształcenia nie są wyższe niż ok. 3÷4. Przebieg krzywych  $\sigma$ - $\epsilon$  zmienia się zasadniczo dla temperatury odkształcenia od  $1000^{\circ}C$  do  $1150^{\circ}C$ . Analizowane krzywe wykazują wyraźnie etap stanu naprężeń ustalonych  $\sigma_{ss}$  po przekroczeniu odkształceń  $\epsilon(\sigma_{max})$ , a nawet efekty oscylacji tych naprężeń o cechach rekrytalizacji dynamicznej cyklicznej. Obserwuje się również zmiany temperatury badanych próbek plastometrycznych przy wyższych stopniach odkształcenia plastycznego realizowanego metodą skręcania wysokotemperaturowego. Wartości odkształcenia granicznego stali K1 zwiększają się w wyższej temperaturze ( $1000\div 1150^{\circ}C$ ) od ok. 8 do ok. 15 ze wzrostem prędkości odkształcenia od  $0,163s^{-1}$  do  $15,9s^{-1}$ . Natomiast dla stali K2 o maksymalnym stężeniu Nb (0,05%) odkształcenie graniczne w analogicznych warunkach próby skręcania nie jest większe niż ok. 6.

Stal G1 o porównywalnej zawartości węgla (ok. 0,16%) z mikrodotadkiem 0,037% Nb i 0,0093% N oraz śladami Ti (0,004%) odkształcana w próbie wysokotemperaturowego ściskania do  $\epsilon=1,2$  wykazuje krzywe płynięcia o zróżnicowanych przebiegach zależnych głównie od temperatury austenitowania oraz temperatury i prędkości odkształcenia (rys. 5.7÷5.9).

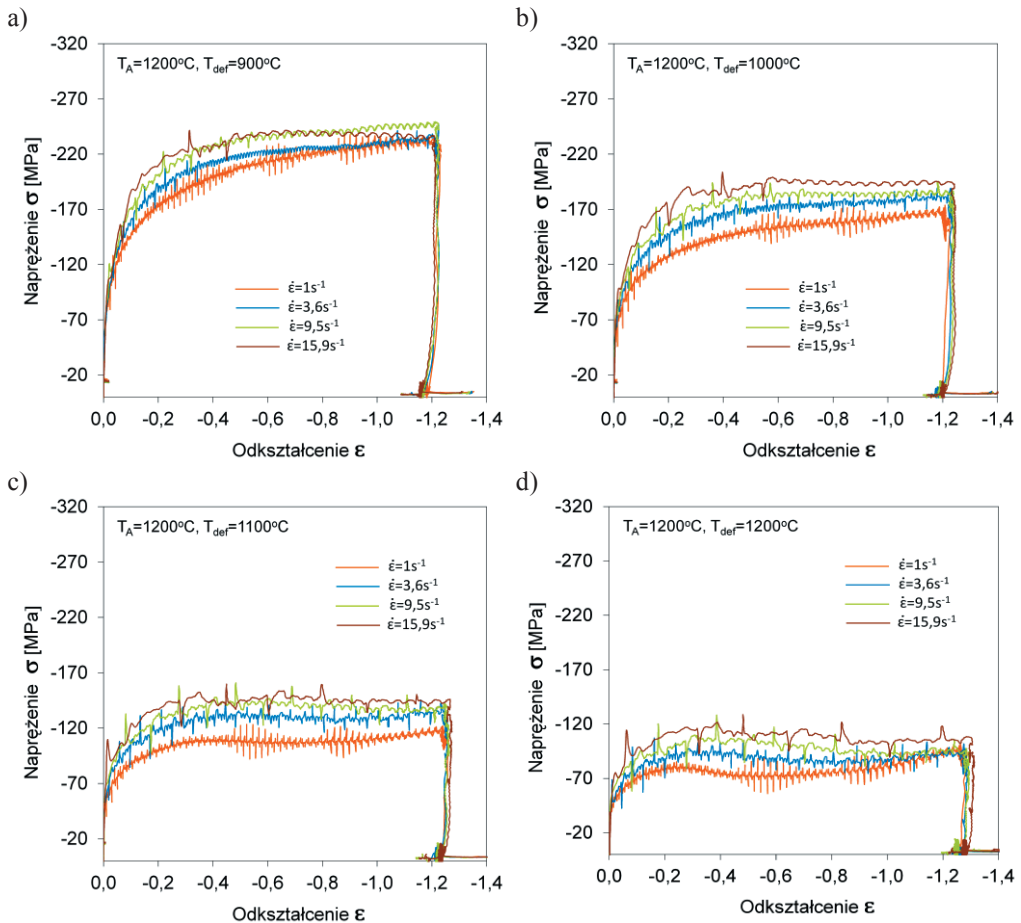


**Rysunek 5.7.** Wpływ temperatury i prędkości odkształcenia w próbie ściskania na przebieg krzywych płynięcia stali G1 austenityzowanej w temperaturze  $1250^\circ\text{C}$

Po austenityzowaniu stali w temperaturze  $1250^\circ\text{C}$  i  $1200^\circ\text{C}$  i odkształceniu w zakresie temperatury  $1100\text{--}1250^\circ\text{C}$  z prędkością  $\dot{\epsilon}$  od  $1,0\text{s}^{-1}$  do  $15,9\text{s}^{-1}$  zarejestrowane krzywe  $\sigma$ - $\epsilon$  charakteryzują się występowaniem mniej lub bardziej wyraźnego maksimum naprężeń płynięcia oraz ograniczonym zakresem naprężeń ustalonych, uwarunkowanych przebiegiem rekrytalizacji dynamicznej.

W niższej temperaturze odkształcenia ( $900$  i  $1000^\circ\text{C}$ ) proces rekrytalizacji dynamicznej nie ujawnia się (rys. 5.7 a, b i 5.8 a, b). Odształcenie ( $\epsilon = 1,2$ ) osiągnięte w realizowanych próbach ściskania jest bowiem za niskie dla zainicjowania procesu rekrytalizacji dynamicznej w badanej stali. W tych warunkach odkształcenia decydującym procesem usuwającym całkowicie skutki umocnienia zgniotowego jest zdrowienie dynamiczne. Przy wyższej temperaturze odkształcenia

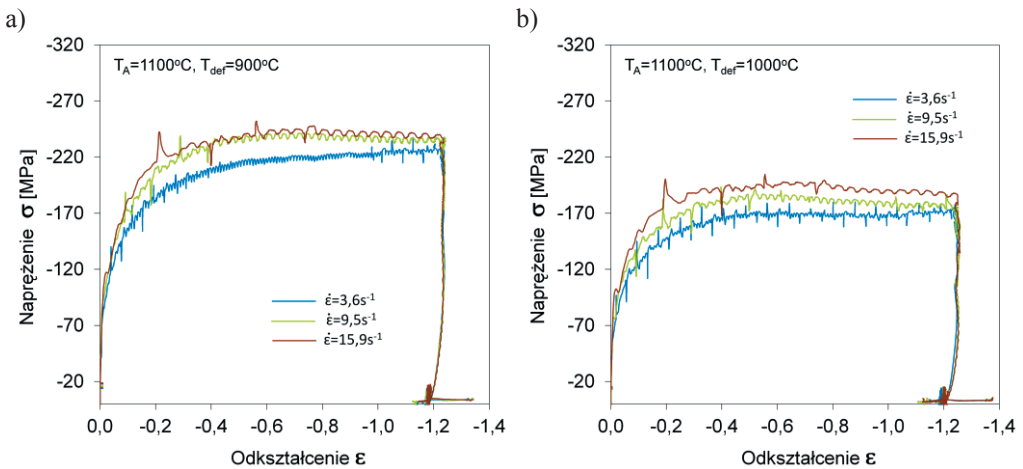
(1100÷1250°C) krzywe  $\sigma$ - $\epsilon$  wykazują nieznaczne zmniejszenie wartości naprężenia płynięcia w funkcji odkształcenia po osiągnięciu  $\sigma_{\max}$  wskutek relaksacji naprężenia, wynikającej z procesów aktywowanych cieplnie, w szczególności - rekrytalizacji dynamicznej.



**Rysunek 5.8.** Wpływ temperatury i prędkości odkształcenia w próbie ściskania na przebieg krzywych płynięcia stali G1 austenityzowanej w temperaturze 1200°C

Stal G1 austenityzowana w temperaturze 1100°C i odkształcana w zakresie temperatury 900÷1000°C z prędkością odkształcenia w zakresie 9,5÷15,9s<sup>-1</sup> wykazuje krzywe płynięcia charakterystyczne dla przebiegu rekrytalizacji dynamicznej (rys. 5.9). Analizowane wartości  $\epsilon_m$  na krzywych  $\sigma$ - $\epsilon$  zmniejszają się ze wzrostem temperatury i zmniejszeniem prędkości odkształcenia. Zmiany naprężenia płynięcia badanej stali odkształcanej na gorąco zależą

istotnie od temperatury i prędkości odkształcenia, natomiast nie zależą wyraźnie od temperatury austenitowania w badanym zakresie (1250÷1100°C). Wartości naprężeń maksymalnych stali G1 po austenitowaniu i odkształceniu w temperaturze 1200°C zwiększają się od 78,8 MPa do 115,6 MPa ze wzrostem prędkości odkształcenia w zakresie 1,0s<sup>-1</sup> do 15,9s<sup>-1</sup> (rys. 5.8d). Po austenitowaniu w temperaturze 1200°C i odkształceniu w temperaturze 1100°C przy zachowaniu analogicznej prędkości  $\dot{\epsilon}$  wartości  $\sigma_{max}$  zwiększają się od 108 MPa do 151 MPa (rys. 5.8c).

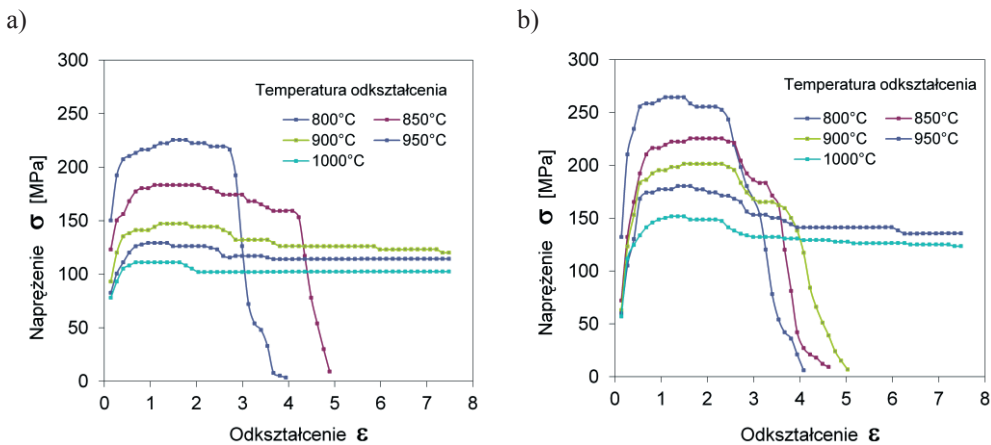


**Rysunek 5.9.** Wpływ temperatury i prędkości odkształcenia w próbie ściskania na przebieg krzywych płynięcia stali G1 austenitowanej w temperaturze 1100°C

Wprowadzenie mikrodotatku Nb (0,03%) i Ti (0,11%) do stali ferrytyczno-perlitycznej S9 o podwyższonym stężeniu węgla (0,38%) oraz dodatku chromu (0,56%) i krzemu (0,63%) powoduje, że podczas odkształcenia na gorąco obserwowano wyraźny wzrost naprężenia płynięcia  $\sigma_{max}$ , zmniejszenie wartości odkształceń granicznych  $\epsilon_{gr}$  dla badanych warunków próby skręcania (rys. 5.10), w porównaniu do stali mikrostopowych B1, B2 oraz K1, K2 i G1.

Szczególnie wyraźnie efekt ten występuje po odkształceniu stali w niskiej temperaturze (800÷900°C) niezależnie od  $\dot{\epsilon}$ . Podczas odkształcenia z prędkością  $\dot{\epsilon}=1,0s^{-1}$  wartości  $\epsilon_{gr}$  wynoszą ok. 4 i 5 odpowiednio dla temperatury 800°C i 850°C. Ze wzrostem temperatury odkształcenia w zakresie 900÷1000°C plastyczność badanej stali zwiększa się istotnie. Wielkości  $\epsilon_{gr}$  osiągają wartości w zakresie (11÷15) i ok. 23 odpowiednio dla prędkości  $\dot{\epsilon}=1,0s^{-1}$  i 10,0s<sup>-1</sup>. Niższe wartości  $\epsilon_{gr}$  (ok. 3÷5) przy  $\dot{\epsilon}=10,0s^{-1}$  występują w szerszym

zakresie temperatury odkształcenia (800÷900°C). Ze wzrostem temperatury odkształcenia od 800°C do 1000°C naprężenia  $\sigma_{max}$  zmniejszają się od ok. 225 MPa do 110 MPa i od ok. 265 MPa do 150 MPa, odpowiednio dla  $\dot{\epsilon}=1,0s^{-1}$  i  $10,0s^{-1}$ . Obniżenie temperatury i wzrost prędkości odkształcenia powoduje hamowanie procesów aktywowanych cieplnie i występowanie maksimum naprężeń przy większych wartościach odkształcenia  $\epsilon_m$ . Przy wzroście  $\dot{\epsilon}$  od 1,0 do  $10,0s^{-1}$  wartość  $\epsilon_m$  zwiększa się od 0,95 do 1,36 w temperaturze odkształcenia 1000°C i analogicznie od 1,90 do 2,31 w 800°C (tablica 5.1).



**Rysunek 5.10.** Wpływ temperatury i prędkości odkształcenia na przebieg krzywych płynięcia stali S9 austenitizowanej w temperaturze 1200°C: a)  $\dot{\epsilon} = 1,0s^{-1}$ , b)  $\dot{\epsilon} = 10,0s^{-1}$

**Tablica 5.1.** Charakterystyczne wielkości  $\sigma$  i  $\epsilon$  wyznaczone z krzywych płynięcia stali ferrytyczno - perlitycznej S9 austenitizowanej w temperaturze 1200°C

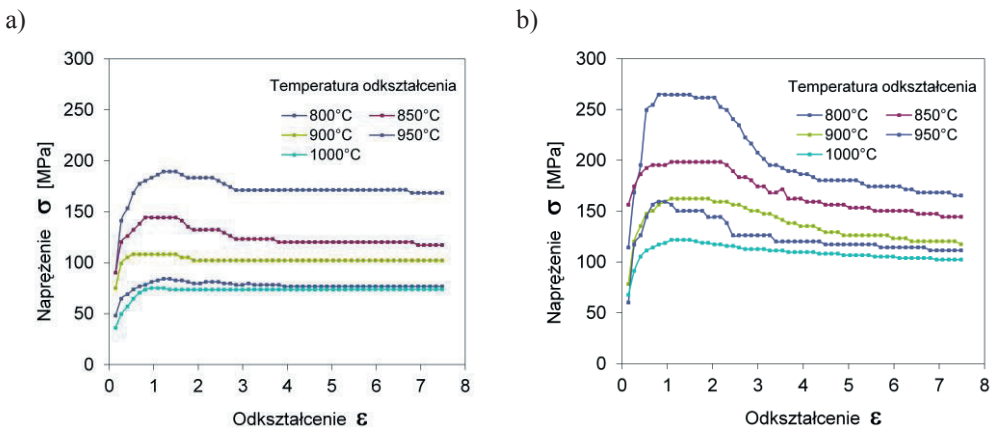
Oznaczenie stali	Prędkość odkształcenia $\dot{\epsilon}, s^{-1}$	Temperatura odkształcenia, °C														
		800			850			900			950			1000		
		$\sigma_{max}$ MPa	$\epsilon_m$	$\epsilon_{gr}$	$\sigma_{max}$ MPa	$\epsilon_m$	$\epsilon_{gr}$	$\sigma_{max}$ MPa	$\epsilon_m$	$\epsilon_{gr}$	$\sigma_{max}$ MPa	$\epsilon_m$	$\epsilon_{gr}$	$\sigma_{max}$ MPa	$\epsilon_m$	$\epsilon_{gr}$
S9	1,0	225,4	1,90	3,94	183,4	1,77	5,03	147,4	1,64	10,88	129,3	1,36	14,41	111,2	0,95	14,69
	10,0	264,5	2,31	4,21	225,4	2,17	4,89	201,5	1,90	5,16	180,4	1,63	22,71	151,8	1,36	22,71

Krzywe płynięcia austenitu stali perlitycznych (S0÷S8) z mikrododatkami V, N, B i Ti, jak również z dodatkami stopowymi Si w zakresie 0,48÷0,58% oraz Cr (0,79÷0,91%) wyznaczone po austenitizacji w 1200°C metodą skręcania w zakresie temperatury 800÷1000°C przy



prędkości odkształcenia  $1,0s^{-1}$  i  $10s^{-1}$  wykazują przebieg  $\sigma$ - $\epsilon$  charakterystyczny dla procesu rekrytalizacji dynamicznej z pojedynczym, najczęściej rozmytym maksimum ( $\sigma_{max}$ ) (rys. 5.11÷5.19). Występujące różnice w przebiegu krzywych płynięcia zależą przede wszystkim od składu chemicznego stali i warunków próby skręcania na gorąco.

Austenit stali perlitycznej S0 (badanej w celach porównawczych) odkształcany plastycznie na gorąco charakteryzuje się typowym wzrostem naprężenia płynięcia do wartości  $\sigma_{max}$  w początkowej fazie odkształcenia ( $\epsilon < 1,6$ ) oraz jego zmniejszeniem do wartości  $\sigma_{ss}$  w zakresie stanu płynięcia ustalonego (rys. 5.11). Zmiany naprężenia płynięcia w zakresie stanu ustalonego są nieznaczne przy mniejszej prędkości odkształcenia i wyraźne przy większej.

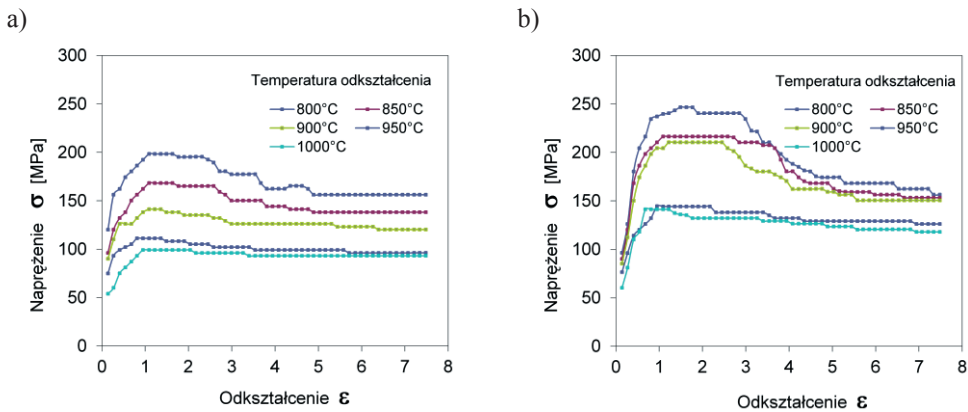


**Rysunek 5.11.** Wpływ temperatury i prędkości odkształcenia na przebieg krzywych płynięcia stali S0 austenitizowanej w temperaturze 1200°C: a)  $\dot{\epsilon} = 1,0s^{-1}$ , b)  $\dot{\epsilon} = 10,0s^{-1}$

Maksymalne umocnienie austenitu stali S0 występuje podczas odkształcenia w temperaturze 800°C z  $\dot{\epsilon} = 10,0s^{-1}$ . Obniżenie temperatury odkształcenia od 1000°C do 800°C wpływa na wzrost wartości maksymalnego naprężenia od ok. 75 MPa do ok. 190 MPa przy  $\dot{\epsilon} = 1,0s^{-1}$  i od ok. 122 MPa do 265 MPa przy  $\dot{\epsilon} = 10,0s^{-1}$ . Stwierdzono, że ze wzrostem temperatury odkształcenia przyrost wartości naprężeń maksymalnych zmniejsza się. Obniżenie temperatury i zwiększenie prędkości odkształcenia powoduje, że zainicjowanie procesu rekrytalizacji dynamicznej w badanej stali wymaga większych wartości odkształcenia z zakresu  $\epsilon_c = 0,8 \div 0,9 \epsilon_m$  (tablica 5.2). Naprężenie  $\sigma_{max}$  na krzywych płynięcia stali S0 wyznaczonych podczas próby skręcania w temperaturze 1000°C występuje dla wartości  $\epsilon_m = 1,09$

i 1,22 odpowiednio dla  $\dot{\epsilon}=1,0s^{-1}$  i  $10s^{-1}$ , natomiast przy temperaturze odkształcenia  $800^{\circ}C$  analogicznie dla wartości  $\epsilon_m=1,49$  i  $1,70$  (tablica 5.2).

Stal perlityczna S2 z mikrodotądkiem wanadu (0,09%) wykazuje na ogół w badanych warunkach odkształcenia wyższe wartości naprężeń uplastyczniających w porównaniu ze stałą odniesienia S0 (rys. 5.12 i tablica 5.2). Krzywe płynięcia uzyskane w temperaturze skręcania  $800^{\circ}C$  przy prędkości odkształcenia  $1,0s^{-1}$  i  $10,0s^{-1}$  wykazują wartości naprężenia  $\sigma_{max}$  odpowiednio ok. 200 MPa i 250 MPa. Zwiększenie temperatury odkształcenia do  $1000^{\circ}C$  powoduje obniżenie tych wartości do ok. 100 MPa i 145 MPa dla analogicznych wartości  $\dot{\epsilon}$ .



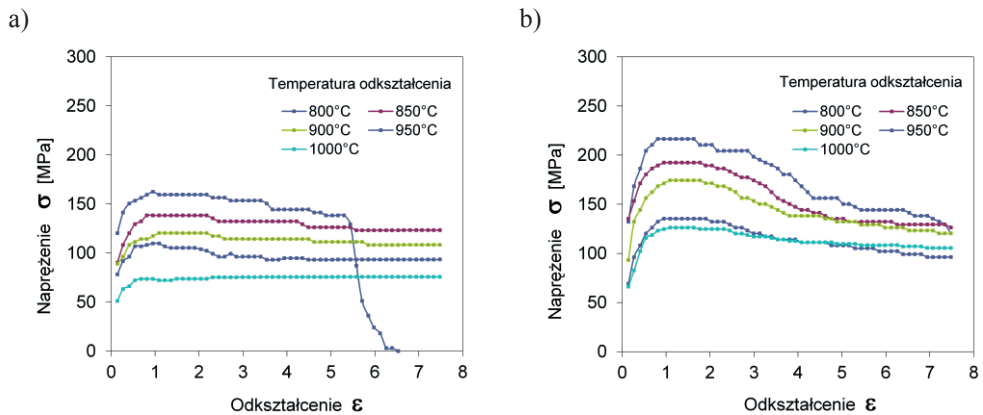
**Rysunek 5.12.** Wpływ temperatury i prędkości odkształcenia na przebieg krzywych płynięcia stali S2 austenityzowanej w temperaturze  $1200^{\circ}C$ : a)  $\dot{\epsilon} = 1,0s^{-1}$ , b)  $\dot{\epsilon} = 10,0s^{-1}$

Zapoczątkowanie procesu rekrytalizacji dynamicznej austenitu badanej stali wymaga również znacznie większego odkształcenia przy niższej temperaturze skręcania i większej prędkości odkształcenia. Obniżenie temperatury odkształcenia od  $1000^{\circ}C$  do  $800^{\circ}C$  powoduje zwiększenie wartości odkształcenia  $\epsilon_m$  od 1,09 do 1,77 przy prędkości odkształcenia  $1,0s^{-1}$  oraz analogicznie od 1,29 do 2,04 dla  $\dot{\epsilon} = 10,0s^{-1}$  (tablica 5.2).

Wprowadzenie do stali perlitycznej S1 mikrodotądkiem wanadu (0,10%) i dodatkowo azotu o stężeniu 0,008% nie powoduje istotnych zmian naprężenia płynięcia w badanych warunkach odkształcenia (rys. 5.13) oprócz wyraźnego zaniżenia plastyczności stali skręcanej w zakresie temperatury ( $800=850^{\circ}C$ ) niezależnie od prędkości odkształcenia. Wartości  $\epsilon_{gr}$  dla stali S1 są mniejsze o ok. 50% w porównaniu ze stałą S0. Szczególnie wyraźnie występuje to w badanym zakresie temperatury odkształcenia, dla wyższej prędkości odkształcenia (tablica 5.1).

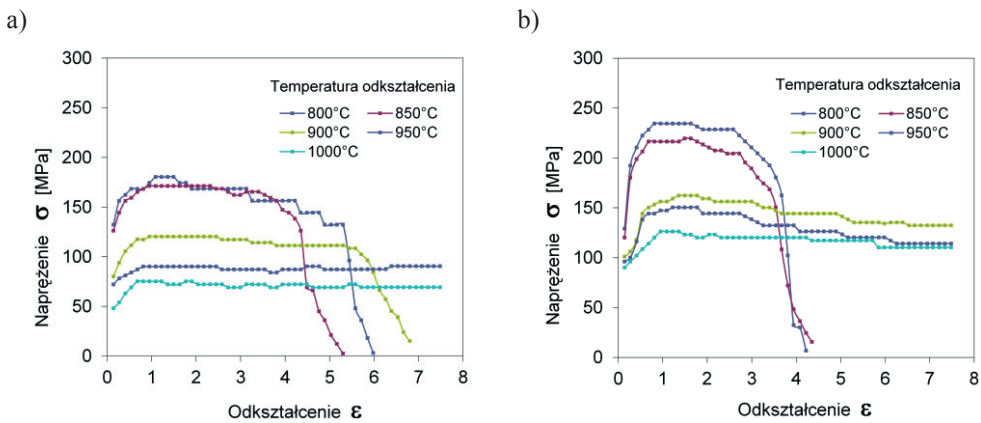
Wprowadzone do stali perlitycznej S3 mikrodotatki wanadu (0,09%) i boru (0,008%) powodują nieznaczne podwyższenie wartości  $\sigma_{max}$  i wyraźne zniżenie plastyczności w badanym zakresie temperatury i prędkości odkształcenia w porównaniu ze stałą S1 (rys. 5.14 i tablica 5.2). Niska plastyczność tej stali występuje szczególnie wyraźnie dla temperatury odkształcenia (800÷850°C). Wartość  $\epsilon_{gr}$  badanej stali zmniejsza się od ok. 16 do ok. 5 wraz z obniżaniem temperatury od 1000°C do 800°C.

Modyfikacja składu chemicznego stali perlitycznej S4 mikrodotatkami wanadu (0,020%), tytanu (0,020%) i azotu (0,015%) spowodowała wyraźny wzrost naprężenia płynięcia i wartości  $\epsilon_{gr}$  w badanych warunkach odkształcenia, w porównaniu ze stałą S1 (rys. 5.13 i 5.15 oraz tablica 5.2). Ze wzrostem temperatury odkształcenia od 800°C do 1000°C wartości naprężenia  $\sigma_{max}$  badanej stali maleją od ok. 190 MPa do ok. 90 MPa i od ok. 280 MPa do ok. 130 MPa odpowiednio dla prędkości odkształcenia  $1,0s^{-1}$  i  $10,0s^{-1}$ . W analizowanym zakresie temperatury odkształcenia, szczególnie przy wyższej prędkości  $\dot{\epsilon}$  uzyskano w badanej stali wyższe wartości  $\epsilon_{gr}$ . Po skręcaniu przy temperaturze 1000°C wartości  $\epsilon_{gr}$  wynoszą ok. 28 i 38 odpowiednio dla  $\dot{\epsilon} = 1,0s^{-1}$  i  $10,0s^{-1}$  (tablica 5.2). Analizowane na podstawie krzywych płynięcia wartości odkształcenia  $\epsilon_m$  świadczą o istotnym hamowaniu rekrytalizacji dynamicznej w stali S4. Decydujący wpływ na ten proces oprócz składu chemicznego wywiera temperatura i prędkość odkształcenia. Wraz ze wzrostem  $\dot{\epsilon}$  i obniżaniem temperatury odkształcenia wartość  $\epsilon_m$  zwiększa się.

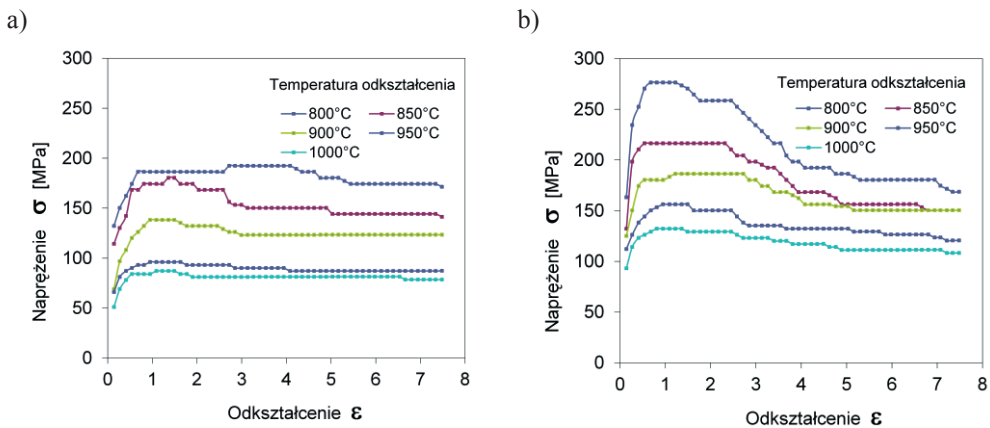


**Rysunek 5.13.** Wpływ temperatury i prędkości odkształcenia na przebieg krzywych płynięcia stali S1 austenitowanej w temperaturze 1200°C: a)  $\dot{\epsilon} = 1,0s^{-1}$ , b)  $\dot{\epsilon} = 10,0s^{-1}$

Jednoczesne wprowadzenie do stali perlitycznej S5 mikrodotyków tytanu (0,020%), boru (0,002%) i azotu (0,024%) nie spowodowało istotnych zmian w typowym przebiegu krzywych płynięcia (rys. 5.16), w porównaniu do stali S4 o podobnym układzie mikrodotyków oprócz wanadu. W stali S5 stwierdzono średnio nieznacznie niższe naprężenia płynięcia w badanym zakresie temperatury i prędkości odkształcenia i wyższe wartości  $\epsilon_{gr}$  w porównaniu ze stalą S4. Analizowane wartości  $\epsilon_{gr}$  są również zdecydowanie wyższe w całym zakresie eksperymentu w porównaniu ze stalą S3 z binarnym oddziaływaniem mikrodotyku boru z wanadem.

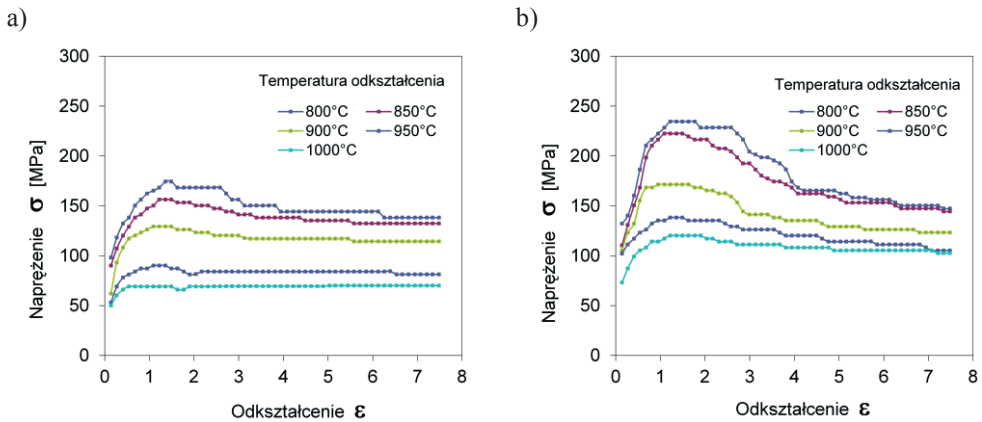


**Rysunek 5.14.** Wpływ temperatury i prędkości odkształcenia na przebieg krzywych płynięcia stali S3 austenityzowanej w temperaturze 1200°C: a)  $\dot{\epsilon} = 1,0s^{-1}$ , b)  $\dot{\epsilon} = 10,0s^{-1}$



**Rysunek 5.15.** Wpływ temperatury i prędkości odkształcenia na przebieg krzywych płynięcia stali S4 austenityzowanej w temperaturze 1200°C: a)  $\dot{\epsilon} = 1,0s^{-1}$ , b)  $\dot{\epsilon} = 10,0s^{-1}$

Stal perlityczna podwyższonej zawartości dodatków stopowych Si i Cr do ok. 0,85% (stal S6) jak również stale perlityczne a mikrodotatkami, zawierające w składzie chemicznym: Si (0,53%), Cr (0,91%) i mikrodotadek V (0,09%) - stal S7, a także Si (0,48%), Cr (0,79%) i mikrodotadek Nb (0,02%) - stal S8, poddane plastometrycznej próbie skręcania na gorąco wykazują zróżnicowany przebieg krzywych płynięcia zależny głównie od temperatury i prędkości odkształcenia.



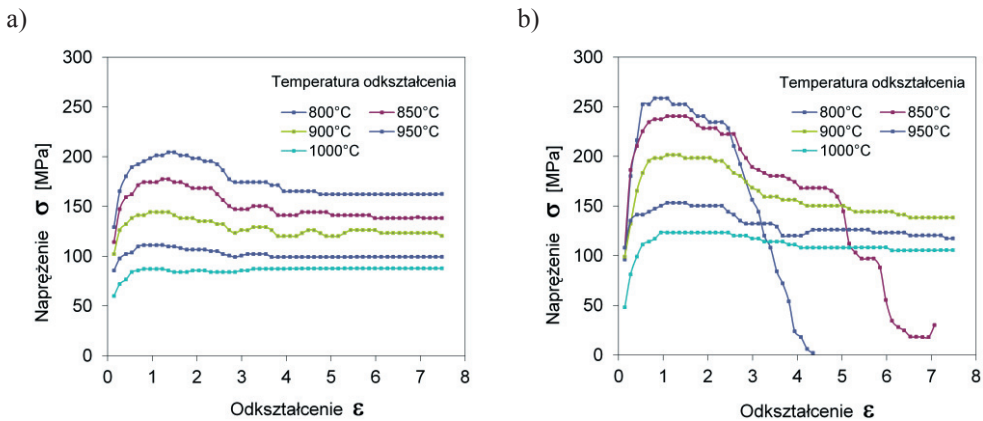
**Rysunek 5.16.** Wpływ temperatury i prędkości odkształcenia na przebieg krzywych płynięcia stali S5 austenitzowanej w temperaturze 1200°C; a)  $\dot{\epsilon} = 1,0 \text{ s}^{-1}$ , b)  $\dot{\epsilon} = 10,0 \text{ s}^{-1}$

Stal S6 użyto do badań eksperymentalnych wyłącznie dla porównawczej analizy wyników oddziaływania mikrodotatków w stalach S7 i S8. Obniżenie temperatury i wzrost prędkości odkształcenia wpływa na zwiększenie wartości naprężeń  $\sigma_{max}$  i ich wystąpienie przy wyższych wartościach odkształcenia  $\epsilon_m$  w badanych stalach S6÷S8 (tablica 5.2).

**Tablica 5.2.** Zestawienie charakterystycznych wielkości z krzywych  $\sigma$ - $\varepsilon$  dla stali mikrostopowych perlitycznych odkształconych plastycznie na gorąco metodą skręcania

Oznaczenie stali	Prędkość odkształcenia $\dot{\varepsilon}$ , s <sup>-1</sup>	Temperatura odkształcenia, °C														
		800			850			900			950			1000		
		$\sigma_{max}$ MPa	$\varepsilon_m$	$\varepsilon_{gr}$	$\sigma_{max}$ MPa	$\varepsilon_m$	$\varepsilon_{gr}$	$\sigma_{max}$ MPa	$\varepsilon_m$	$\varepsilon_{gr}$	$\sigma_{max}$ MPa	$\varepsilon_m$	$\varepsilon_{gr}$	$\sigma_{max}$ MPa	$\varepsilon_m$	$\varepsilon_{gr}$
S0	1,0	189,4	1,49	14,6	144,3	1,42	20,6	108,3	1,36	27,6	84,2	1,22	30,2	75,1	1,09	40,0
	10,0	264,6	1,70	27,4	198,4	1,53	31,4	162,3	1,42	36,4	159,2	1,36	34,8	121,7	1,22	47,9
S2	1,0	198,4	1,77	14,5	168,3	1,49	18,1	141,3	1,36	14,8	111,3	1,22	18,4	99,2	1,09	28,0
	10,0	246,5	2,04	9,8	216,5	1,77	20,9	210,4	1,63	25,0	144,3	1,42	25,6	144,3	1,29	29,4
S1	1,0	159,4	1,77	6,5	138,3	1,49	10,0	120,3	1,36	15,2	109,7	1,09	20,0	73,7	0,95	23,6
	10,0	216,4	1,90	8,3	192,4	1,63	10,2	174,4	1,56	24,5	135,3	1,49	23,5	126,3	1,22	32,5
S3	1,0	180,4	2,04	5,9	171,4	1,90	5,0	120,3	1,77	7,0	90,2	1,49	11,9	75,2	1,15	16,3
	10,0	234,5	-	4,6	216,4	-	5,0	162,3	1,90	13,7	150,4	1,63	18,9	126,2	1,22	16,3
S4	1,0	192,4	2,17	18,4	180,4	1,90	17,4	138,3	1,63	20,9	96,2	1,36	31,9	87,2	1,09	28,3
	10,0	276,5	2,31	29,2	216,4	2,17	31,0	186,3	1,90	25,6	156,3	1,49	32,6	132,3	1,22	38,4
S5	1,0	174,4	2,17	14,7	156,3	1,49	18,5	129,3	1,36	16,7	90,2	1,22	38,6	69,1	0,95	45,7
	10,0	234,5	1,77	28,3	222,5	1,49	37,0	171,4	1,42	33,2	138,3	1,36	34,8	120,2	1,36	41,3
S6	1,0	204,4	1,49	11,97	177,4	1,36	12,37	144,3	1,22	13,60	111,2	0,95	20,13	67,2	0,81	22,17
	10,0	258,5	-	4,35	240,5	-	7,07	201,4	1,77	11,01	153,3	1,70	14,01	123,3	1,63	29,92
S7	1,0	222,5	2,04	8,02	130,4	1,46	11,69	156,3	1,36	10,47	126,3	1,22	14,00	99,2	1,15	17,14
	10,0	252,6	-	4,76	246,5	-	6,12	192,5	1,22	5,84	189,4	1,15	19,04	156,3	0,95	20,51
S8	1,0	189,4	2,04	5,44	162,4	1,77	10,74	138,3	1,49	11,97	108,2	1,29	15,50	75,2	1,22	30,74
	10,0	276,6	-	5,84	231,5	2,04	7,07	210,5	1,70	29,24	171,4	1,53	25,57	141,3	1,36	28,02

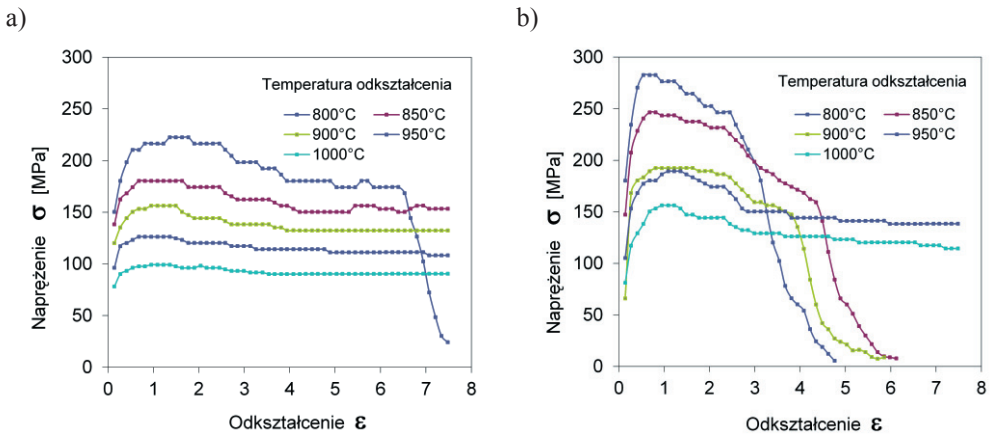
Krzywe  $\sigma$ - $\epsilon$  analizowanych stali skręcanych z prędkością odkształcenia  $1,0s^{-1}$  i  $10,0s^{-1}$  w zakresie temperatury ( $800\div 1000^{\circ}C$ ) wykazują przebieg typowy dla rekrytalizacji dynamicznej (rys. 5.17÷5,19) z różnym etapem zaniku umocnienia zgniotowego po osiągnięciu naprężenia  $\sigma_{max}$ . Badane stale odkształcane z większą prędkością  $\dot{\epsilon}$  w zakresie temperatury ( $800\div 850^{\circ}C$ ) charakteryzują się niskim poziomem plastyczności wysokotemperaturowej, odpowiadającej wartościom  $\epsilon_{gr}$  rzędu  $4\div 6$  (rys. 5.17b, 5.18b, 5.19b). Obniżona plastyczność tych stali związana jest prawdopodobnie z występowaniem zjawiska dynamicznego wydzielania dyspersyjnych faz międzywęzłowych węglików, azotków lub węglikoazotków po granicach ziarn austenitu odkształconego, prowadzącego do kruchości międzykrytalicznej stali [56, 59]. Przebieg krzywych płynięcia badanych stali odkształczanych w zakresie wyższej temperatury ( $900\div 1000^{\circ}C$ ) nie zależy od prędkości odkształcenia i jest typowy dla procesu rekrytalizacji dynamicznej ze stabilnym etapem ustalonych naprężeń płynięcia  $\sigma_{ss}$  oraz wysokimi wartościami  $\epsilon_{gr}$  ok. 30. Rekrytalizacja dynamiczna jest decydującym procesem zarówno kształtowania poziomu naprężeń w zakresie odkształceń  $\epsilon(\sigma_{max}) \div \epsilon(\sigma_{ss})$ , jak również wielkości maksymalnych odkształceń granicznych do zniszczenia materiału w trakcie próby skręcania na gorąco.



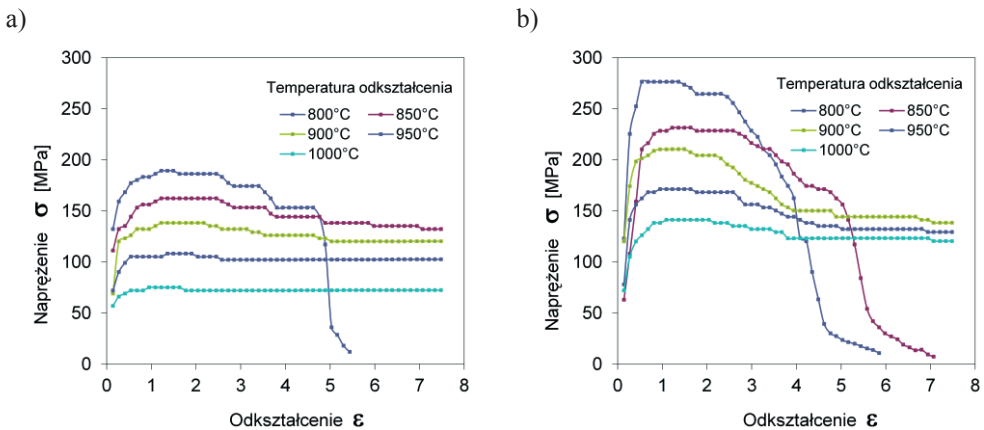
**Rysunek 5.17.** Wpływ temperatury i prędkości odkształcenia na przebieg krzywych płynięcia stali S6 austenitzowanej w temperaturze  $1200^{\circ}C$ ; a)  $\dot{\epsilon} = 1,0 s^{-1}$ , b)  $\dot{\epsilon} = 10,0 s^{-1}$

Analiza przebiegu krzywych  $\sigma$ - $\epsilon$  pozwala na stwierdzenie, że indywidualne oddziaływanie mikrododatku wanadu w stali S7 i niobu w stali S8 prowadzi do większego umocnienia odkształceniowego tych stali w badanym zakresie temperatury skręcania, szczególnie dla stali

S7 przy wyższej prędkości odkształcenia, jak również w przypadku mikrodotadku Nb - do zwiększenia odkształcenia granicznego i tym samym do większej plastyczności stali S8 w porównaniu ze stałą odniesienia S6.



**Rysunek 5.18.** Wpływ temperatury i prędkości odkształcenia na przebieg krzywych płynięcia stali S7 austenityzowanej w temperaturze 1200°C: a)  $\dot{\epsilon} = 1,0s^{-1}$ , b)  $\dot{\epsilon} = 10,0s^{-1}$



**Rysunek 5.19.** Wpływ temperatury i prędkości odkształcenia na przebieg krzywych płynięcia stali S8 austenityzowanej w temperaturze 1200°C: a)  $\dot{\epsilon} = 1,0s^{-1}$ , b)  $\dot{\epsilon} = 10,0s^{-1}$

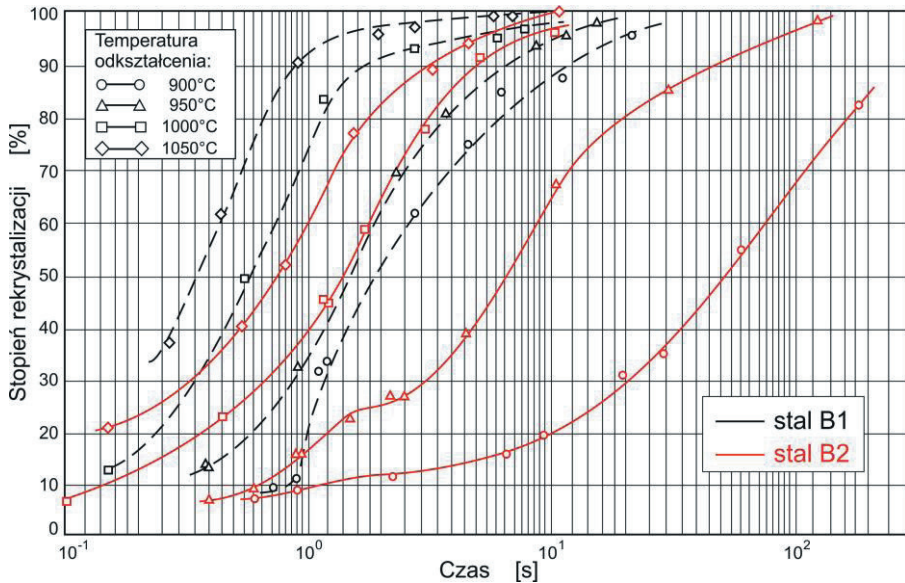
Niezależnie od parametrów próby skręcania najwyższe wartości naprężeń  $\sigma_{max}$  występują na krzywych płynięcia stali S7. Obniżenie temperatury odkształcenia tej stali z 1000°C do 800°C podczas próby skręcania z prędkością 1,0s<sup>-1</sup> i 10,0s<sup>-1</sup> powoduje zwiększenie  $\sigma_{max}$



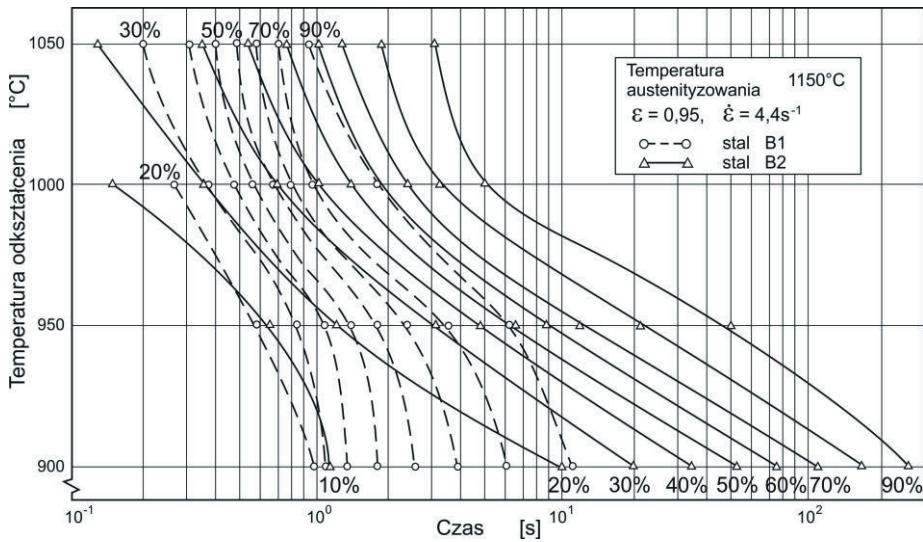
odpowiednio od ok. 100 MPa do ok. 220 MPa i od 156 MPa do 253 MPa. Odkształcenia  $\varepsilon_m$  odpowiadające tym naprężeniom przyjmują wartości ok. 1,15 i ok. 2,04 dla  $\dot{\varepsilon} = 1,0s^{-1}$ . Podobną zależność obserwuje się dla stali S8. Odpowiednie przyrosty naprężeń związane z obniżeniem temperatury odkształcenia w zakresie (1000÷800°C) wynoszą od ok. 75 MPa do ok. 190 MPa i od ok. 140 MPa do ok. 277 MPa dla identycznych zmian prędkości odkształcenia (tablica 5.2).

## 5.2. Wyniki badań kinetyki procesu rekrytalizacji statycznej wybranych stali z mikrodotatkami

Badania kinetyki procesu rekrytalizacji statycznej stali mikrostopowych B1 i B2 austenitizowanych w temperaturze 1150°C i odkształczonych metodą skręcania w zakresie 900÷1050°C z prędkością odkształcenia  $4,4s^{-1}$  pozwoliły na wyznaczenie krzywych RTT i określenie istotnych czynników warunkujących przebieg tego procesu. Analizy kinetyczne prowadzono dla wartości odkształcenia  $\varepsilon < \varepsilon_{cd}$ , a mianowicie  $\varepsilon = 0,68$ , odpowiadającego równoważnej wartości gniotu w procesie walcowania ( $z = 44\%$ ) oraz czasów wytrzymania izotermicznego w temperaturze odkształcenia do ok. 200s (rys. 5.20 i 5.21).



**Rysunek 5.20.** Wpływ temperatury odkształcenia na kinetykę rekrytalizacji statycznej stali B1 i B2 po próbie skręcania na gorąco z prędkością odkształcenia  $4,4 s^{-1}$  ( $T_A = 1150^\circ C$ ,  $\varepsilon = 0,68$ )



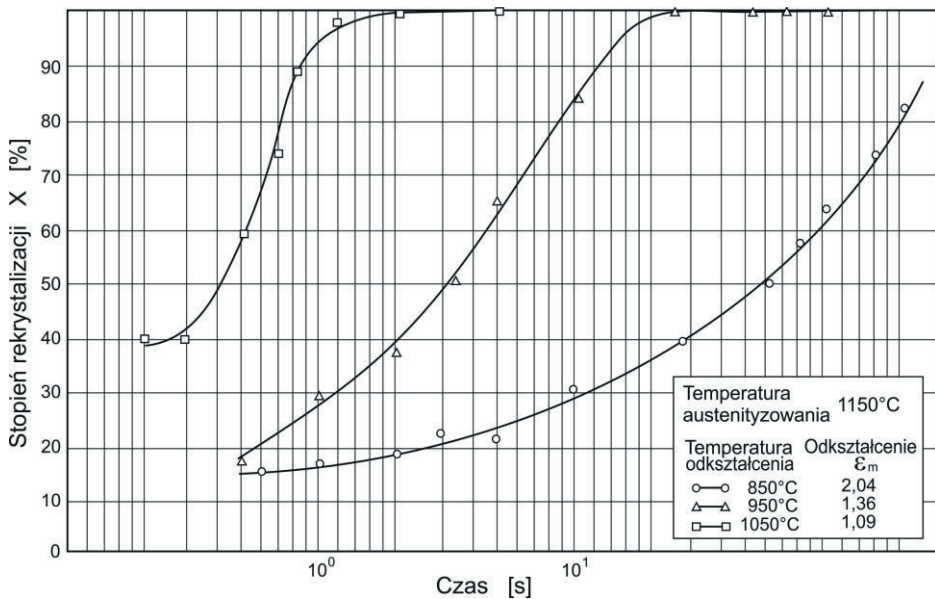
**Rysunek 5.21.** Zależność udziału rekrytalizacji statycznej od temperatury odkształcenia oraz czasu wytrzymania izotermicznego dla stali B1 i B2 po próbie skręcania na gorąco

Analiza krzywych rekrytalizacji austenitu stali B1 wskazuje, że proces ten przebiega monotonicznie, a krzywe kinetyki mają charakter funkcji wykładniczej. Szybkość procesu wzrasta z temperaturą odkształcenia plastycznego. Wyznaczone krzywe nie wykazują wyraźnego etapu zdrowienia statycznego chociaż dla minimalnych czasów ( $\tau < 1s$ ) stopień zmiękczenia materiału wynosi ok. 10÷30%. W zależności od temperatury odkształcenia zapoczątkowanie procesu rekrytalizacji zachodzi dla czasów wytrzymania izotermicznego poniżej 1s, natomiast zakończenie procesu obserwuje się po ok. 10÷30s.

Przebieg krzywych kinetyki rekrytalizacji austenitu stali B2 o wyższym stężeniu Nb (0,03%) jest podobny do analizowanych krzywych stali B1 (rys. 5.21) tylko w zakresie temperatury odkształcenia (1000÷1050°C), natomiast różni się w zakresie (900÷950°C). Charakterystyczne krzywe postępu rekrytalizacji w niższej temperaturze przesunięte są wyraźnie do dłuższych czasów wytrzymania izotermicznego. Szczególnie wyraźnie zaznacza się to dla temperatury 900°C i 950°C. Proces rekrytalizacji statycznej po odkształceniu w temperaturze 900°C rozpoczyna się po ok. 10s, a w temperaturze 950°C po ok. 2÷3s i jest w pełni zakończony po ok. 100÷200s. W temperaturze 1000°C i 1050°C całkowita rekrytalizacja statyczna austenitu stali B2 zachodzi natomiast w czasie ok. 10s.

Na podstawie uzyskanych wyników badań procesu kinetyki rekrytalizacji statycznej badanych stali wyznaczono krzywe RTT charakteryzujące zależność udziału rekrytalizacji statycznej w funkcji parametrów odkształcenia i czasu wytrzymania izotermicznego (rys. 5.21). Analiza krzywych wskazuje na wyraźną zależność hamowania procesu rekrytalizacji od stężenia Nb w stali. Maksymalne spowolnienie procesu rekrytalizacji austenitu stali B2 występuje w temperaturze 900°C. W wyższym zakresie temperatury zmniejszenie szybkości rekrytalizacji jest nieznaczne. Przebieg krzywych kinetycznych austenitu stali B1 i B2 jest zgodny z modelem procesu zdrowienia i rekrytalizacji statycznej po odkształceniu plastycznym w zakresie  $\epsilon < \epsilon_{cd}$  warunkującym zainicjowanie rekrytalizacji dynamicznej [13, 14, 157, 162].

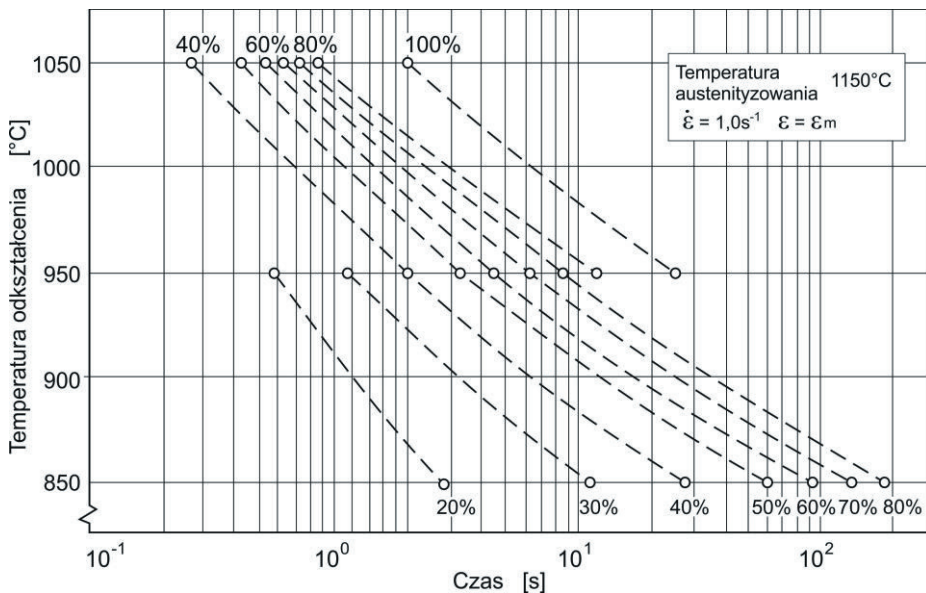
Proces kinetyki rekrytalizacji statycznej stali K1 z podwyższonym stężeniem Nb (0,04%) badano przy prędkości odkształcenia  $3,6s^{-1}$  w analogicznych warunkach temperatury austenitowania i odkształcenia jak dla stali B1 i B2. (rys. 5.22). Przyjęte odkształcenie wstępne odpowiadało wartości większej od krytycznej dla zapoczątkowania rekrytalizacji dynamicznej, praktycznie dla  $\epsilon \approx \epsilon_m$ .



**Rysunek 5.22.** Krzywe kinetyki rekrytalizacji statycznej dla stali K1 wyznaczone w próbie skręcania na gorąco z prędkością odkształcenia  $3,6s^{-1}$

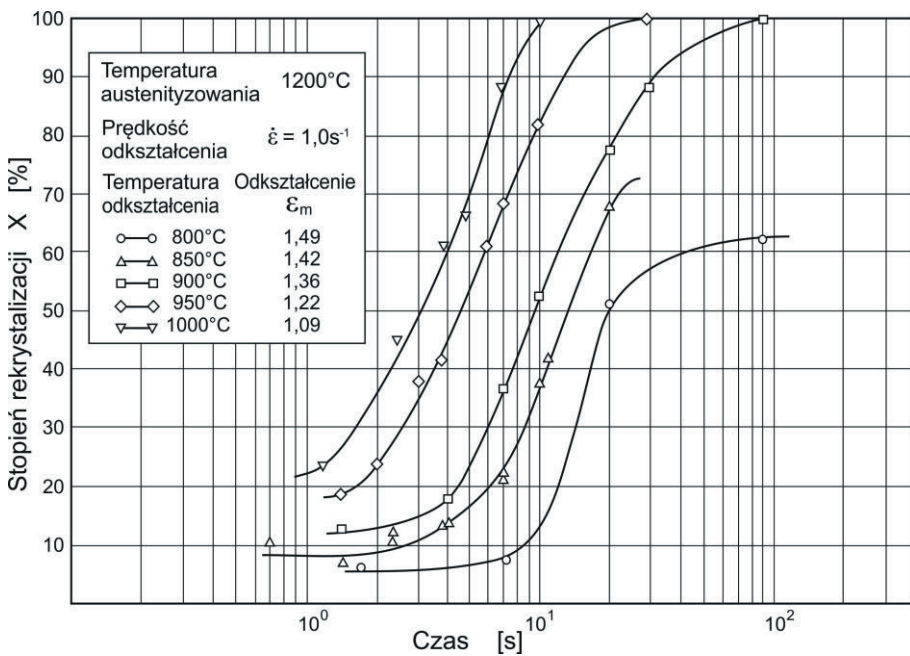
Analiza przebiegu krzywych frakcji zrekrystalizowanej w funkcji czasu wytrzymania pozwala na opisanie zjawisk aktywowanych cieplnie zgodnie z modelem uwzględniającym procesy zdrowienia statycznego, rekrytalizacji metadynamicznej i rekrytalizacji statycznej. Na krzywej  $X(\tau)$  wyznaczonej dla odkształcenia  $\varepsilon_m = 2,04$  i temperatury  $850^\circ\text{C}$  można wyróżnić etap zdrowienia i rekrytalizacji statycznej. Natomiast w temperaturze  $950^\circ\text{C}$  dla odkształcenia  $\varepsilon_m = 1,36$  zanik umocnienia zgniotowego austenitu jest efektem przebiegu rekrytalizacji metadynamicznej i statycznej. Czas inkubacji rekrytalizacji statycznej w temperaturze  $1050^\circ\text{C}$  dla odkształcenia  $\varepsilon_m = 1,09$  wynosi  $0,36\text{s}$ . W tych warunkach odkształcenia rekrytalizacja metadynamiczna jest wyłącznym procesem odpowiedzialnym za zmiękczenie austenitu stali K1.

Krzywe RTT stali K1 (rys. 5.23) wyznaczone na podstawie wyników badań kinetyki rekrytalizacji wskazują na wyraźne zmniejszenie szybkości procesów aktywowanych cieplnie odpowiedzialnych za usunięcie umocnienia zgniotowego austenitu badanej stali z obniżaniem temperatury odkształcenia. W temperaturze  $1050^\circ\text{C}$  austenit stali K1 rekrytalizuje natychmiast po zakończeniu odkształcenia ( $\tau < 0,3\text{s}$ ), a po ok.  $2\text{s}$  następuje kompletna rekrytalizacja. Natomiast w temperaturze  $950^\circ\text{C}$  i  $850^\circ\text{C}$  rekrytalizacja statyczna rozpoczyna się odpowiednio w czasie  $< 1\text{s}$  i ok.  $1,5\text{s}$  i kończy ( $X=80\%$ ) dla analogicznej temperatury po upływie  $25\text{s}$  i  $200\text{s}$  (rys. 5.23).



**Rysunek 5.23.** Zależność udziału rekrytalizacji statycznej od temperatury odkształcenia i czasu wytrzymania izotermicznego dla stali K1 po próbie skręcania na gorąco

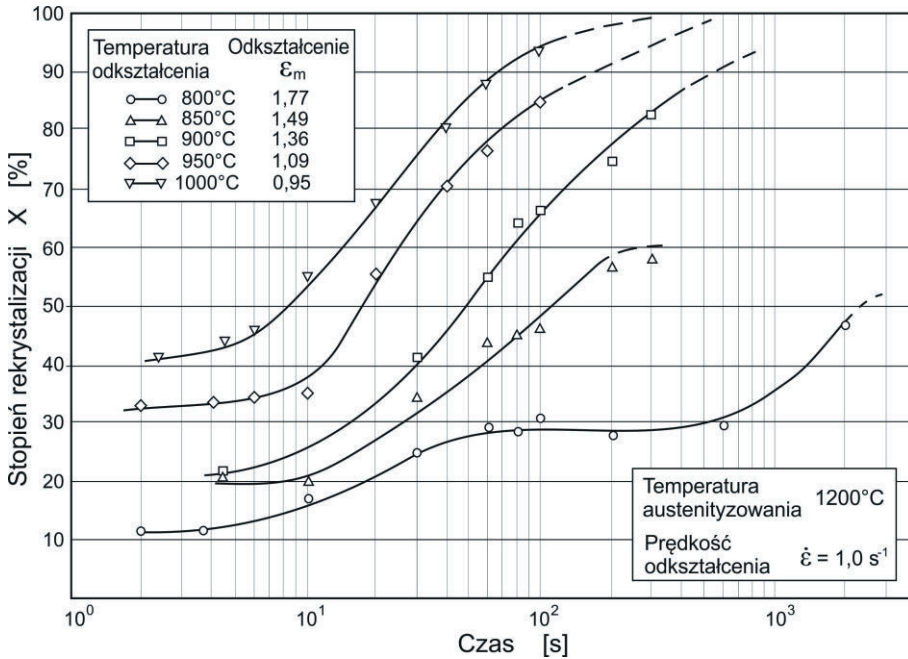
Badania rekrytalizacji statycznej stali mikrostopowych perlitycznych S0, S1 i S7 po wysokotemperaturowym skręcaniu pozwoliły głównie na określenie wpływu składu chemicznego oraz parametrów odkształcenia i czasu wytrzymania izotermicznego na kinetykę procesów aktywowanych cieplnie zachodzących w austenicie, które determinują jego strukturę i stan umocnienia (rys. 5.24÷5.28). Wpływ temperatury odkształcenia w zakresie (800÷1000°C) analizowano przy prędkości  $\dot{\epsilon} = 1,0 \text{ s}^{-1}$  dla wartości odkształceń odpowiadających naprężeniom maksymalnym na krzywych płynięcia. Stwierdzono, że krzywe kinetyki rekrytalizacji badanych stali wykazują zróżnicowany przebieg w zależności od składu chemicznego oraz temperatury i stopnia odkształcenia.



**Rysunek 5.24.** Wpływ temperatury odkształcenia na kinetykę rekrytalizacji statycznej stali perlitycznej S0 po skręcaniu na gorąco

W przypadku stali S0 przebieg krzywych kinetycznych odpowiada procesom rekrytalizacji statycznej poprzedzonej rekrytalizacją dynamiczną podczas odkształcenia na gorąco. Wyznaczone krzywe kinetyki rekrytalizacji nie ujawniają etapu zdrowienia statycznego. W niższym zakresie temperatury odkształcenia i wytrzymania izotermicznego proces rekrytalizacji statycznej wymaga dłuższego czasu zarówno do rozpoczęcia jak i zakończenia

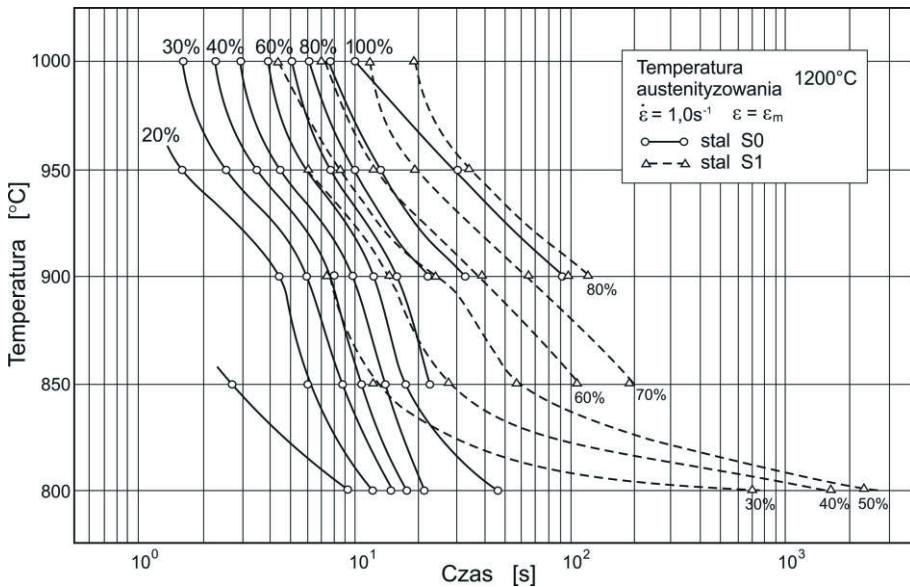
procesu. Rekrytalizacja statyczna rozpoczyna się w badanym zakresie temperatury odkształcenia w czasie  $2 \div 4$ s przy zaawansowaniu procesu na poziomie  $X \approx 10 \div 20\%$ . Zapoczątkowanie rekrytalizacji przy częściowym usunięciu skutków umocnienia zgniotowego wskazuje, że proces zdrowienia statycznego zachodzi w bardzo krótkich czasach ( $\tau < 1$ s).



**Rysunek 5.25.** Wpływ temperatury odkształcenia na kinetykę rekrytalizacji statycznej i metadynamicznej stali perlitycznej S1 po skręcaniu na gorąco

Dla stali mikrostopowych perlitycznych S1 i S7 na krzywych kinetyki rekrytalizacji  $X(\tau)$  występują odcinki o różnym nachyleniu oraz charakterystyczne przegięcia i odcinki płaskie tzw. plateau, przy których stopień rekrytalizacji nie zmienia się (rys. 5.25 i 5.27). Analizowane krzywe kinetyki rekrytalizacji statycznej badanych stali są przesunięte do dłuższych czasów w porównaniu z krzywymi  $X(\tau)$  stali S0 (rys. 5.24 i 5.25). Przebieg krzywych kinetycznych dla stali S1 wskazuje, że usunięcie efektu umocnienia zgniotowego po odkształceniu na gorąco zachodzi w wyniku zdrowienia statycznego i rekrytalizacji statycznej. Występowanie poszczególnych procesów aktywowanych cieplnie zależy przede wszystkim od temperatury i stopnia odkształcenia. W przypadku próby skręcania przy temperaturze 800°C na krzywej kinetyki rekrytalizacji można wyróżnić etapy zdrowienia

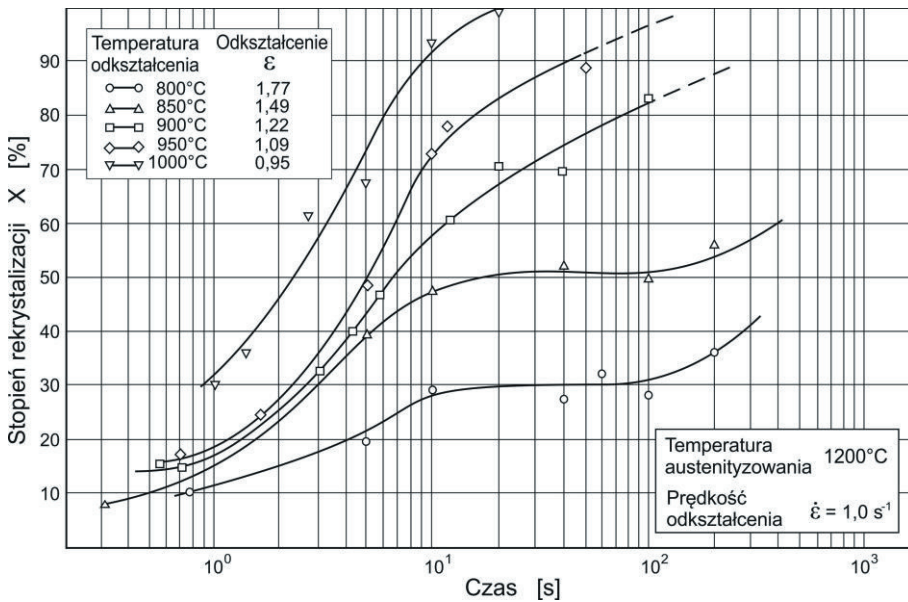
statycznego i rekrytalizacji statycznej, które występują po wyraźnie zaznaczonym okresie inkubacji (rys. 5.25). Dla wyższej temperatury odkształcenia ( $900\div 1000^{\circ}\text{C}$ ) krzywe  $X(\tau)$  charakteryzują się przebiegiem monotonicznym rosnącym, odpowiadającym rekrytalizacji statycznej. Udział rekrytalizacji statycznej w całkowitym usunięciu umocnienia zgniotowego zmniejsza się ze wzrostem temperatury odkształcenia. Na krzywych kinetycznych nie występuje etap procesu zdrowienia statycznego, niemniej rekrytalizacja statyczna rozpoczyna się przy większym udziale zaawansowania procesu, oszacowanego analitycznie na ok.  $X = 20\div 40\%$ . Należy sądzić, że proces zdrowienia statycznego rozpoczyna się w tym zakresie temperatury odkształcenia, w czasach krótszych niż 2s (rys. 5.25). W porównaniu ze stałą S1 modyfikowaną mikrodotatkami wanadu i azotu proces rekrytalizacji statycznej stali odniesienia S0 w badanym zakresie parametrów odkształcenia przebiega w krótszym czasie.



**Rysunek 5.26.** Zależność stopnia rekrytalizacji statycznej od temperatury odkształcenia i czasu wytrzymania izotermicznego dla stali S0 i S1 po skręcaniu na gorąco

Na podstawie uzyskanych wyników dla stali S0 i S1 wyznaczono również krzywe RTT (rys. 5.26) i stwierdzono, że stal perlityczna S0 odkształcana na gorąco w zakresie temperatury ( $800\div 1000^{\circ}\text{C}$ ) rekrytalizuje statycznie bezpośrednio po odkształceniu w krótszym czasie. Czas rozpoczęcia i zakończenia procesu rekrytalizacji statycznej stali S0 wynosi ok. 9s i 40s, przy temperaturze  $800^{\circ}\text{C}$  oraz ok. 1s i 10s przy temperaturze  $1000^{\circ}\text{C}$ . Proces rekrytalizacji

stacycznej stali S1 po odkształceniu na gorąco przebiega natomiast w dłuższym czasie. Maksymalne opóźnienie rekrytalizacji występuje w zakresie temperatury odkształcenia (800÷900°C), natomiast w wyższym zakresie temperatury (950÷1000°C) rekrytalizacja stali S1 zachodzi w czasie porównywalnym do przebiegu tego procesu w stali S0. Proces rekrytalizacji stacycznej stali S1 po odkształceniu w temperaturze 800°C rozpoczyna się po ok. 700s ( $X = 30\%$ ) i kończy się po ok. 2000s ( $X = 50\%$ ). Natomiast przy temperaturze 1000°C początek rekrytalizacji występuje po ok. 4s ( $X = 50\%$ ), a zakończenie po ok. 20s ( $X = 90\%$ ).

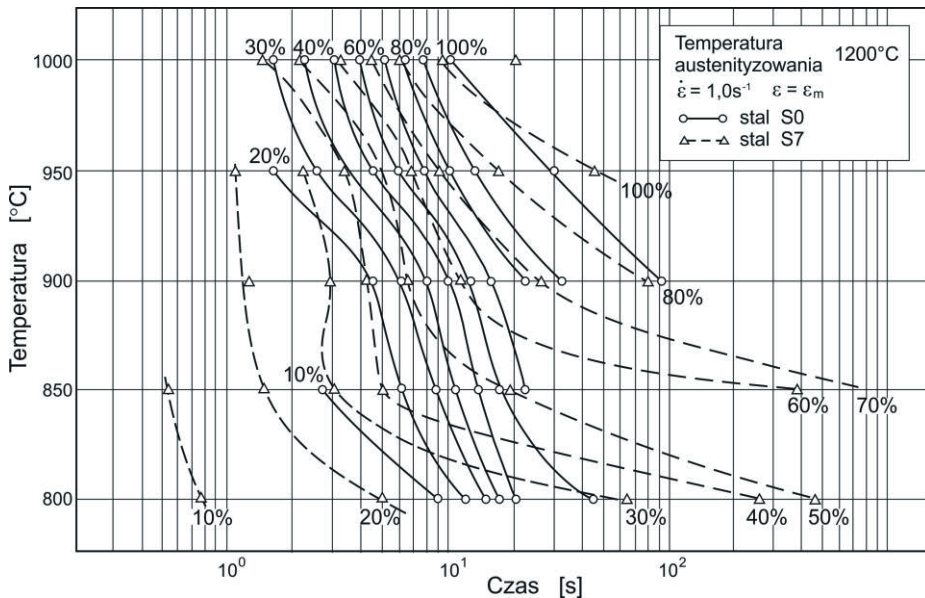


**Rysunek 5.27.** Wpływ temperatury odkształcenia na kinetykę rekrytalizacji stacycznej i metadynamicznej stali S7 po skręcaniu na gorąco

W przypadku stali S7 charakter krzywych  $X(\tau)$  wskazuje, że usunięcie umocnienia zgniotowego po próbie skręcania na gorąco jest wynikiem zdrowienia statycznego i rekrytalizacji stacycznej (rys. 5.27). Występowanie poszczególnych procesów aktywowanych ciepłnie warunkują parametry odkształcenia plastycznego, głównie temperatura odkształcenia. Po wytrzymaniu izotermicznym w temperaturze 800°C i 850°C na krzywych kinetyki można wyróżnić etapy zdrowienia statycznego i rekrytalizacji stacycznej poprzedzonej wyraźnie zaznaczonym okresem inkubacji. W wyższym zakresie temperatury (900÷1000°C) krzywe kinetyki  $X(\tau)$  charakteryzuje przebieg wykładniczy odpowiadający



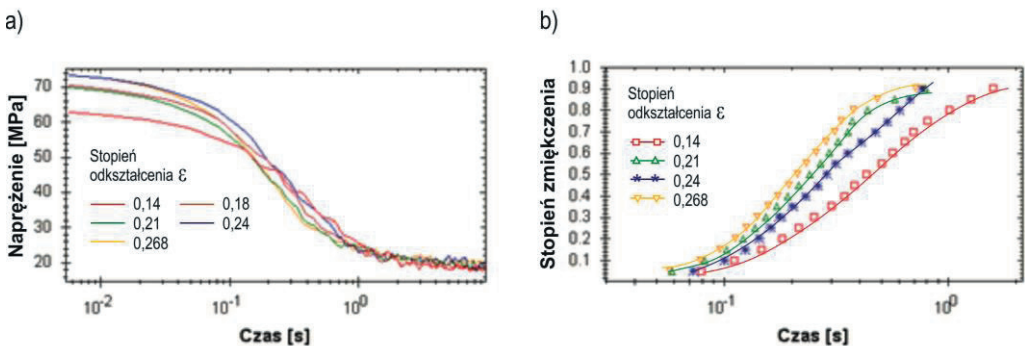
procesowi rekrytalizacji statycznej. Również w tym zakresie temperatury nie ujawniono na krzywych kinetycznych odcinków odpowiadających procesowi zdrowienia statycznego, podczas gdy rekrytalizacja statyczna rozpoczyna się przy zaawansowanym procesie relaksacyjnym na poziomie ok. 20÷30%. Należy zatem sądzić, że proces zdrowienia w wyższym zakresie temperatury zachodzi w krótszym czasie. Udział poszczególnych procesów aktywowanych cieplnie w usuwaniu skutków umocnienia zgmiotowego stali S7 zależy zatem od parametrów wysokotemperaturowego skręcania, a w szczególności od temperatury odkształcenia, podobnie jak w przypadku stali S1. W temperaturze wytrzymania izotermicznego 800°C i 850°C zdrowienie statyczne przebiega w czasie ok. 10s, a zanik umocnienia w wyniku tego procesu wynosi odpowiednio 30% i 50%. Przy wytrzymaniu izotermicznym w temperaturze 900°C i 950°C czas przebiegu procesu rekrytalizacji statycznej odpowiadający udziałom  $X = 80\%$  i  $95\%$  wynosi ok. 100s. Natomiast w temperaturze 1000°C czas do pełnej rekrytalizacji statycznej skraca się do ok. 10s. Stal S7 wymaga dłuższego czasu dla przebiegu procesu rekrytalizacji statycznej w porównaniu ze stalą odniesienia S0 szczególnie w zakresie temperatury (800÷850°C) (rys. 5.28).



**Rysunek 5.28.** Zależność stopnia rekrytalizacji statycznej od temperatury odkształcenia i czasu wytrzymania izotermicznego dla stali S0 i S7 po skręcaniu na gorąco

Pełny przebieg rekrytalizacji statycznej stali S7 w zakresie temperatury (800÷900°C) wymaga czasu wytrzymania ok (8÷13'). W wyższej temperaturze proces ten zachodzi w czasie porównywalnym do przebiegu rekrytalizacji statycznej stali S0. Wytrzymanie izotermiczne w temperaturze 800°C pozwala na uzyskanie granicznych stopni rekrytalizacji ( $X = 10$  i 60%) po upływie odpowiednio 1s i 700s. W temperaturze wytrzymania 1000°C po upływie 1s i 20s stopień rekrytalizacji  $X$  wynosi odpowiednio 30% i 100%.

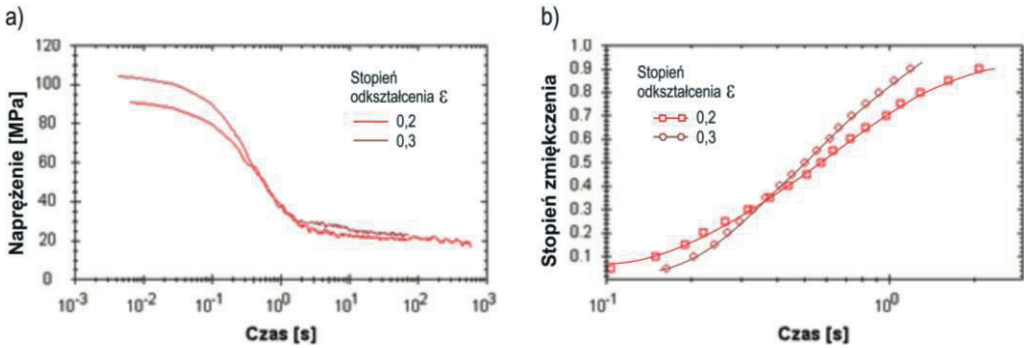
Krzywe kinetyki rekrytalizacji statycznej stali G1 badane w próbach ściskania na gorąco metodą relaksacji naprężeń charakteryzują się zróżnicowanymi przebiegami, zależnymi przede wszystkim od parametrów odkształcenia plastycznego (rys. 5.29÷5.34). Dla odkształceń w zakresie  $\epsilon$  (0,14÷0,27) wytrzymanie izotermiczne po austenitacji i odkształceniu w tej samej temperaturze 1200°C prowadzi do usunięcia skutków umocnienia zgniotowego stali G1 poprzez procesy zdrowienia statycznego i rekrytalizacji statycznej (rys. 5.29).



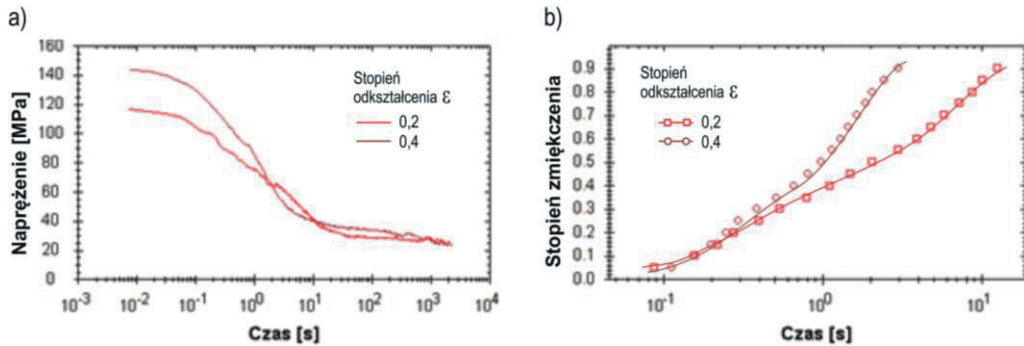
**Rysunek 5.29.** Wpływ stopnia odkształcenia i czasu wytrzymania izotermicznego na krzywe relaksacji (a) i stopień zmiękczenia (b) stali G1 po próbie ściskania na gorąco ( $T_A = T_{def} = 1200^\circ\text{C}$ ,  $\dot{\epsilon} = 1,0\text{s}^{-1}$ )

Natomiast dla odkształcenia większego od wymaganego dla zainicjowania procesu rekrytalizacji dynamicznej ( $\epsilon > \epsilon_{cd}$ ) usunięcie umocnienia jest wynikiem procesu zdrowienia i rekrytalizacji statycznej oraz rekrytalizacji metadynamicznej. Przy temperaturze odkształcenia 1100°C dla  $\epsilon = 0,2$  mniejszego od  $\epsilon_{cd}$ , proces zmiękczenia materiału jest wynikiem zdrowienia i rekrytalizacji statycznej, natomiast przy odkształceniu  $\epsilon = 0,3$  odpowiadającym wartości  $\epsilon_{cd}$  - relaksacja naprężeń zachodzi na skutek rekrytalizacji statycznej (rys. 5.30). Podczas relaksacji naprężeń po odkształceniu w zakresie temperatury

(800÷1000°C) ujawniono występowanie procesów zdrowienia i rekrytalizacji statycznej, których udział zmienia się w zależności od temperatury i stopnia odkształcenia (rys. 5.30, 5.31).



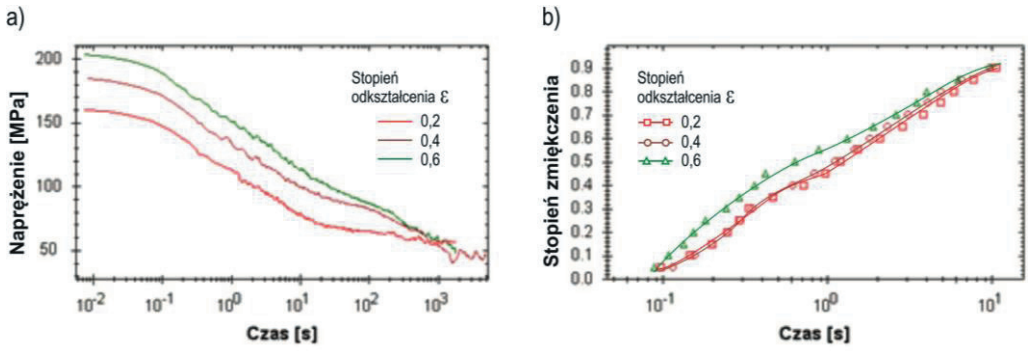
**Rysunek 5.30.** Wpływ stopnia odkształcenia i czasu wytrzymania izotermicznego na krzywe relaksacji (a) i stopień zmiękczenia (b) stali G1 po próbie ściskania na gorąco ( $T_A = 1200^{\circ}\text{C}$ ,  $T_{def} = 1100^{\circ}\text{C}$ ,  $\dot{\epsilon} = 1,0\text{s}^{-1}$ )



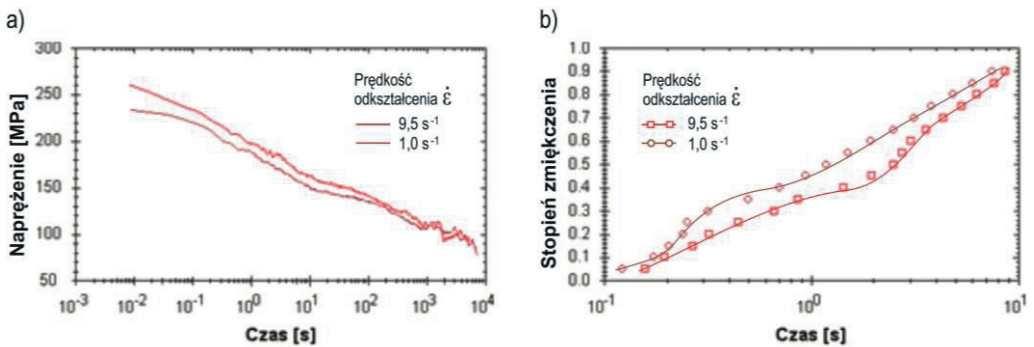
**Rysunek 5.31.** Wpływ stopnia odkształcenia i czasu wytrzymania izotermicznego na krzywe relaksacji (a) i stopień zmiękczenia (b) stali G1 po próbie ściskania na gorąco ( $T_A = 1200^{\circ}\text{C}$ ,  $T_{def} = 1000^{\circ}\text{C}$ ,  $\dot{\epsilon} = 1,0\text{s}^{-1}$ )

Ponadto na krzywych relaksacji zarejestrowanych przy temperaturze odkształcenia 900°C i 800°C dla  $\epsilon = 0,6$  ujawniono prawdopodobnie oprócz przebiegu zdrowienia i rekrytalizacji statycznej etap rekrytalizacji metadynamicznej (rys. 5.32, 5.33). Analiza krzywych RTT (rys. 5.34) dla stali G1 pozwala stwierdzić, że procesy aktywowane

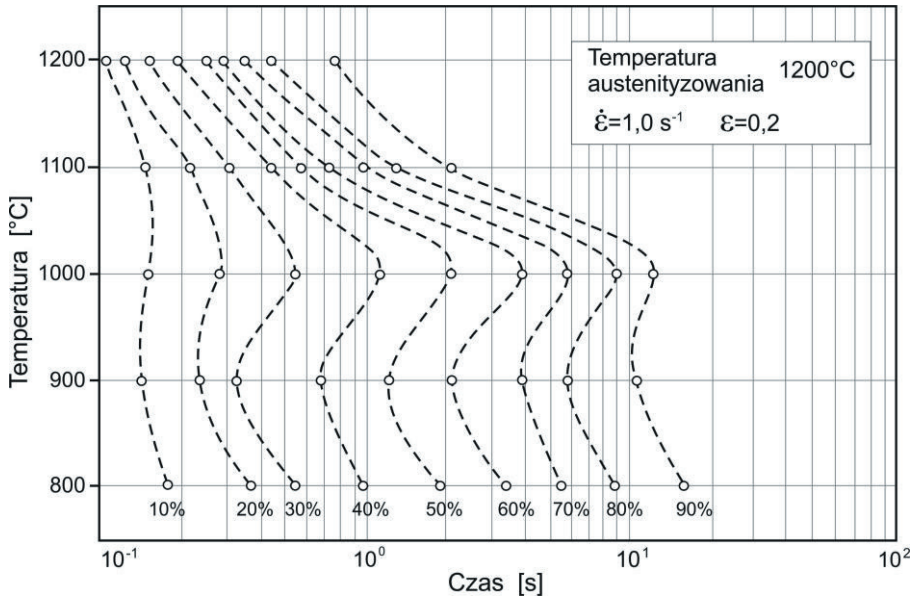
cieplnie w badanych warunkach próby ściskania przebiegają w stosunkowo krótkim czasie.



**Rysunek 5.32.** Wpływ stopnia odkształcenia i czasu wytrzymania izotermicznego na krzywe relaksacji (a) i stopień zmiękczenia (b) stali G1 po próbie ściskania na gorąco ( $T_A = 1200^\circ\text{C}$ ,  $T_{def} = 900^\circ\text{C}$ ,  $\dot{\epsilon} = 1,0\text{s}^{-1}$ )



**Rysunek 5.33.** Wpływ prędkości odkształcenia i czasu wytrzymania izotermicznego na krzywe relaksacji (a) i stopień zmiękczenia (b) stali G1 po próbie ściskania na gorąco ( $T_A = 1200^\circ\text{C}$ ,  $T_{def} = 800^\circ\text{C}$ ,  $\epsilon = 0,4$ )



**Rysunek 5.34.** Krzywe RTT dla stali G1 po próbie ściskania na gorąco wyznaczone na podstawie metody relaksacji naprężeń

Po odkształceniu plastycznym i wytrzymaniu izotermicznym w zakresie temperatury (1100÷1200°C) czas procesu relaksacji naprężeń wynosi ok. 2s. Natomiast dla temperatury 800°C i 1000°C czas ten wynosi odpowiednio ok. 10s i 15s. Hamowanie procesu rekrytalizacji statycznej badanej stali jest najbardziej intensywne w temperaturze 1000°C po odkształceniu  $\epsilon = 0,2$ .

### 5.3. Wyniki analizy termodynamicznej i kinetycznej procesu wydzielania w badanych stalach

Analiza termodynamiczna stanu równowagi fazowej składników strukturalnych w zakresie austenitu stabilnego badanych stali mikrostopowych (B2 i G1) dotyczyła głównie obliczeń analitycznych składu chemicznego austenitu oraz zawartości i składu chemicznego potencjalnych faz międzywęzłowych typu węglików, azotków lub złożonych węglikoazotków wprowadzonych do stali mikrodotatków stopowych w funkcji temperatury grzania lub chłodzenia. Obliczenia przeprowadzono na bazie modelu termodynamicznego Hillert'a i Staffanssona, rozwiniętego przez Adriana [7, 207] dla analizy złożonych faz międzywęzłowych.

Mikrodotatki Nb, V i Ti wprowadzone do badanych stali tworzą głównie węgliki, azotki i węglikoazotki proste lub złożone, krystalizujące najczęściej w sieci regularnej typu NaCl, które wykazują całkowitą wzajemną rozpuszczalność. Fazy te zarodkują zarówno heterogenicznie na istniejących już wydzieleniach powstałych w wysokiej temperaturze, jak TiN i TiC lub też w sposób niezależny - homogeniczny. W przeprowadzonej analizie termodynamicznej uwzględniono również oddziaływanie dodatku Al - typowego odtleniacza wprowadzonego do stali mikrostopowych typu HSLA ze względu na korzystny wpływ na rozdrobnienie ziarna austenitu. Wiadomo, że Al ma duże powinowactwo chemiczne do azotu i tworzy AlN, który jednak nie rozpuszcza się w węglikoazotkach ponieważ charakteryzuje się odmienną, heksagonalną budową krystalograficzną. Rozpuszczalność poszczególnych faz w austenicie stali mikrostopowych określona jest zależnością logarytmiczną iloczynu rozpuszczalności w funkcji temperatury procesu (zależność 3.26, rozdz. 2.3). Obliczone temperatury rozpuszczalności analizowanych faz utworzonych w badanych stalach mikrostopowych B2 i G1 zestawiono w tablicy 5.3. Biorąc pod uwagę temperaturowe kryterium iloczynów rozpuszczalności analizowanych faz, które potencjalnie mogą utworzyć się w badanych stalach B2 i G1 (rys. 2.32, rozdz. 2.2) można stwierdzić, że w stali B2 wydzielają się fazy typu NbN, NbC, VN i AlN o relatywnie wyższej rozpuszczalności i maksymalnej temperaturze rozpuszczania ok. 1178°C, w porównaniu do fazy o najmniejszej rozpuszczalności (TiN) i maksymalnej temperaturze rozpuszczania ok. 1340°C, która występuje w stali mikrostopowej G1. W stali tej występują również identyczne wydzielenia o wyższej i najwyższej rozpuszczalności (VC), jak w stali B2. Wyznaczone temperatury rozpuszczania analizowanych wydzieleni w warunkach równowagi termodynamicznej pozwoliły na pełną weryfikację, w skali laboratoryjnej, przyjętej temperatury austenitzowania badanych stali mikrostopowych. Austenitzowanie stali B2 w temperaturze 1200°C zapewnia całkowite rozpuszczenie potencjalnych wydzieleni w roztworze  $\gamma$ . Przyjęcie temperatury austenitzowania na poziomie 1150°C skutkuje natomiast niepełnym procesem rozpuszczania faz, zwłaszcza NbN wytwarzając inny stan początkowej równowagi fazowej austenitu, zarówno dla procesu wysokotemperaturowego odkształcenia plastycznego, jak i procesów wydzielania oraz rekrytalizacji dynamicznej i statycznej. Można przypuszczać, że nierozpuszczona frakcja NbN wpływa jednak korzystnie na rozdrobnienie ziarna austenitu w stali B2 przy temperaturze austenitzowania 1150°C. Austenitzowanie stali mikrostopowej G1 w temperaturze 1200°C prowadzi

natomiast do niecałkowitego rozpuszczenia, zarówno NbN, jak i TiC oraz TiN. Podwyższenie temperatury austenizacji do 1250°C powoduje wprawdzie całkowitą rozpuszczalność w roztworze  $\gamma$  faz międzywęzłowych utworzonych przez mikrodotadek Nb i V oraz Al, natomiast nie zapewnia rozpuszczalności potencjalnych wydzielen typy TiC i TiN, które mogą w tej temperaturze austenizowania oddziaływać podobnie na wielkość ziarna austenitu jak azotek niobu w stali B2 przy temperaturze austenizowania 1200°C.

**Tablica 5.3.** Zestawienie temperatury rozpuszczalności poszczególnych faz międzywęzłowych dla stali mikrostopowych B2 i G1

Lp.	Rodzaj fazy	Stałe równania $\lg[M] \cdot [X] = B - AT_r$		Temperatura rozpuszczalności faz, °C	
		A	B	Stal B2	Stal G1
1.	TiN	15490	5,19	—	1341
2.	TiC	10745	5,33	—	1261
3.	NbN	10800	3,7	1178	1240
4.	NbC	7900	3,3	1133	1156
5.	VN	7840	3,02	810	741
6.	VC	9500	6,72	725	657
7.	AlN	7400	1,95	1060	969

W związku ze wzajemną rozpuszczalnością faz międzywęzłowych, w stali B2 zawierającej mikrodotatki Nb i V, w warunkach równowagi termodynamicznej może również utworzyć się złożony węglikoazotek  $Nb_xV_{1-x}C_yN_{1-y}$ . Natomiast w stali G1 z mikrodotadkiem Nb, Ti i V - złożony węglikoazotek  $Ti_xNb_vV_{1-x-v}C_yN_{1-y}$  (tablica 5.4). Wyniki obliczeń składu chemicznego austenitu badanych stali mikrostopowych, a mianowicie określenie zależności temperaturowej zawartości pierwiastków metalicznych  $[M] = f(T)$  oraz niemetalicznych  $[N] = f(T)$ , jak również wyznaczenie składu chemicznego złożonych faz węglikoazotków typu  $Nb_xV_{1-x}C_yN_{1-y}$  oraz  $Ti_xNb_vV_{1-x-v}C_yN_{1-y}$  w postaci graficznej  $y = f(T)$  wraz z określonym udziałem objętościowym analizowanych faz  $V_v = f(T)$  przedstawiono, w oparciu o model termodynamiczny, na wykresach (rys. 5.35 i 5.36).

Analiza warunków równowagi termodynamicznej pozwala na stwierdzenie, że w stali mikrostopowej B2 podczas obniżania temperatury od 1204°C wydziela się z roztworu  $\gamma$  złożony węglikoazotek  $Nb_{0,98}V_{0,02}C_{0,48}N_{0,52}$  (rys. 5.35), którego udział objętościowy  $V_v(T)$  wzrasta z obniżeniem temperatury do ok. 0,07% at. przy temperaturze 850°C. Z obniżeniem temperatury w zakresie (1200÷850°C) stężenie V w analizowanym węglikoazotku wzrasta od

0,01% at. do 0,06% at. Natomiast stężenie węgla w zakresie temperatury (1200÷1030°C) maleje od ok. 0,48% at. do 0,45% at., a stężenie azotu rośnie o ok. 0,02% at. W temperaturze 1030°C zaczyna tworzyć się AlN co wpływa na obniżenie stężenia azotu i zwiększenie stężenia węgla w fazie węglikoazotka. Udział objętościowy AlN zwiększa się z obniżeniem temperatury i wynosi 0,052% at. w temperaturze 850°C. Obliczone składy stechiometryczne w warunkach równowagi termodynamicznej dla analizowanego węglikoazotka, w funkcji temperatury zestawiono szczegółowo w tabelicy 5.4.

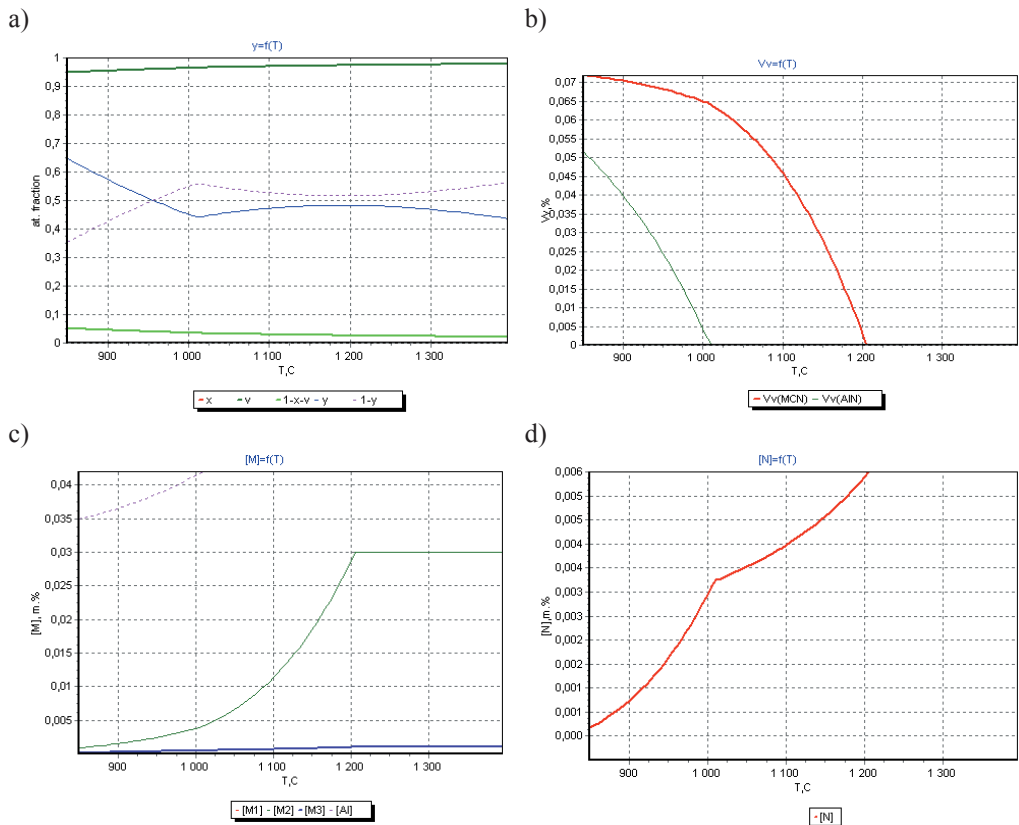
Temperatura rozpuszczania złożonego węglikoazotka  $Ti_{0,58}Nb_{0,42}C_{0,04}N_{0,96}$  w stali mikrostopowej G1, w termodynamicznych warunkach równowagi fazowej wynosi 1330°C. Jest ona zdecydowanie wyższa od przyjętej dla tej stali temperatury austenityzacji 1250°C. Analiza termodynamiczna procesu wydzielania badanego węglikoazotka pozwala na stwierdzenie, że jego udział objętościowy w austenicie  $V_v = f(T)$  zwiększa się do ok. 0,1% at. z obniżeniem temperatury do 850°C (rys. 5.36). Obniżenie temperatury w zakresie (1330÷1100°C) powoduje relatywne zmniejszenie stężenia Ti oraz zwiększenie stężenia Nb i V. Analizując zawartość pierwiastków międzywęzłowych w analizowanym węglikoazotku, stwierdzono, że węgiel osiąga maksymalną wartość stężenia 0,23% at. w temperaturze 1100°C i przy obniżaniu temperatury do 850°C jego udział maleje do ok. 0,18% at.

**Tablica 5.4.** Wyznaczone składy stechiometryczne złożonych węglikoazotków utworzonych w badanych stalach mikrostopowych w warunkach równowagi termodynamicznej

Lp.	Temp. °C	Rodzaj utworzonych węglikoazotków	
		Stal B2	Stal G1
1.	850	$Nb_{0,94}V_{0,06}C_{0,65}N_{0,35}$	$Ti_{0,18}Nb_{0,8}V_{0,02}C_{0,18}N_{0,82}$
2.	900	$Nb_{0,95}V_{0,05}C_{0,58}N_{0,42}$	$Ti_{0,175}Nb_{0,8}V_{0,015}C_{0,18}N_{0,92}$
3.	950	$Nb_{0,965}V_{0,045}C_{0,50}N_{0,50}$	$Ti_{0,175}Nb_{0,81}V_{0,014}C_{0,19}N_{0,81}$
4.	1000	$Nb_{0,96}V_{0,04}C_{0,45}N_{0,55}$	$Ti_{0,18}Nb_{0,81}V_{0,001}C_{0,21}N_{0,79}$
5.	1050	$Nb_{0,965}V_{0,035}C_{0,46}N_{0,54}$	$Ti_{0,20}Nb_{0,80}C_{0,22}N_{0,78}$
6.	1100	$Nb_{0,97}V_{0,03}C_{0,47}N_{0,53}$	$Ti_{0,21}Nb_{0,79}C_{0,23}N_{0,77}$
7.	1150	$Nb_{0,975}V_{0,025}C_{0,475}N_{0,525}$	$Ti_{0,24}Nb_{0,76}C_{0,22}N_{0,78}$
8.	1200	$Nb_{0,98}V_{0,02}C_{0,48}N_{0,52}$	$Ti_{0,31}Nb_{0,69}C_{0,19}N_{0,81}$
9.	1250	-	$Ti_{0,42}Nb_{0,56}C_{0,14}N_{0,86}$
10.	1300	-	$Ti_{0,58}Nb_{0,42}C_{0,04}N_{0,96}$



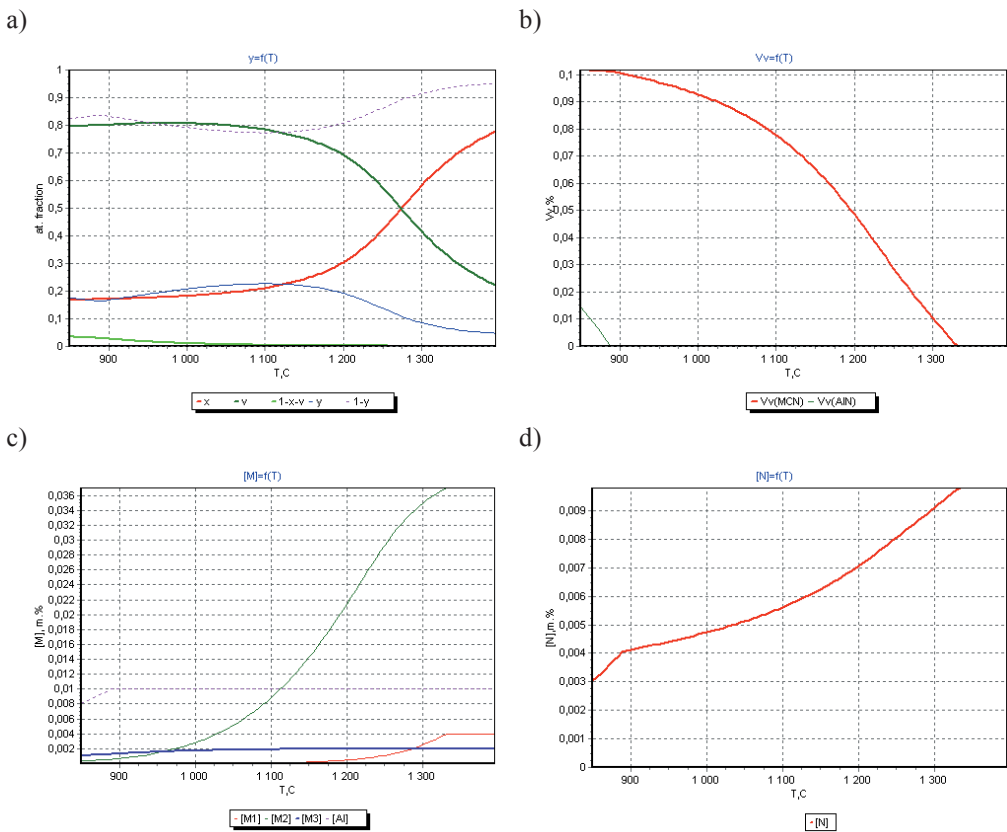
Natomiast ze wzrostem temperatury (do temperatury rozpuszczania) obserwuje się podobną tendencję. Stężenie węgla zmniejsza się i w temperaturze 1300°C wynosi ok. 0,04% at. Obserwowane zmiany stężenia azotu w badanym zakresie temperatury są odwrotne do zmian stężenia węgla. W temperaturze austenitizowania 1200°C stężenie równowagowe Nb i Ti w roztworze  $\gamma$  stali G1 wynosi odpowiednio 0,022% at. i 0,00005% at. Dalsze obniżenie temperatury do 850°C nie powoduje już istotnych zmian w składzie chemicznym  $y = f(T)$  badanego węglikoazotka.



**Rysunek 5.35.** Wyniki obliczeń składu chemicznego: a) węglikoazotka  $Nb_xV_{1-x}C_yN_{1-y}$ ,  $y = f(T)$ , b) udziału objętościowego węglikoazotka (Nb,V)(C,N) i AlN,  $V_v = f(T)$ , c, d) pierwiastków rozpuszczonych w austenicie;  $[M] = f(T)$  i  $[N] = f(T)$ , stal B2

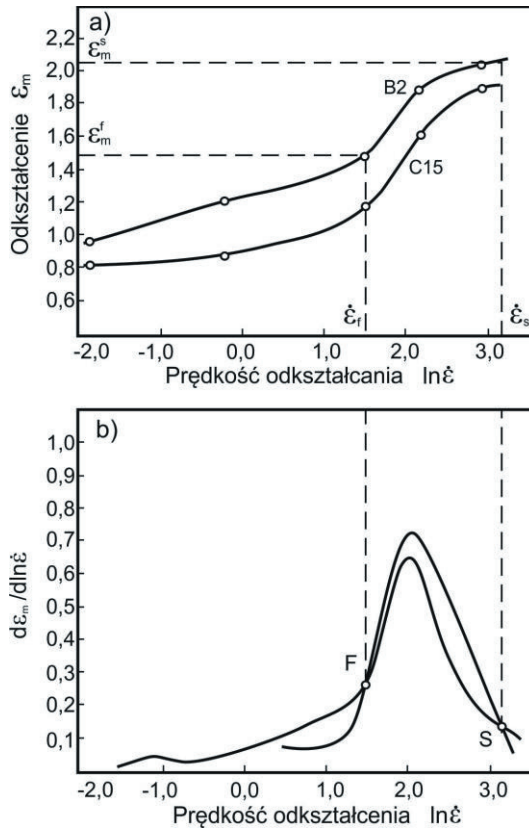
Wyniki badań eksperymentalnych kinetyki wydzielania potencjalnych faz międzywęzłowych w stalach konstrukcyjnych mikrostopowych (B2 i G1) podczas

wysokotemperaturowego odkształcenia plastycznego, jak również w czasie wytrzymania izotermicznego między kolejnymi cyklami odkształcenia, prowadzone przy użyciu plastometru skrętnego i symulatora termomechanicznego Gleeble, przedstawiono odpowiednio na wykresach (rys. 5.37÷5.39) i (rys. 5.40÷5.44). W badaniach kinetycznych procesu wydzielania dynamicznego podczas odkształcenia plastycznego stali mikrostopowej B2 o stężeniu 0,16% C i 0,03% Nb w zakresie temperatury i prędkości odkształcenia odpowiednio 850÷1050°C i 0,15÷18,5s<sup>-1</sup> wykorzystano metodykę analizy wartości odkształcenia  $\epsilon_m$  w funkcji  $\ln \dot{\epsilon}$  (rys. 5.37), opisaną w pracy [171], która pozwala na wyznaczenie wartości odkształcenia  $\epsilon_m^s$  i  $\epsilon_m^f$  oraz prędkości  $\dot{\epsilon}_s$  i  $\dot{\epsilon}_f$ , niezbędnych do obliczenia czasu rozpoczęcia ( $t_{s\text{dyn}}$ ) i zakończenia ( $t_{f\text{dyn}}$ ) procesu wydzielania dynamicznego (rys. 5.38).



**Rysunek 5.36.** Wyniki obliczeń składu chemicznego: a) węglikoazotka  $Ti_xNb_vV_{1-x-v}C_yN_{1-y}$ ,  $y = f(T)$ , b) udziału objętościowego węglikoazotka  $(Ti,Nb,V)(CN)$  i  $AlN$ ,  $V_v = f(T)$ , c, d) pierwiastków rozpuszczonych w austenicie;  $[M] = f(T)$  i  $[N] = f(T)$ , stal G1

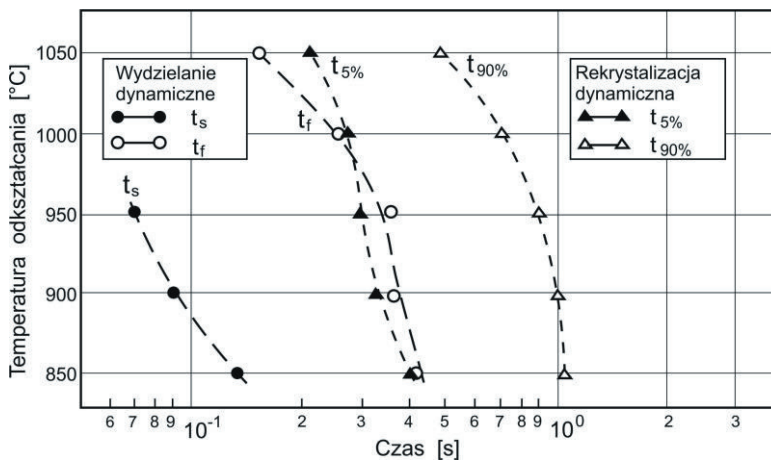
Analiza czasu rozpoczęcia i zakończenia wydzielania w badanym zakresie temperatury odkształcenia pozwala na stwierdzenie, że proces wydzielania dynamicznego w stali B2 przebiega w relatywnie krótkim czasie (do 0,5s) i wyraźnie wyprzedza proces rekrytalizacji dynamicznej badanej w zakresie temperatury odkształcenia 1000÷1050°C (rys. 5.38). W temperaturze 850÷950°C zakończenie procesu wydzielania odbywa się jednocześnie z rozpoczęciem rekrytalizacji dynamicznej. Z przebiegu krzywych kinetyki rekrytalizacji dynamicznej wynika, że proces ten przebiega w podobnie krótkim czasie (ok. 1s) w niższym zakresie temperatury (850÷900°C) i poniżej 1s w wyższym (950÷1050°C).



**Rysunek 5.37.** Procedura wyznaczenia pośrednich wartości odkształcenia ( $\epsilon_m^s$ ,  $\epsilon_m^f$ ) i prędkości ( $\dot{\epsilon}_s$  i  $\dot{\epsilon}_f$ ) dla ustalenia przebiegu wydzielania dynamicznego w stali mikrostopowej B2 ( $T_A=1150^\circ\text{C}$ ,  $T_{def}=900^\circ\text{C}$ )

Z uwagi na istotne oddziaływanie wydzielen na wielkość ziarna austenitu metastabilnego, zarówno przed jak i po odkształceniu wysokotemperaturowym oraz na jego umocnienie

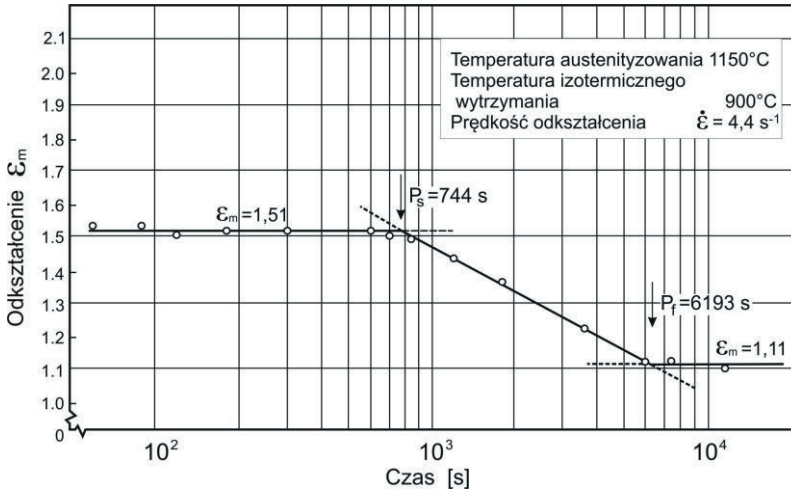
wydzieleniowe i przebieg procesów rekrytalizacji statycznej, a w końcowym efekcie - na własności mechaniczne stali mikrostopowych, zbadano kinetykę procesu statycznego wydzielenia w stali B2 i G1. W szczególności dla stali B2 określono kinetykę wydzielenia statycznego w austenicie nieodkształconym metodą skręcania na gorąco (rys. 5.39) natomiast dla stali G1 - proces wydzielenia zbadano zarówno w stanie nieodkształconym jak i po odkształceniu wysokotemperaturowym austenitu, metodą osiowosymetrycznego spęczania próbek (rys. 5.40÷5.44). Krzywe kinetyki wydzielenia w austenicie nieodkształconym określano na podstawie pomiaru zmian wartości  $\epsilon_m$ , uzyskanych podczas odkształcenia ciągłego przeprowadzonego po różnym czasie wytrzymania izotermicznego.



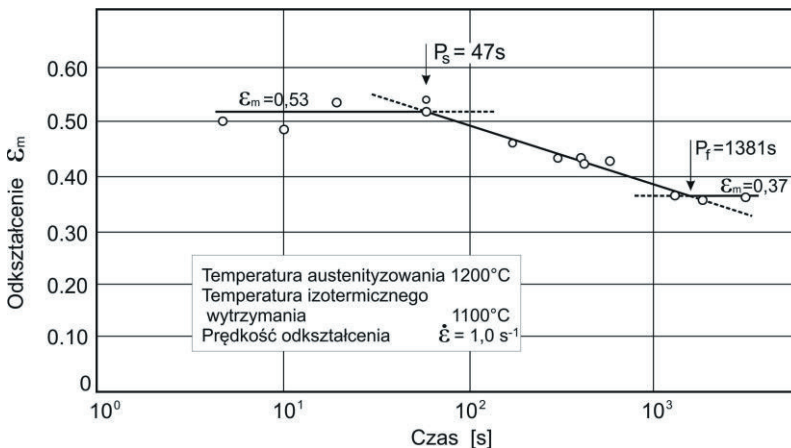
**Rysunek 5.38.** Kinetyka dynamicznych procesów wydzielenia i rekrytalizacji w stali mikrostopowej B2 odkształcanej w zakresie temperatury 850÷1050°C metodą skręcania ( $T_A=1150^\circ\text{C}$ ,  $\dot{\epsilon} = 4,4\text{s}^{-1}$ )

Stwierdzono, że zwiększenie czasu wytrzymania przed odkształceniem powoduje wyraźne zmniejszenie wartości  $\epsilon_m$  i odpowiadających im naprężeń maksymalnych. Efekt ten jest równoznaczny ze zmniejszeniem stopnia umocnienia zgmiotowego austenitu i wynika z rosnącego udziału statycznego wydzielenia podczas wytrzymania izotermicznego. Tym samym zmniejsza się potencjał dla dynamicznego wydzielenia na etapie umocnienia, co z kolei prowadzi do zmniejszenia stopnia hamowania rekrytalizacji dynamicznej, tłumacząc w ten sposób obserwowane zmiany  $\epsilon_m$  dla wartości  $\sigma_{max}$ . Zatem przy braku wydzielenia przed odkształceniem uzyskuje się stałą i maksymalną wartość  $\epsilon_m$  (rys. 5.39 i 5.40). Jest to związane z maksymalną rozpuszczalnością Nb w austenicie, potencjalnie hamującego proces

zarodkowania rekrytalizacji dynamicznej, obserwowany na etapie wzrostu naprężeń na krzywych płynięcia. Zakończenie procesu wydzielania prowadzi do stabilizacji wartości  $\epsilon_m$  na poziomie minimalnym. Stąd koniec pierwszego plateau i początek drugiego na krzywych kinetycznych przyjęto odpowiednio jako czas początku ( $P_s$ ) i końca ( $P_f$ ) procesu wydzielania statycznego w badanych stalach mikrostopowych.



**Rysunek 5.39.** Kinetyka wydzielania statycznego w austenie nieodkształconym stali mikrostopowej B2 określona na podstawie próby skręcania na gorąco



**Rysunek 5.40.** Kinetyka wydzielania statycznego w austenie nieodkształconym stali mikrostopowej G1 określona na podstawie próby ściskania na gorąco

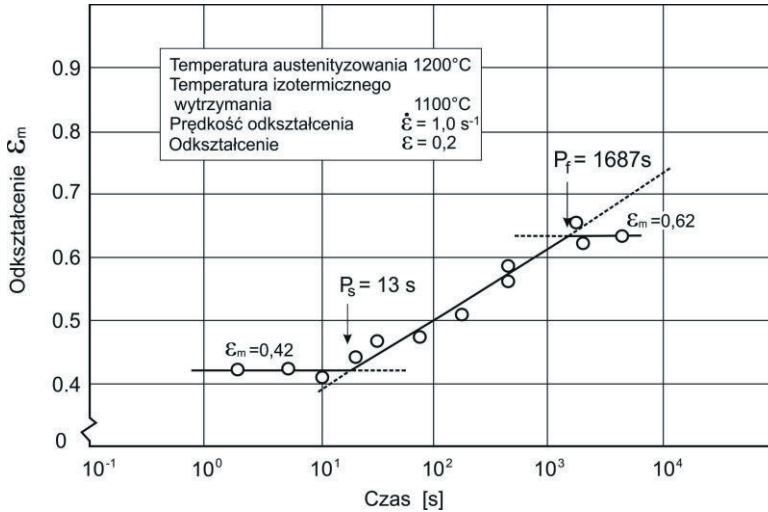
Proces wydzielania statycznego w stali B2 po austenitowaniu w temperaturze 1150°C i izotermicznym wytrzymaniu w 900°C rozpoczyna się po ok. 740s, a kończy po upływie ok. 6200s (rys. 5.39). Do momentu rozpoczęcia wydzielania w stali B2 wartości  $\epsilon_m$  wynoszą 1,51, a po jego zakończeniu  $\epsilon_m = 1,11$ . Podczas procesu wydzielania zależność odkształcenia  $\epsilon_m$  od czasu izotermicznego wytrzymania jest funkcją liniową malejącą ( $\epsilon_m = -0,43 \cdot \lg\tau + 2,67$ ), której punkty przecięcia z prostą określają czas początku i końca procesu wydzielania.

W przypadku izotermicznego wytrzymania stali mikrostopowej G1 w temperaturze 1100°C po austenitacji w temperaturze 1200°C (rys. 5.40) zależność odkształcenia  $\epsilon_m$  od czasu opisano podobnie. Pierwszy etap równaniem:  $\epsilon_m = 0,53$  w czasie do 47s, natomiast drugi etap (do ok. 1380s) - funkcją liniową:  $\epsilon_m = -0,1 \lg\tau + 0,7$ . Dla czasu wytrzymania izotermicznego  $\tau > 1380s$ , trzeci etap o ustabilizowanej wartości opisano wzorem:  $\epsilon_m = 0,37$ . Punkty przegięcia funkcji wyznaczają czas rozpoczęcia ( $P_s = 47s$ ) i zakończenia ( $P_f = 1380s$ ) procesu wydzielania statycznego w austenicie nieodkształconym badanej stali mikrostopowej przy temperaturze wytrzymania 1100°C.

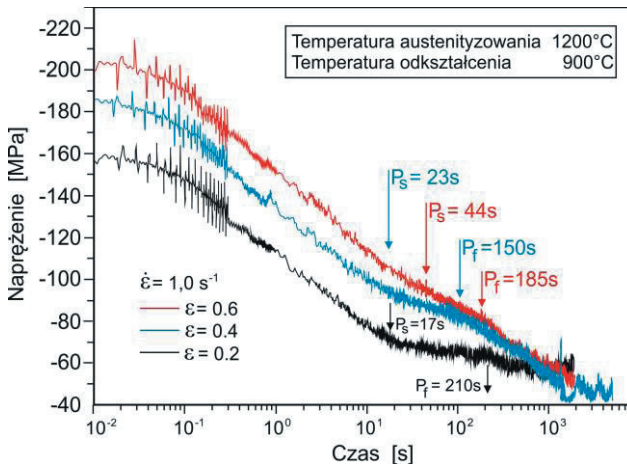
Proces wydzielania statycznego w stali mikrostopowej G1 badano również metodą dwustopniowego ściskania po austenitowaniu w temperaturze 1200°C i wstępnym odkształceniu próbek ( $\epsilon = 0,2$ ) przed ich izotermicznym wytrzymaniem w temperaturze 1100°C. Wykres zmian  $\epsilon_m$  w czasie izotermicznego wytrzymania charakteryzują również trzy etapy (rys. 5.41). W początkowym etapie występuje stała wartość:  $\epsilon_m = 0,42$ . Następnie wartość ta zmienia się liniowo, aby dla dłuższego czasu wytrzymania ponownie ustalić się na poziomie odkształcenia  $\epsilon_m = 0,62$ . Charakterystyczne punkty przegięcia wykresu wyznaczają w analogiczny sposób czas początku i końca procesu wydzielania statycznego w austenicie odkształconym. Proces zachodzi w czasie wytrzymania izotermicznego po odkształceniu plastycznym od ok. 13s do ok. 28 minut.

W celach porównawczych wydzielanie statyczne w stali mikrostopowej G1 badano również metodą relaksacji naprężeń po austenitowaniu w temperaturze 1200°C i wstępnym ściskaniu próbek w symulatorze termodynamicznym Gleeble, w zakresie temperatury (800÷900°C). Czas rozpoczęcia i zakończenia procesu wydzielania statycznego wyznaczono analitycznie i przedstawiono graficznie na wykresach (rys. 5.42÷5.44). Stwierdzono, że wartość odkształcenia wstępnego ( $\epsilon = 0,2$  i  $0,4$ ) ma niewielki wpływ na czas do zapoczątkowania wydzielania ( $P_s$  ok. 17s) w temperaturze 900°C. Dla maksymalnej wartości odkształcenia ( $\epsilon = 0,6$ ) analogiczny

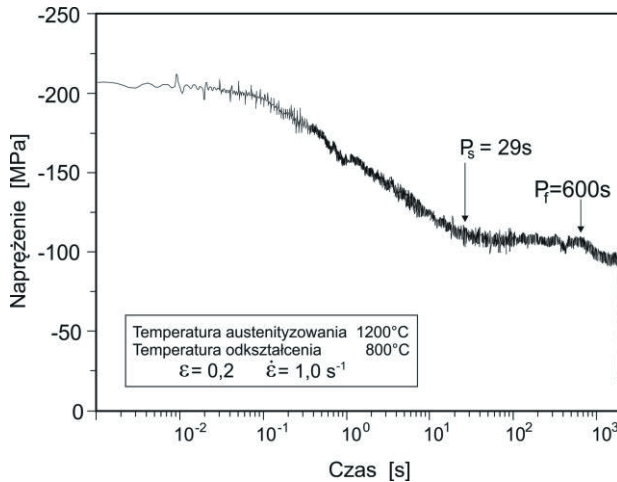
czas jest natomiast dwukrotnie większy. Wydzielanie statyczne przy tej temperaturze kończy się niezależnie od wielkości odkształcenia wstępnego po upływie ok. 3 minut. Wydzielanie w niższej temperaturze odkształcenia (800°C) zaznacza się wyraźnym plateau na krzywej relaksacji naprężeń i przebiega w czasie od  $P_s$  ok. 30s do  $P_f$  ok. 600s (rys. 5.43).



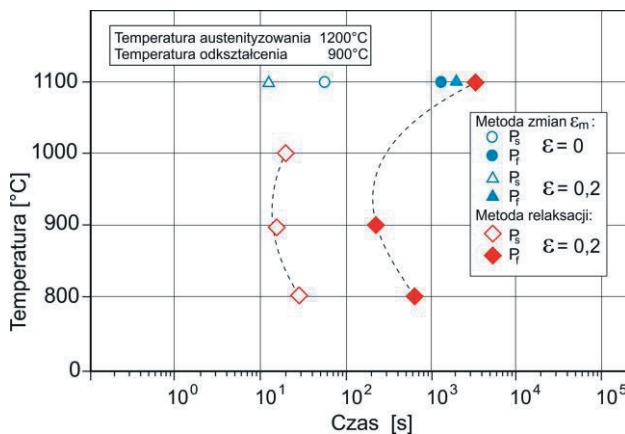
**Rysunek 5.41.** Kinetyka wydzielania statycznego w austenicie odkształconym stali mikrostopowej G1 określona na podstawie próby ściskania na gorąco



**Rysunek 5.42.** Krzywe relaksacji naprężeń w stali mikrostopowej G1 poddanej próbie ściskania na gorąco w temperaturze 900°C;  $P_{s,f}$  - czasy początku i końca procesu wydzielania statycznego



**Rysunek 5.43.** Krzywa relaksacji naprężeń w stali mikrostopowej G1 poddanej próbie ściskania na gorąco w temperaturze 800°C



**Rysunek 5.44.** Zbiorcze wyniki kinetyki wydzielenia statycznego (PTT) dla stali mikrostopowej G1 odkształconej plastycznie metodą ściskania na gorąco:  $P_{s,f}$  - czas rozpoczęcia i zakończenia procesu wydzielenia statycznego

Z badań wynika, że w przypadku austenitu odkształconego przed wytrzymaniem izotermicznym stali G1, czas do zainicjowania procesu wydzielenia statycznego jest wyraźnie krótszy niż odpowiadający mu czas dla austenitu nieodkształconego. Analiza kinetyczna wykazała również, że czas zakończenia procesu wydzielenia statycznego w obu przypadkach austenitu nieodkształconego i odkształconego przed wytrzymaniem izotermicznym jest jakościowo porównywalny. Analiza kinetyczna uzyskanych wyników dla badanej stali G1

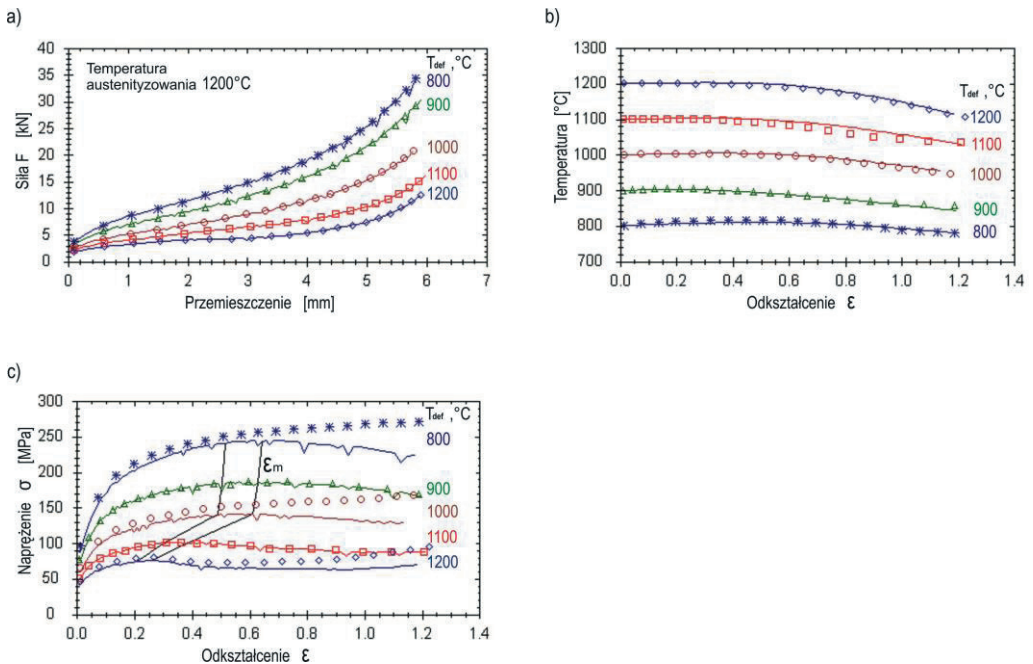


uwzględniająca stan austenitu przed wytrzymaniem izotermicznym, jak również warunki procesu odkształcenia wysokotemperaturowego pozwoliła na wyznaczenie zbiorczych krzywych PTT (rys. 5.44). Krzywe wydzielania statycznego uzyskane dla austenitu stali G1 w badanych warunkach odkształcenia na gorąco wskazują, że proces wydzielania przebiega najszybciej w temperaturze wytrzymania izotermicznego 900°C. Czas rozpoczęcia i zakończenia procesu wydzielania wynosi odpowiednio 17s i 210s. Czas do zainicjowania wydzielania zarówno w wyższej (1000°C) jak i niższej (800°C) temperaturze jest dłuższy i wynosi odpowiednio 22s i 29s. Zakończenie procesu wydzielania w temperaturze 800°C następuje po ok. 10 minutach.

#### 5.4. Wyniki modelowania i symulacji fizycznej procesu odkształcenia plastycznego i rekrytalizacji badanych stali

Wyniki modelowania matematycznego procesu wysokotemperaturowego odkształcenia plastycznego badanych stali z mikrododatkami pozwoliły na analityczną weryfikację przyjętej do analizy modelowej zależności zaproponowanej przez M.C. Sellarsa [182]. Zależność ta opisuje - możliwie najdokładniej - przebieg krzywych płynięcia uzyskanych eksperymentalnie metodą plastometryczną skręcania, jak i osiowosymetrycznego ściskania w badanych warunkach odkształcenia dla metali i stopów o niskiej EBU, wykazujących podczas odkształcenia plastycznego zjawisko rekrytalizacji dynamicznej. Przyjęta w pracy funkcja opisująca naprężenie uplastyczniające od odkształcenia, prędkości odkształcenia i temperatury, sklasyfikowana w III grupie funkcji typu  $\sigma_p = \sigma_p(\epsilon, \dot{\epsilon}, T)$  została podana wraz z modelem reologicznym uwzględniającym wpływ procesu rekrytalizacji dynamicznej na naprężenia płynięcia w części studialnej literatury (zależność (3.17) rozdz. 2.3). Ponieważ w licznych przypadkach interpretacja otrzymanych wyników prób plastometrycznych jest utrudniona z różnych względów m.in. nierównomierności odkształceń, prędkości odkształcenia, naprężeń rzeczywistych i temperatury próbki, wywołanych zjawiskami tarcia na styku odkształcany metal-kowadło lub wymiany ciepła generowanego w wyniku pracy odkształcenia i odprowadzonego z próbki do uchwytów urządzenia i do otoczenia, itp. - to w procedurze identyfikacji naprężeń uplastyczniających zastosowano w pracy metodę analizy odwrotnej. Tym sposobem wyeliminowano większość istotnych zakłóceń i wyznaczono wartości naprężeń uplastyczniających reprezentowanych dla właściwości badanych materiałów niezależnie od rodzaju próby plastometrycznej, kształtu próbki, tarcia czy sposobu wymiany ciepła próbki

z otoczeniem. Modelowanie matematyczne prowadzono dla wybranych stali mikrostopowych, a mianowicie: stali o zawartości ok. 0,15% C i różnej zawartości mikrodotadku Nb (0,017% - stal B1 i 0,03% - stal B2 oraz 0,037% - stal G1), jak również stali o zawartości 0,38% C, 0,63% Si, 0,56% Cr z binarnym układem mikrodotadków Nb (0,030%) i Ti (0,11%) oraz stali o eutektoidalnej zawartości węgla (stal S0) z indywidualnym oddziaływaniem mikrodotadku V o stężeniu 0,10% (stal S1) i łącznym oddziaływaniu mikrodotadku V (0,09%) ze składnikami stopowymi Si (0,53%) i Cr (0,91%) (stal S7). Dane wejściowe do modelowania obejmowały wpływ temperatury austenitizowania (1150°C, 1200°C i 1250°C) i odkształcenia plastycznego w zakresie (800÷1250°C) oraz prędkości odkształcenia od 0,15÷18,5s<sup>-1</sup>. Obliczenia numeryczne prowadzono na bazie wyników prób plastometrycznych obejmujących ok. 120 krzywych płynięcia zarejestrowanych w badanych warunkach odkształcenia na gorąco. Stosowana w pracy metoda analizy odwrotnej składa się z trzech podstawowych elementów: eksperymentu, modelu tego eksperymentu określonego modelem zadania bezpośredniego i technik optymalizacyjnych.



**Rysunek 5.45.** Porównanie krzywych eksperymentalnych i obliczonych metodą elementów skończonych dla stali G1 ściskanej na gorąco z prędkością odkształcenia 1,0s<sup>-1</sup>:  
a) krzywe siła-przemieszczenie narzędzia, b) zmiany temperatury próbki,  
c) krzywe  $\sigma$ - $\epsilon$ , linia ciągła - krzywe skorygowane

Modelem zadania bezpośredniego symulującym eksperyment jest najczęściej rozwiązanie MES. W symulacji eksperymentu (rozwiązaniu bezpośrednim) wykorzystano program komputerowy na bazie MES do ściskania próbek osiowosymetrycznych udostępniony przez IMŻ w Gliwicach. Obliczenia metodą MES stanowiły podstawę rozwiązania odwrotnego, którego celem jest określenie takiego modelu reologicznego materiału, który wprowadzony do modelu zadania bezpośredniego (MES) zapewni wartości sił, które są najbliższe do zmierzonych. Sprowadza się to do poszukiwania minimum, względem parametrów modelu reologicznego czyli wyznaczenia funkcji celu zdefiniowanej równaniem:

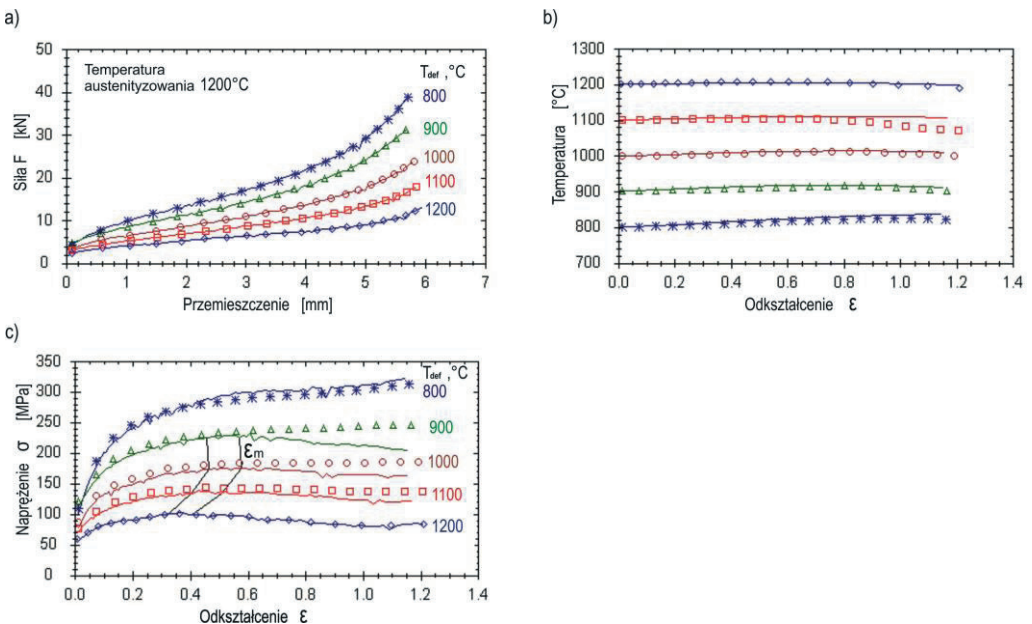
$$\Phi = \frac{1}{N_e} \sum_{k=1}^{N_e} \frac{1}{N_p} \sqrt{\sum_{i=1}^{N_p} \left( \frac{F_{mki} - F_{oki}}{F_{mki}} \right)^2} \quad (5.1)$$

gdzie:

$F_{mi}$ ,  $F_{oi}$  - zmierzone i obliczone wartości sił,

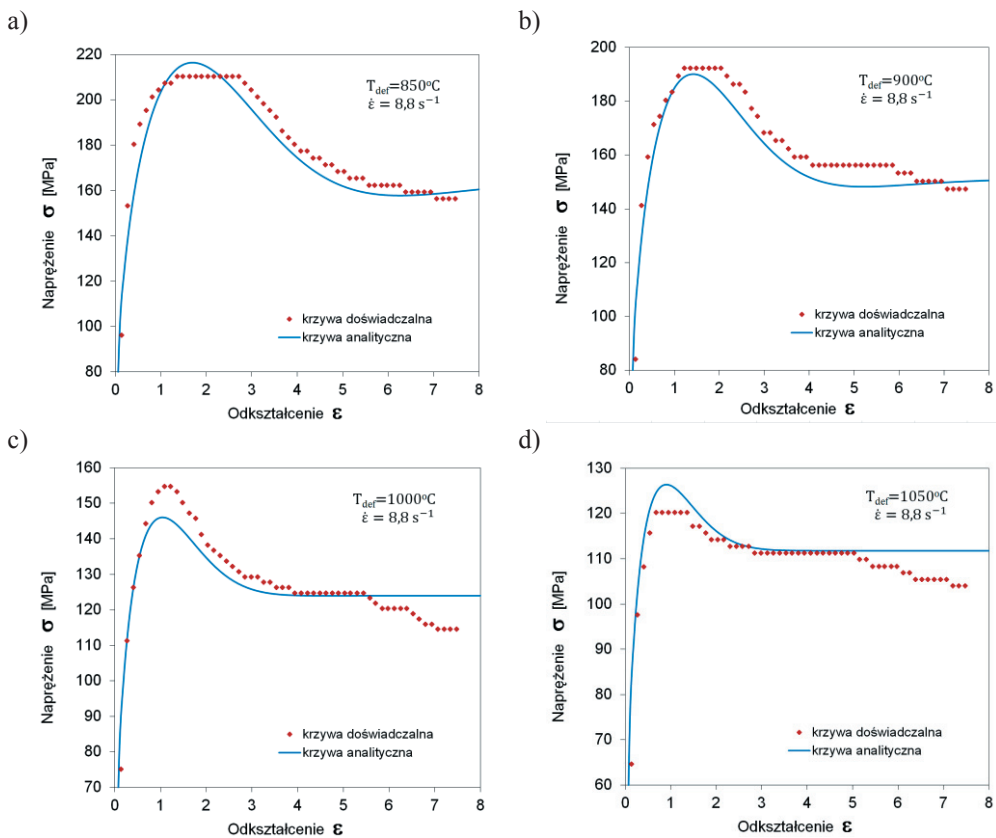
$N_e$  - liczba analizowanych prób plastometrycznych,

$N_p$  - liczba punktów porównania sił w jednej próbce.



**Rysunek. 5.46.** Porównanie krzywych eksperymentalnych i obliczonych metodą elementów skończonych dla stali G1 ściskanej na gorąco z prędkością odkształcenia  $9,5s^{-1}$ :  
 a) krzywe siła-przemieszczenie narzędzia, b) zmiany temperatury próbki,  
 c) krzywe  $\sigma$ - $\epsilon$ , linia ciągła - krzywe skorygowane

Wyniki obliczeń uzyskane na bazie MES w formie danych tabelarycznych zależności naprężenia uplastyczniającego od odkształcenia przedstawiono graficznie dla stali G1 na wykresach (rys. 5.45 i 5.46). Kolejnym etapem modelowania matematycznego było poszukiwanie funkcji, a w zasadzie weryfikacja przyjętej zależności M.C. Sellarsa do dokładnego opisu zmian naprężenia uplastyczniającego w szerokim zakresie stosowanych w próbach plastometrycznych zmiennych zewnętrznych, a mianowicie temperatury i prędkości odkształcenia.



**Rysunek 5.47.** Porównanie teoretycznych i eksperymentalnych krzywych płynięcia stali mikrostopowej B1 odkształcanej na gorąco metodą skręcania w temperaturze: a)  $850^{\circ}C$ , b)  $900^{\circ}C$ , c)  $1000^{\circ}C$ , d)  $1050^{\circ}C$

Wyznaczone numerycznie wartości współczynników przyjętego modelu z uwzględnieniem metody odwrotnej dla osiemdziesięciu krzywych płynięcia uzyskano z prób plastometrycznych

skręcania stali mikrostopowych B1, B2, S9, S0, S1 i S7 zestawiono w tablicy 5.5. W tablicy tej zamieszczono również wartości energii aktywacji procesu odkształcenia i finalne wartości funkcji celu  $\Phi$ , która reprezentuje dokładność rozwiązania odwrotnego.

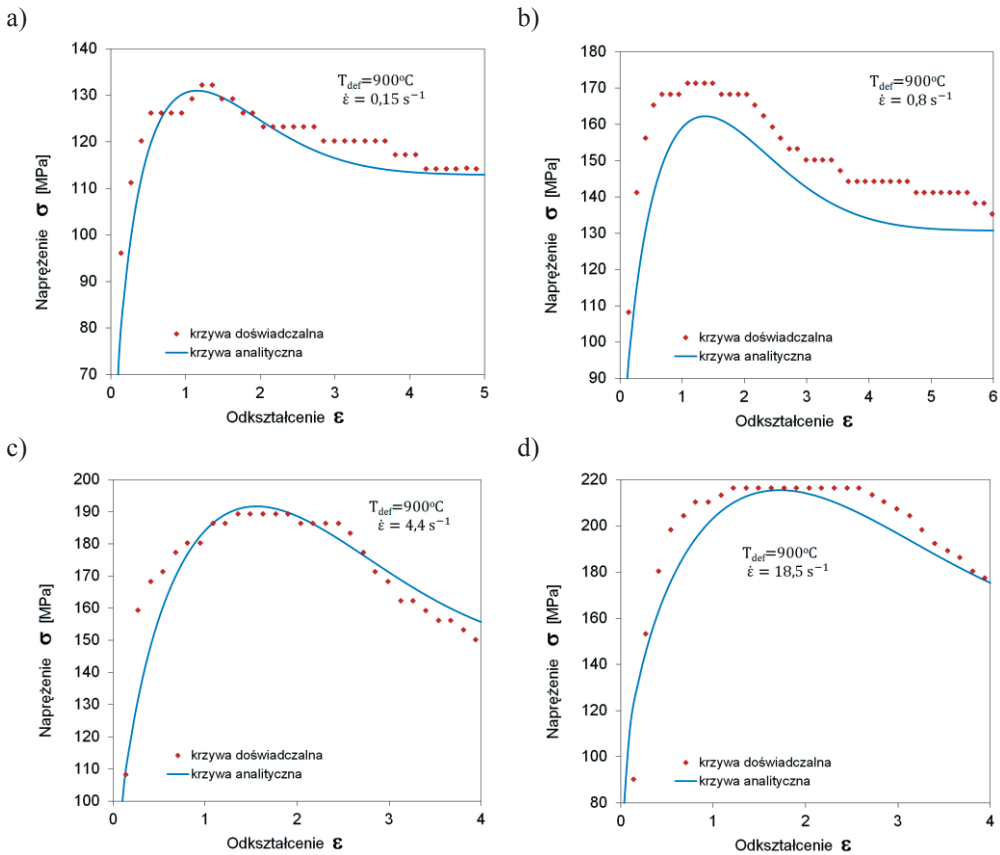
Zróżnicowanie wielkości ziarna  $\gamma$  w analizowanym zakresie nie wpływają istotnie na wielkość energii aktywacji procesu odkształcenia i wartość funkcji celu. Należy jednak podkreślić, że wprowadzenie do modelu reologicznego wielkości mikrostruktury daje lepszą dokładność symulacji reprezentowaną przez niższą wartość funkcji celu ( $\Phi$  ok. 0,018) w porównaniu z dokładnością uzyskaną dla równania podstawowego (tablica 5.7). Najlepszą zgodność dopasowania krzywych eksperymentalnych i modelowych stali G1 uzyskano w przypadku austenityzacji w temperaturze 1250°C i odkształceniu w zakresie (1250÷1100°C) dla prędkości odkształcenia 3,6s<sup>-1</sup> i 9,5s<sup>-1</sup> (rys. 5.53).

**Tablica 5.5.** Współczynniki modelu reologicznego wyznaczone metodą analizy odwrotnej dla badanych stali z mikrodotatkami

Oznaczenie stali	Reologia - $\sigma_0$			Energia aktywacji Q, J/mol	Funkcja celu $\Phi$
	Współczynniki				
	$A_0$	$n_0$	$\alpha_0$		
B1	$4,1200 \cdot 10^{11}$	0,0525	2,2969	278323,4	0,0489
B2	$1,7800 \cdot 10^{13}$	0,1223	0,8931	330559,2	0,0399
S9	$2,2300 \cdot 10^8$	0,0535	36,5915	297570,7	0,0336
S0	$1,1400 \cdot 10^{11}$	0,1825	261,0217	270523,2	0,0494
S1	$3,7700 \cdot 10^{10}$	0,0193	21,2038	296973,7	0,0518
S7	$3,0900 \cdot 10^{11}$	0,0288	488,4803	296991,9	0,0365
Oznaczenie stali	Reologia - umocnienie i zdrowienie dynamiczne				
	$A_{sse}$	$n_{sse}$	$\alpha_{sse}$	$q_1$	$q_2$
B1	$3,19 \cdot 10^{13}$	4,2182	0,0028	0,1668	$0,0067 \cdot 10^{-2}$
B2	$6,38 \cdot 10^{19}$	4,3216	0,0039	$0,0024 \cdot 10^{-2}$	$0,0075 \cdot 10^{-2}$
S9	$2,81 \cdot 10^{13}$	5,3884	0,0049	0,6791	$0,0026 \cdot 10^{-2}$
S0	$9,13 \cdot 10^{12}$	3,9826	0,0046	1,1470	$0,0011 \cdot 10^{-2}$
S1	$1,86 \cdot 10^{11}$	2,4098	0,0203	1,2176	$0,0001 \cdot 10^{-2}$
S7	$3,35 \cdot 10^{12}$	4,6149	0,0071	0,8886	$0,0002 \cdot 10^{-2}$

c.d. tablicy 5.5.

Oznaczenie stali	Reologia - umocnienie i zdrowienie dynamiczne						
	$A_{SS}$	$n_{SS}$	$\alpha_{SS}$	$C_c$	$N_c$	$C_x$	$N_x$
B1		2,4377	0,029	0,000036	0,0244	0,0234	0,279958
B2	$1,22 \cdot 10^{10}$	2,5560	0,0365	0,0433	0,0079	0,0812	0,1763
S9	$5,99 \cdot 10^8$	3,6426	0,0279	0,0944	0,0378	0,6839	0,0957
S0	$1,22 \cdot 10^{10}$	2,5560	0,0365	$0,0003 \cdot 10^{-2}$	0,01042	0,4195	0,1254
S1	$1,21 \cdot 10^9$	3,9124	0,0302	$0,0018 \cdot 10^{-2}$	0,0427	1,4927	0,0670
S7	$8,93 \cdot 10^9$	0,8781	0,0724	0,0192	0,0010	4,6532	0,0000



**Rysunek 5.48.** Porównanie teoretycznych i eksperymentalnych krzywych płynięcia stali B2 skręcającej na gorąco z prędkością odkształcenia: a -  $0,15 s^{-1}$ , b -  $0,8 s^{-1}$ , c -  $4,4 s^{-1}$ , d -  $18,5 s^{-1}$  ( $T_A = 1150^{\circ}C$ ,  $T_{def} = 900^{\circ}C$ )

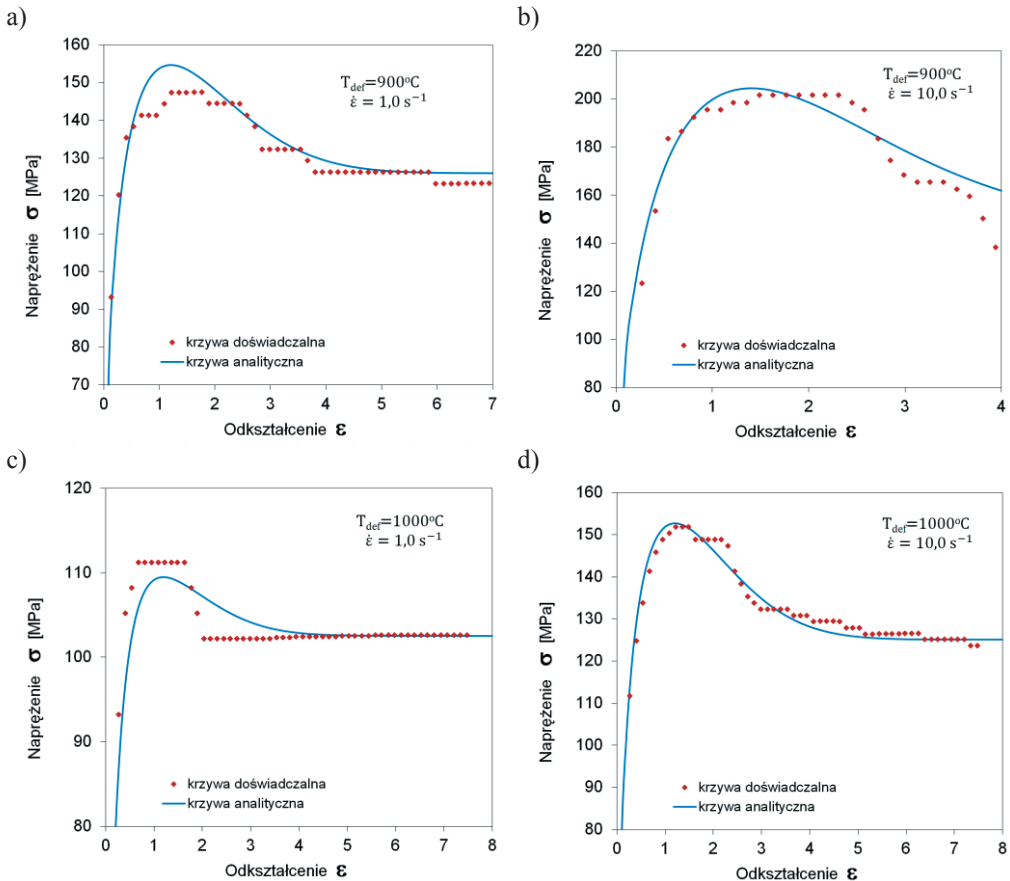
**Tablica 5.6.** Warunki prób ściskania na gorąco i wyznaczone analitycznie odkształcenie stosowane w modelowaniu matematycznym stali G1

Temperatura austenitowania $T_A, ^\circ\text{C}$	Temperatura odkształcenia $T_{\text{def}}, ^\circ\text{C}$	Prędkość odkształcenia $\dot{\epsilon}, \text{s}^{-1}$											
		1,0			3,6			9,5			15,9		
		$\epsilon_{\text{cd}}$	$\epsilon_{\text{m}}$	$\epsilon_{\text{ss}}$	$\epsilon_{\text{cd}}$	$\epsilon_{\text{m}}$	$\epsilon_{\text{ss}}$	$\epsilon_{\text{cd}}$	$\epsilon_{\text{m}}$	$\epsilon_{\text{ss}}$	$\epsilon_{\text{cd}}$	$\epsilon_{\text{m}}$	$\epsilon_{\text{ss}}$
1250	1250	0,163	0,204	0,514	0,240	0,300	0,756	0,290	0,363	0,990	-	0,450	-
	1100	0,330	0,413	0,913	0,439	0,549	0,950	0,481	0,601	1,010	0,600	0,750	1,500
	1000	0,493	0,617	-	0,522	0,653	-	0,547	0,684	-	0,543	0,679	-
	900	0,505	0,631	-	0,550	0,688	-	0,595	0,744	-	-	-	-
1200	1200	0,207	0,259	0,490	0,271	0,339	0,939	0,324	0,405	-	0,289	0,362	-
	1100	0,300	0,375	-	0,395	0,494	-	0,407	0,509	-	0,460	0,575	-
	1000	0,489	0,611	-	0,434	0,542	-	0,463	0,579	-	0,518	0,647	-
	900	0,503	0,629	-	0,482	0,603	-	0,456	0,570	-	0,507	0,634	-
1100	1100	-	-	-	0,331	0,414	-	0,335	0,444	-	0,378	0,472	-
	1000	-	-	-	0,407	0,509	-	0,457	0,577	-	0,498	0,622	-
	900	-	-	-	0,496	0,620	-	0,529	0,662	-	0,579	0,724	-

Na podstawie uzyskanych wyników można stwierdzić, że przyjęty model reologiczny uwzględniający pomierzoną wielkość ziarna austenitu z wyznaczonymi metodą analizy odwrotnej współczynnikami, opisują w sposób zadowalający naprężenie uplastyczniające badanej stali G1 jako realną właściwość materiału niezależną od różnego rodzaju zakłóceń związanych z technologiczną próbą spęczania na gorąco.

Ponieważ wprowadzenie do produkcji nowo opracowanych stali mikrostopowych, jak również nowych wyrobów walcowanych w postaci ceowników oszczędnościowych m. in. typu [240E wymagało modernizacji technologii walcowania w celu uzyskania wymaganych własności mechanicznych i polepszenia jakości wyrobów gotowych, w pracy przeprowadzono badania polegające na symulacji fizycznej w warunkach laboratoryjnych procesu walcowania wstępnego i wykańczającego ceownika [240E stosowanego w Walcowni Dużej byłej Huty Katowice. Wyniki badań w zakresie modelowania i symulacji procesów walcowania na gorąco kształtowników ze stali mikrostopowych uzyskane przez Zespół badawczy Instytutu

Metaloznawstwa i Spawalnictwa Politechniki Śląskiej w Gliwicach we współpracy z Instytutem Metalurgii Żelaza (Gliwice) i Zakładem Plastycznej Przeróbki Metali Instytutu Metalurgii AGH w Krakowie zamieszczono w sprawozdaniach z prac naukowo-badawczych i publikacjach zestawionych w literaturze [84, 87, 109, 111, 115, 116].

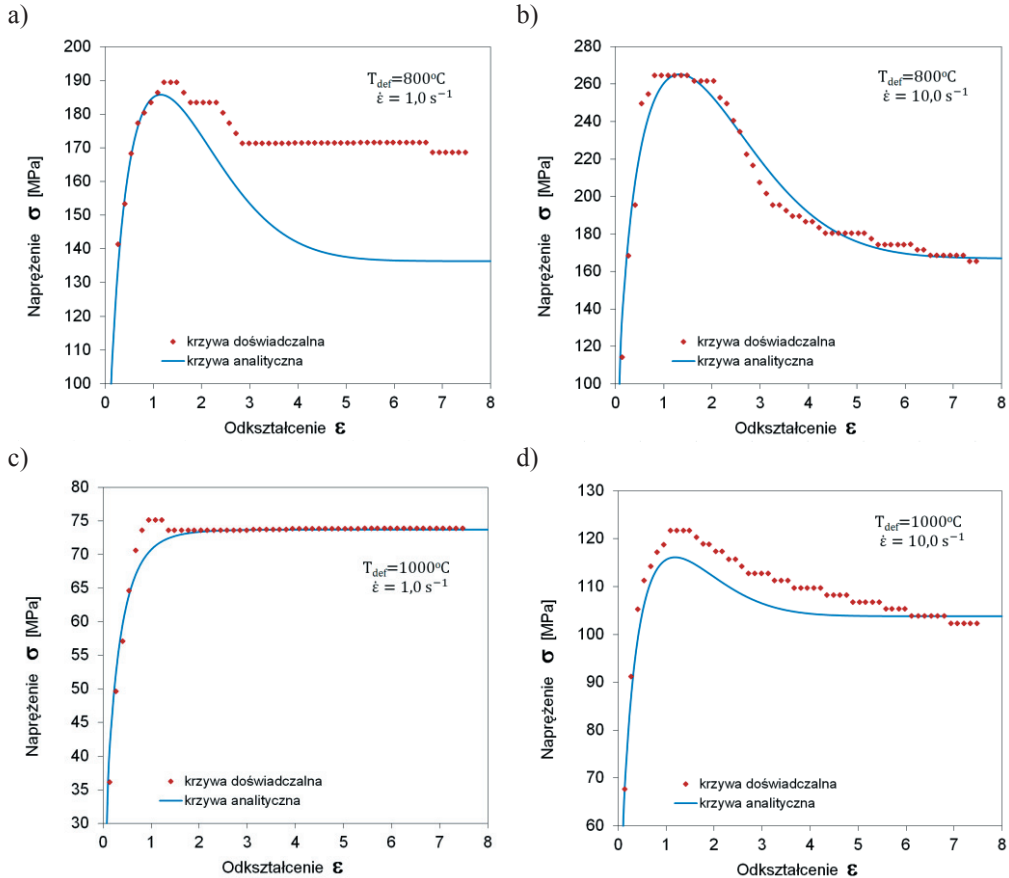


**Rysunek. 5.49.** Porównanie teoretycznych i eksperymentalnych krzywych płynięcia stali S9 odkształcanej metodą skręcania w temperaturze  $900^{\circ}\text{C}$  (a, b) i  $1000^{\circ}\text{C}$  (c, d) z prędkością odkształcenia  $1,0\text{s}^{-1}$  (a, c) i  $10,0\text{s}^{-1}$  (d, b), ( $T_A = 1200^{\circ}\text{C}$ )

Proces walcowania sekwencyjnego analizowanego kształtownika cechuje się wieloma parametrami, które wymagają regulacji. Zalicza się do nich temperaturę, szybkość zmian temperatury i wielkości odkształcenia w każdym cyklu, a także zmianę prędkości odkształcenia w kolejnych przepustach. Parametry te muszą być również rejestrowane i regulowane podczas



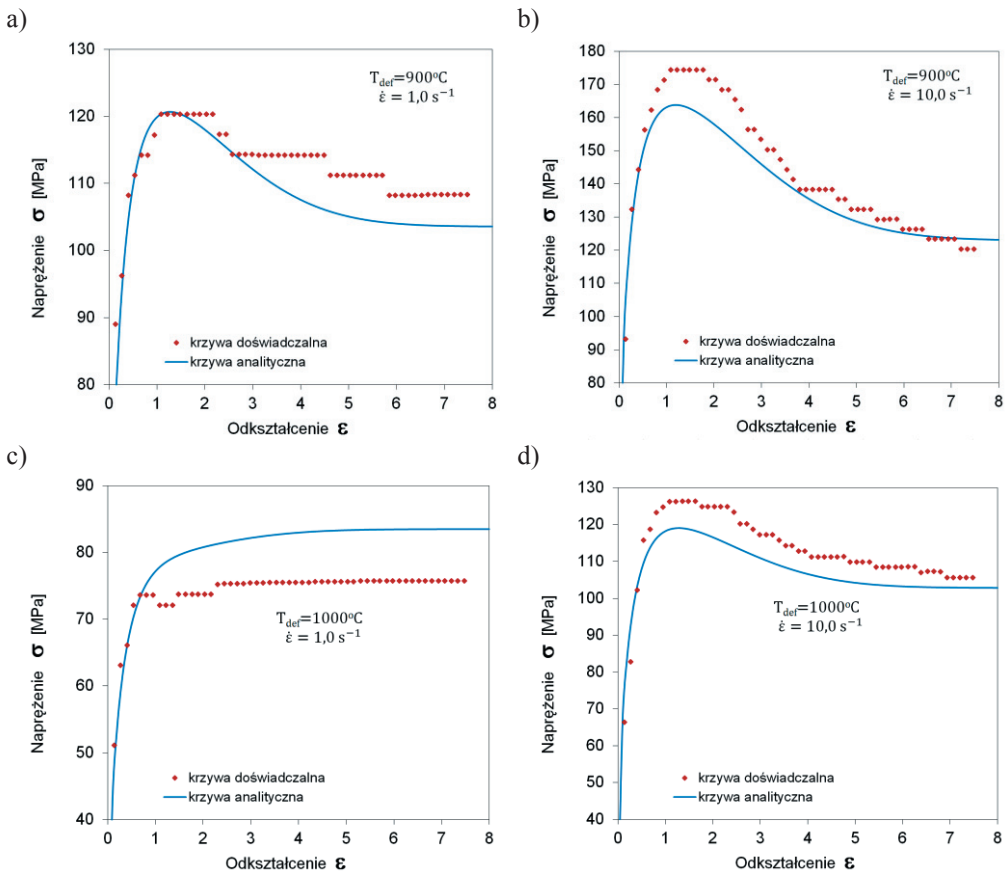
przerw między przepustami. Zastosowanie próby skręcania na gorąco do modelowania i symulacji walcowania sekwencyjnego pozwoliło na ustalenie wpływu odkształcenia wielostopniowego na przebieg procesu rekrytalizacji statycznej stali mikrostopowej gatunku S355N o oznaczeniu (K1) oraz optymalizację parametrów jej przeróbki cieplno-plastycznej w zakresie technologii walcowania regulowanego.



**Rysunek 5.50.** Porównanie teoretycznych i eksperymentalnych krzywych płynięcia stali S0 odkształconej metodą skręcania w temperaturze 800°C (a, b) i 1000°C (c, d) z prędkością odkształcenia 1,0s<sup>-1</sup> (a, c) i 10,0s<sup>-1</sup> (b, d) (T<sub>A</sub> = 1200°C)

Symulację fizyczną procesu walcowania na gorąco ceownika [240E prowadzono na bazie parametrów istniejącej linii walcowniczej scharakteryzowanej w tablicy 5.8 i na schemacie Adamieckiego (rys. 5.56). Wsadem do walcowania były kęśiska o wymiarach 200x220 mm

i długości 5300 mm. Walcowanie pasma odbywa się w trzynastu przepustach. Pierwsze trzy przepusty - w wykrojach skrzynekowych, w klatce nawrotnej BD. Przepust czwarty jest wykrojem rozcinającym.

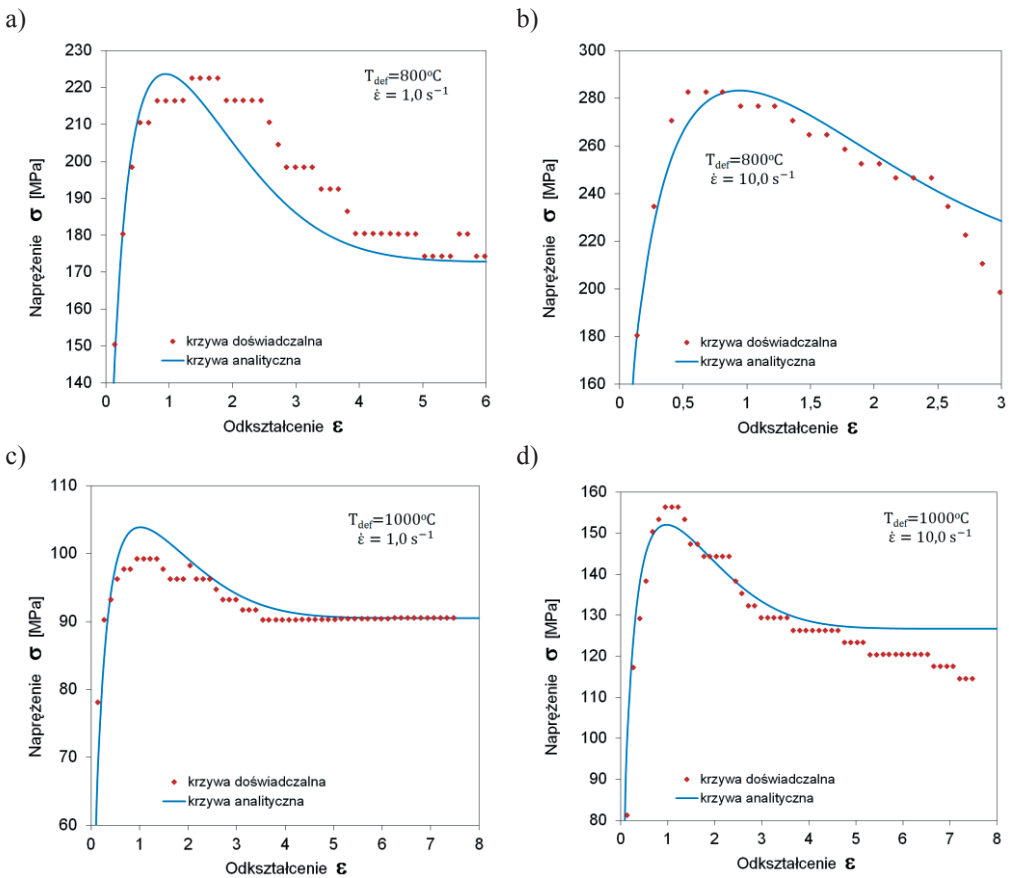


**Rysunek 5.51.** Porównanie teoretycznych i eksperymentalnych krzywych płynięcia stali S1 odkształcanej metodą skręcania w temperaturze  $800^\circ\text{C}$  (a, b) i  $1000^\circ\text{C}$  (c, d) z prędkością odkształcenia  $1,0\text{s}^{-1}$  (a, c) i  $10,0\text{s}^{-1}$  (b, d) ( $T_A = 1200^\circ\text{C}$ )

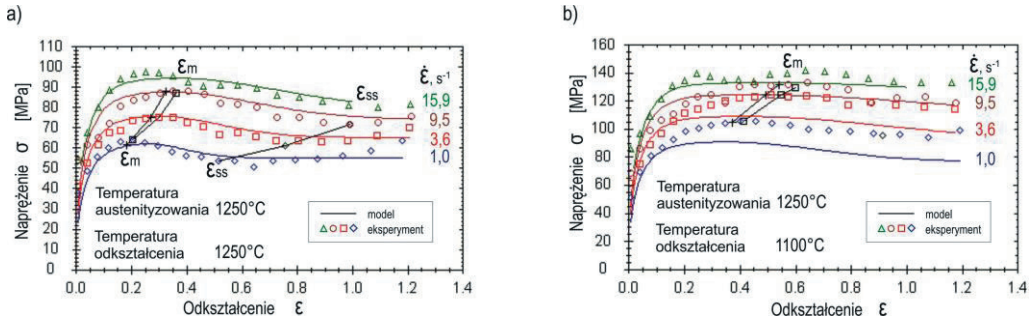
W klatce Z1 walcuje się pasma w pięciu przepustach, a w klatce Z2 - w trzech, natomiast w klatkach D1 i D2 w jednym przepuszczeniu. Proces walcowania symulowano zgodnie z kolejnością przepustów na poszczególnych walcarkach. Uwzględniono obliczone czasy walcowania i przerw między przepustami, jak również zgniot w poszczególnych przepustach. Symulację prowadzono dla początku walcowanego pasma i zakresu temperatury zgodnie ze schematem walcowania sekwencyjnego, jak również dla zakresu temperatury obniżonej

w pierwszym przepuszczeniu do 1130°C i w ostatnim przepuszczeniu odpowiednio do 950°C, 900°C i 850°C. W celu odniesienia wyników badań plastometrycznych do prób walcowania stosowano odkształcenie równoważne.

Ustalenie możliwości obniżenia temperatury pasma podczas ostatnich przepustów na walcach D1 i D2 wymagało prób symulowania procesu walcowania [240E z optymalizacją temperatury na walcach D1 oraz czasu wytrzymania pasma przed ostatnim przepustem. Schemat przebiegu odkształceń cyklicznych podczas procesu symulacji fizycznej procesu walcowania [240E przedstawiono na wykresie (rys. 5.57). Próby skręcania na gorąco metodą cykliczną prowadzono przy prędkości odkształcenia ok.  $4,0s^{-1}$ .



**Rysunek 5.52.** Porównanie teoretycznych i eksperymentalnych krzywych płynięcia dla stali S7 odkształczanej metodą skręcania w temperaturze 800°C (a, b) i 1000°C (c, d) z prędkością odkształcenia  $1,0s^{-1}$  (a, c) i  $10,0s^{-1}$  (c, d) ( $T_A = 1200^{\circ}C$ )

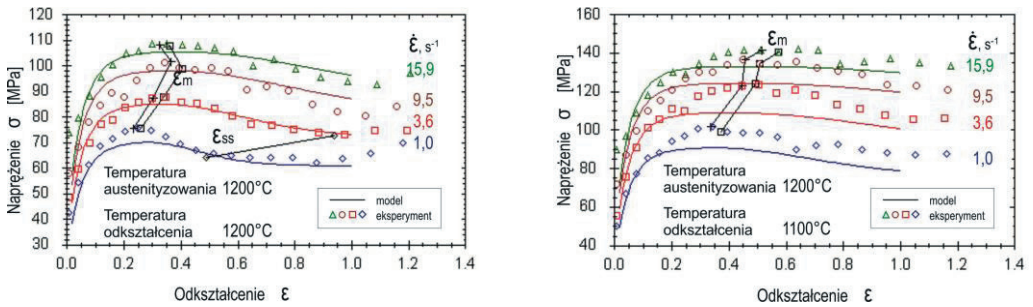


**Rysunek 5.53.** Porównanie eksperymentalnych i modelowych krzywych płynięcia stali G1 ściskanej na gorąco z różną prędkością odkształcenia w temperaturze: a) 1250°C, b) 1100°C

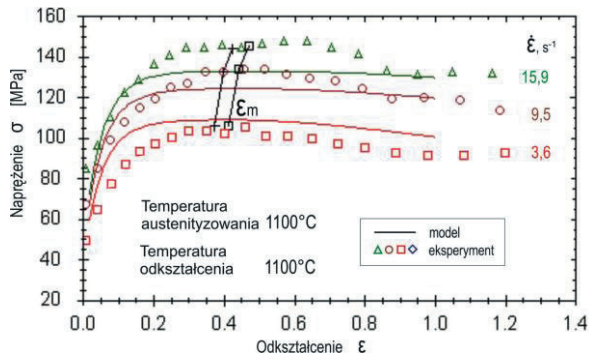
**Tablica 5.7.** Współczynniki modelu reologicznego wyznaczone metodą analizy odwrotnej dla stali mikrostopowej G1 odkształconej w próbce ściskania na gorąco

Wielkość ziarna $\gamma$ $\mu\text{m}$	Reologia - $\sigma_0$			Energia aktywacji Q, J/mol	Funkcja celu $\Phi$		
	Współczynniki						
	$A_0$	$n_0$	$\alpha_0$				
83,6	$2,1919 \cdot 10^{22}$	1,4720	$5,7004 \cdot 10^{-4}$	288 709,01	0,0176		
75,4	$2,9362 \cdot 10^{22}$	1,2069	$4,8122 \cdot 10^{-4}$	300 089,62	0,0179		
Wielkość ziarna $\gamma$ $\mu\text{m}$	Reologia - umocnienie i zdrowienie dynamiczne						
	Współczynniki						
	$A_{sse}$	$n_{sse}$	$\alpha_{sse}$	$q_1$	$q_2$		
83,6	$1,1846 \cdot 10^{12}$	6,1316	$6,8737 \cdot 10^{-3}$	0,2022	$7,1348 \cdot 10^{-12}$		
75,4	$1,0525 \cdot 10^{12}$	6,1007	$7,9326 \cdot 10^{-3}$	0,1817	$6,1444 \cdot 10^{-12}$		
Wielkość ziarna $\gamma$ $\mu\text{m}$	Reologia - rekrytalizacja dynamiczna						
	Współczynniki						
	$A_{ss}$	$n_{ss}$	$\alpha_{ss}$	$C_c$	$N_c$	$C_x$	$N_x$
83,6	$1,1308 \cdot 10^{21}$	7,5237	$6,0121 \cdot 10^{-4}$	$1,3565 \cdot 10^{-3}$	0,19604	$3,7824 \cdot 10^{-3}$	0,4827
75,4	$1,09365 \cdot 10^{21}$	8,0601	$8,1862 \cdot 10^{-4}$	$1,1969 \cdot 10^{-3}$	0,1913	$3,9387 \cdot 10^{-3}$	0,4339

Analizowane krzywe płynięcia porównywano z krzywymi wyznaczonymi podczas ciągłych prób skręcania w celu ustalenia wpływu sumarycznych cykli odkształceń na zapoczątkowanie i przebieg procesów relaksacyjnych w przerwach między przepustami. Wyniki badań kinetycznych obejmujące analizę ilościową udziału stopnia zaniku umocnienia zginiotowego podczas przerw między przepustami przedstawiono na wykresach (rys. 5.58).



**Rysunek 5.54** Porównanie eksperymentalnych i modelowych krzywych płynięcia stali G1 ściskanej na gorąco z różną prędkością odkształcenia w temperaturze: a) 1200°C, b) 110°C



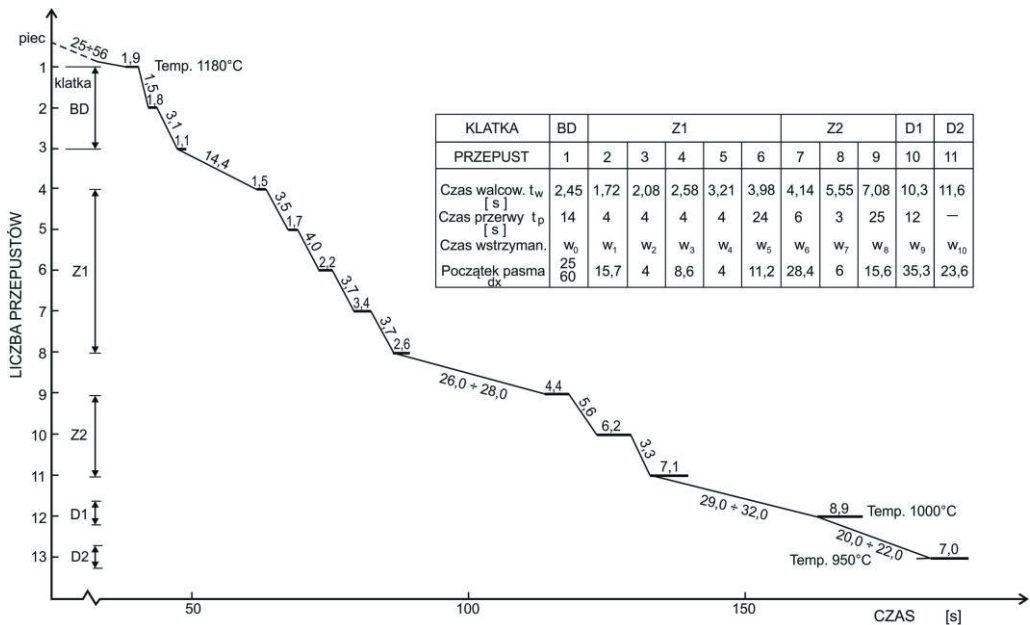
**Rysunek 5.55.** Porównanie modelowych i eksperymentalnych krzywych płynięcia stali G1 ściskanej na gorąco z różną prędkością odkształcenia w temperaturze 1100°C

Analiza statystyczna wyników pomiarów momentów skręcających ( $M_1$  i  $M_2$ ) użytych do określenia stopnia zmiękczenia materiał między przepustami wykazała, że analizowane wielkości średnie rejestrowanych momentów wyznaczono na poziomie ufności  $\alpha = 0,05$  i  $k = 9$  w przedziale ufności ok.  $\pm 2,5$  kGm dla zakresu temperatury odkształcenia (1130÷1000°C) i (1130÷950°C) oraz ok.  $\pm 4$  kGm dla zakresu temperatury odkształcenia (1130÷900°C).

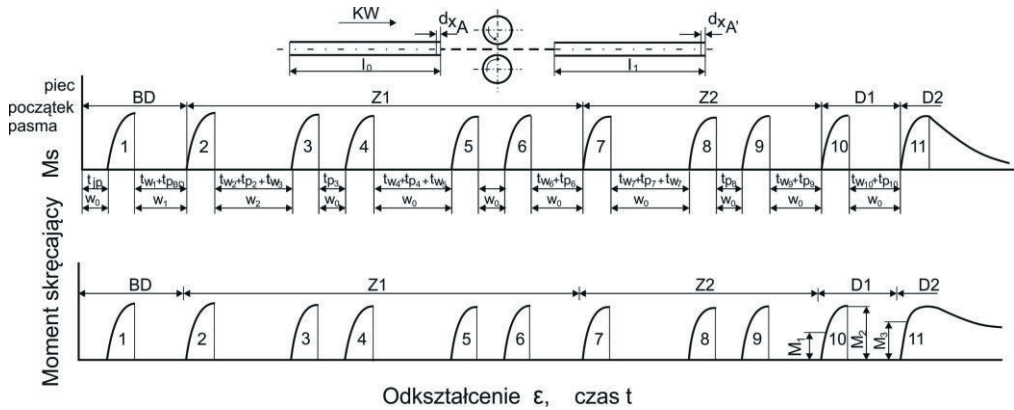
Kształt krzywych płynięcia wykazuje dla badanych cykli skręcania dwa charakterystyczne przebiegi: pierwszy - związany z małą prędkością umocnienia zgniotowego i stosunkowo wysoką wartością granicy płynięcia przy ponownym odkształceniu próbki i drugi - z dużą prędkością umocnienia zgniotowego i relatywnie niską granicą płynięcia, a więc z podobnym przebiegiem ciągłej krzywej płynięcia dla tej samej prędkości odkształcenia. Pierwszy z opisanych przebiegów może być identyfikowany z mechanizmem zdrowienia statycznego, natomiast drugi - zarówno z rekrytalizacją statyczną, jak i metadynamiczną.

**Tablica 5.8. Charakterystyka procesu walcowania profilu [240E**

Tablica przepustów profil [240E								
Wsad: 200 x 200 x 6000 mm; $S_o = 382 \text{ cm}^2$								
Klatka	Nr przepustu	Nr wykroju	$\epsilon_s$ [%]	$\epsilon_{hsr}$ [%]	Temp. wejśc. pasma	$S_k$ [ $\text{cm}^2$ ]	$v_1$ [m/s]	$\phi$ [ $\text{s}^{-1}$ ]
BD	1	4	2,9	2,5	1150÷1180	371,0	2,52	1,32
Z1	2	1	17,0	24,6	1140÷1170	307,9	4,54	10,30
Z1	3	2	29,4	34,3	-	217,3	5,35	17,56
Z1	4	3	29,3	30,6	-	153,6	6,12	21,86
Z1	5	4	28,3	29,9	-	110,2	6,84	28,36
Z1	6	5	19,8	21,3	1050÷1080	88,4	6,89	25,54
Z2	7	6	26,2	27,0	1020÷1055	65,2	9,01	47,80
Z2	8	7	25,9	25,9	-	48,3	9,09	54,36
Z2	9	8	19,0	21,5	950÷1020	39,1	8,83	52,60
D1	10	9	15,3	12,7	960÷1050	33,9	6,97	34,57
D2	11	10	10,0	8,8	920÷950	30,5	6,93	29,16

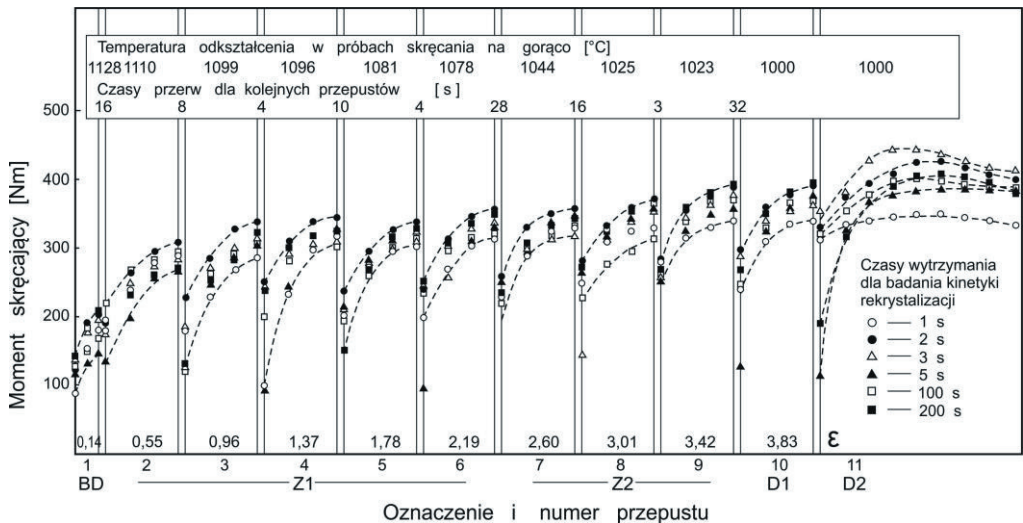


**Rysunek 5.56. Schemat przemysłowego walcowania na gorąco ceownika 240E ze stali mikrostopowej gatunku S355NL (K1)**

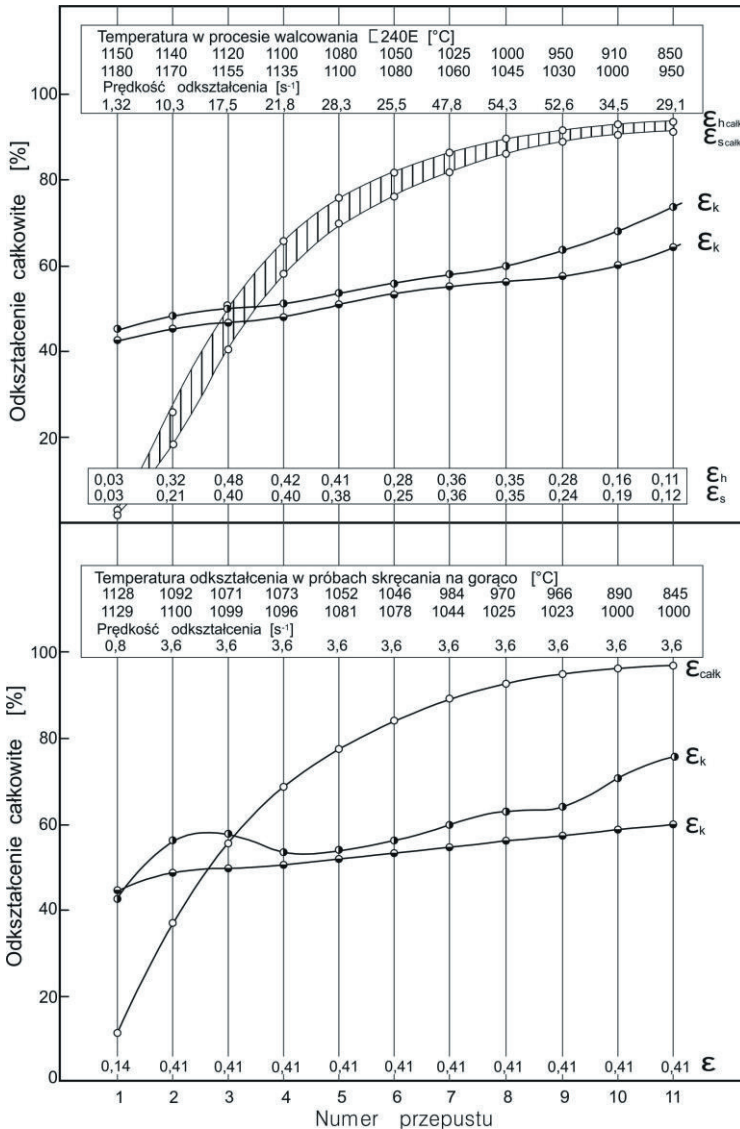


**Rysunek 5.57.** Schemat symulacji procesu sekwencyjnego walcowania na gorąco ceownika [240E

Stosowane odkształcenia w poszczególnych przepustach walcowania sekwencyjnego, jak również w próbach symulacji fizycznej były mniejsze od wartości krytycznych wymaganych dla zapoczątkowania rekrytalizacji dynamicznej, określonych z krzywych ciągłych  $\sigma$ - $\epsilon$  w porównywalnych warunkach odkształcenia plastycznego na gorąco.



**Rysunek 5.58.** Krzywe skręcające dla cyklicznych odkształceń symulujących proces walcowania [240E ze stali K1

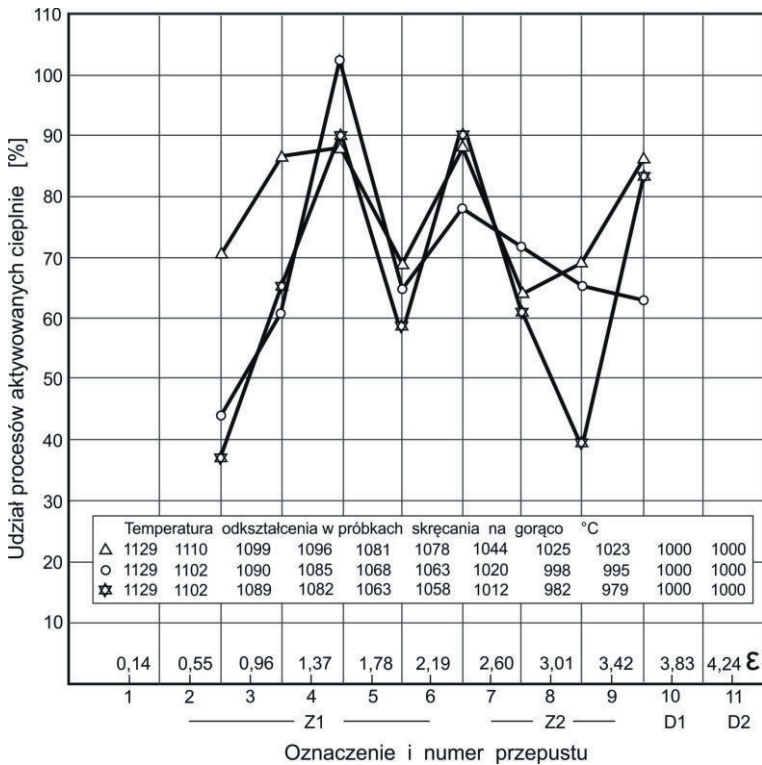


**Rysunek 5.59.** Porównanie charakterystycznych wielkości odkształcenia plastycznego w procesie walcowania przemysłowego i próbachh symulacji fizycznej metodą skręcania dla ceownika [240E ze stali mikrostopowej K1

Natomiast odkształcenia całkowite w kolejnych przepustach przekraczały wartości  $\epsilon_{cd}$ . Z porównania wartości odkształceń (rys. 5.59) wynika, że podczas trzeciego przepustu na walcierce Z1 zapoczątkowany jest proces rekrytalizacji dynamicznej. Można zatem przypuszczać, że dla ostatnich przepustów na klatce Z1 i Z2 umocnienie zgmiotowe akumuluje

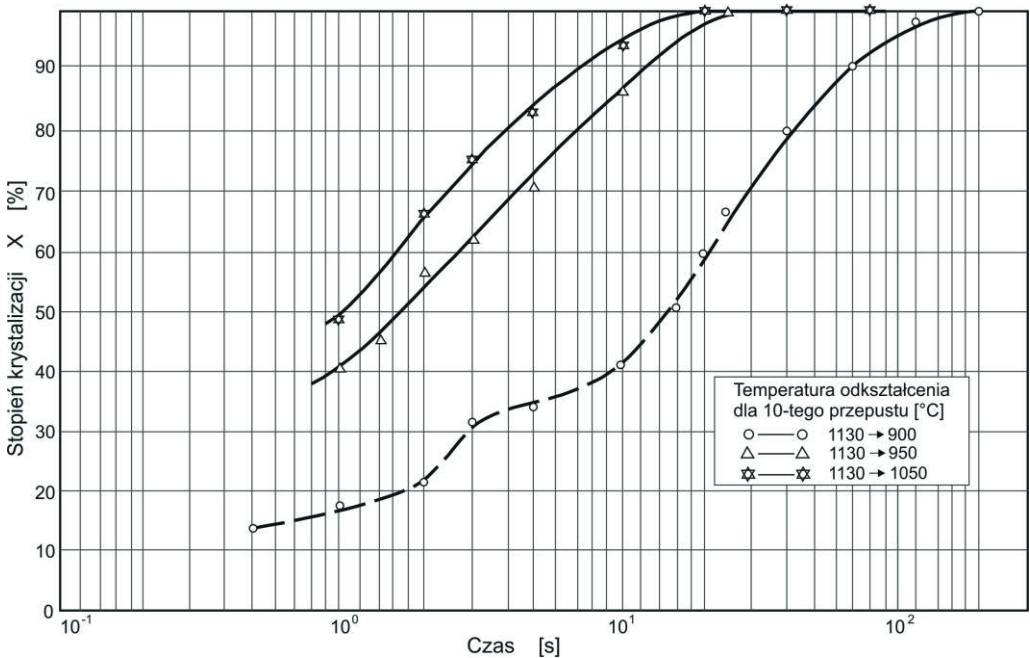


się aż do ostatniego przepustu. Taki charakter zmian odkształcenia determinuje występowanie między przepustami zarówno procesów rekrytalizacji statycznej, jak i metadynamicznej. Wyniki ilościowej analizy udziału zaniku umocnienia odkształceniowego w funkcji odkształcenia sumarycznego przedstawiono na wykresie (rys. 5.60). W przypadku odkształceń symulowanych w zakresie temperatury walcowania pasma (1130÷1000°C) odpowiednio na klatce BD i D1 udział ten wynosi średnio ok. 70÷85% sugerując wyraźnie rekrytalizację statyczną w czasie kolejnych przerw między przepustami. Podobnie, choć z różną intensywnością zachodzą zmiany tego udziału zaniku umocnienia odkształceniowego dla temperatury na klatce D1 odpowiednio 950°C i 900°C. Obniżenie temperatury pasma na walcierce Z2 powoduje wyraźne hamowanie procesów aktywowanych cieplnie (FR ok. 40%) dla krótkich czasów wytrzymania (ok. 3s) i dominację procesu zdrowienia statycznego.



**Rysunek 5.60.** Udział ilościowy procesów relaksacyjnych zachodzących w przerwach między przepustami wyznaczony z prób symulacji fizycznej walcowania [240E badanej stali mikrostopowej K1

Kontrola procesów aktywowanych cieplnie w poszczególnych sekwencjach odkształcenia pasma zapewnia również ustalenie porównawczych warunków wyjściowych do analizy kinetyki procesów relaksacyjnych w przepustach wykańczających procesu walcowania. W badaniach określono kinetykę procesów relaksacyjnych po przepięciu pasma na walcu D1 w czasie wytrzymania izotermicznego do ok. 200s z uwzględnieniem stanu struktury z poprzednich cykli odkształcenia pasma. Wyniki badań przedstawiono na wykresach (rys. 5.61). Wytrzymanie pasma przy temperaturze 1000°C w czasie ok. 20s powoduje kompletną rekrytalizację statyczną badanej stali. Podobny przebieg procesu zachodzi po wytrzymaniu przy 950°C. Istotne hamowanie procesów aktywowanych cieplnie występuje przy temperaturze 900°C determinując przebieg zdrowienia statycznego do ok. 10s, a następnie - rekrytalizacji statycznej, której maksymalny udział objętościowy występuje po ok. 2000s.



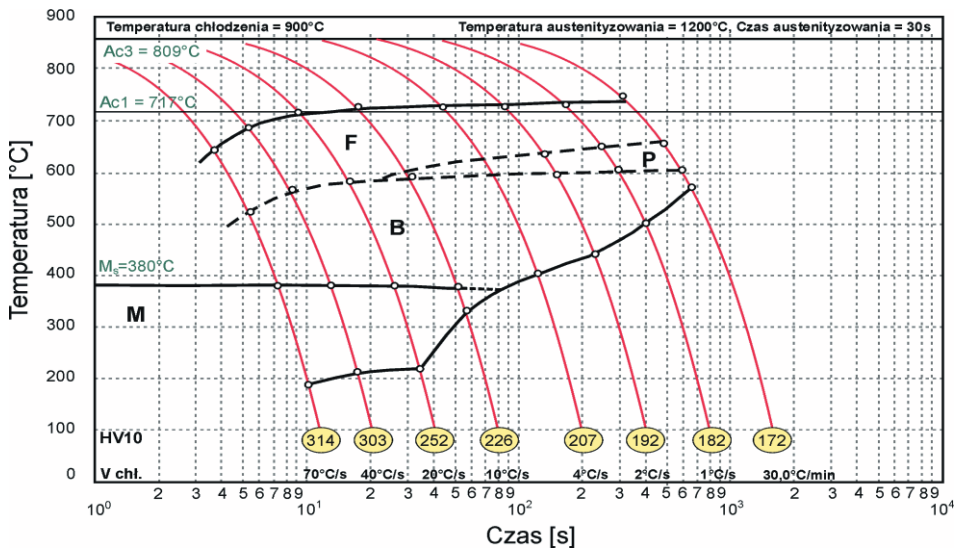
**Rysunek 5.61.** Krzywe kinetyki rekrytalizacji statycznej stali K1 po symulacji odkształcenia na klatce D

## 5.5. Wyniki badań strukturalnych

### 5.5.1. Analiza wykresu OCTP stali G1

Wyznaczenie wykresu OCTP<sub>c</sub> pozwoliło na dokładną analizę przemian fazowych występujących w stali mikrostopowej G1 poddanej odkształceniu na gorąco z następnym chłodzeniem w zakresie szybkości od ok. 70°C/s do około 30°C/min (rys. 5.62).

Trwałość przechłodzonego austenitu odkształconego stali G1 zmienia się w zależności od stopnia przechłodzenia. Przy małych stopniach przechłodzenia w zakresie wydzielania ferrytu i przemiany perlitycznej trwałość austenitu metastabilnego jest stosunkowo duża. Natomiast w zakresie przemiany bainitycznej jest mniejsza. Na wykresie brak jest dokładnych linii ograniczających obszary produktów przemiany austenitu przechłodzonego - ferrytu i bainitu. Dla maksymalnej szybkości chłodzenia stosowanej w badaniach ( $V_{ch} = 70^\circ\text{C/s}$ ), przemiana austenitu odkształconego w ferryt rozpoczyna się w temperaturze ok. 639°C po upływie 2,5s, natomiast w bainit przy temperaturze ok. 530°C po ok. 6s. Temperatura przemiany martenzytycznej wynosi ok. 380°C.



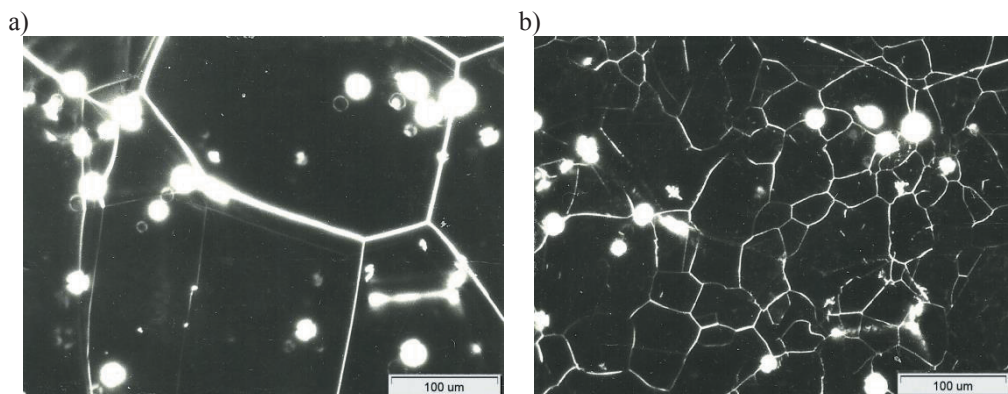
Rysunek 5.62. Wykres OCTP<sub>c</sub> przemian austenitu odkształconego stali G1

Chłodzenie badanej stali z maksymalną szybkością zapewnia uzyskanie struktury ferrytyczno-bainityczno – martenzytycznej. W przypadku mniejszych szybkości chodzenia (ok.  $10^{\circ}\text{C/s}$  do  $0,5^{\circ}\text{C/s}$ ) temperatura przemiany  $\gamma \rightarrow \alpha$  oraz przemiany perlitycznej i bainitycznej jest praktycznie stała i wynosi ok.  $600^{\circ}\text{C}$ . Przy powolnym chodzeniu w strukturze badanej stali mikrostopowej występuje ferryt z perlitem i bainitem, a dla chodzenia w warunkach przemysłowych ( $V_{\text{ch}} < 0,5^{\circ}\text{C/s}$ ) - struktura ferrytyczno-perlityczna. Zmniejszanie prędkości chłodzenia wpływa na zwiększanie ilości fazy perlitycznej i zmniejszanie bainitycznej przy zachowaniu praktycznie niezmięionej ilości ferrytu.

### 5.5.2. Analiza metalograficzna

Badania metalograficzne przeprowadzono w celu określenia wpływu czynników odkształcenia plastycznego na gorąco, głównie temperatury austenitowania i odkształcenia oraz prędkości i stopnia odkształcenia na wielkość pierwotnego ziarna austenitu w wybranych gatunkach stali z mikrododatkami. Wyniki obserwacji ujęto na mikrofotografiach (rys. 5.63÷5.76).

Na wstępie analizowano zmiany pierwotnej wielkości ziarna austenitu w stali perlitycznej niestopowej (S0) stosowanej w pracy dla celów porównawczych. Przeprowadzone badania na mikroskopie świetlnym typu Vacutherm ujawniły w temperaturze austenitowania  $1200^{\circ}\text{C}$  ziarna austenitu o wielkości ok.  $275\ \mu\text{m}$  (rys. 5.63a). Chłodzenie stali poniżej temperatury  $A_1$  i ponowne jej grzanie do temperatury  $800^{\circ}\text{C}$  pozwala na rozdrobnienie ziarna  $\gamma$  do ok.  $68\ \mu\text{m}$  (rys. 5.63b). Identyczne grzanie do temperatury  $1200^{\circ}\text{C}$  w stali mikrostopowej perlitycznej (S4) z mikrododatkami (V, N, Ti) prowadzi do ujawnienia ziarna austenitu wielkości ok.  $110\ \mu\text{m}$ . Natomiast w stalach mikrostopowych (B2, G1 i K1) o zawartości ok.  $0,16\%$  C z podstawowym mikrododatkiem Nb w ilości ok.  $0,03\div 0,04\%$ , pierwotna wielkość ziarna  $\gamma$  w zakresie temperatury austenitowania ( $1150\div 1250^{\circ}\text{C}$ ) wynosi od ok.  $80\ \mu\text{m}$  do ok.  $130\ \mu\text{m}$ . Stwierdzono zatem, że decydujący wpływ na wielkość ziarna austenitu przed odkształceniem wysokotemperaturowym ma temperatura austenitacji (rys. 5.64). Stal G1 austenitowana w temperaturze  $1100^{\circ}\text{C}$  wykazuje ziarna austenitu o wielkości ok.  $36\ \mu\text{m}$  (rys. 5.64a, b). Zwiększenie temperatury austenitacji do  $1200^{\circ}\text{C}$  i  $1250^{\circ}\text{C}$  powoduje wzrost pierwotnej wielkości ziarna  $\gamma$  odpowiednio do ok.  $76\ \mu\text{m}$  i ok.  $83\ \mu\text{m}$  (rys. 5.64c, e).



**Rysunek 5.63.** Wielkość ziarna pierwotnego austenitu w stali S0 po austenityzacji w temperaturze: a) 1200°C, b) 800°C

**Tablica 5.9.** Wielkość ziarna pierwotnego austenitu w stali K1

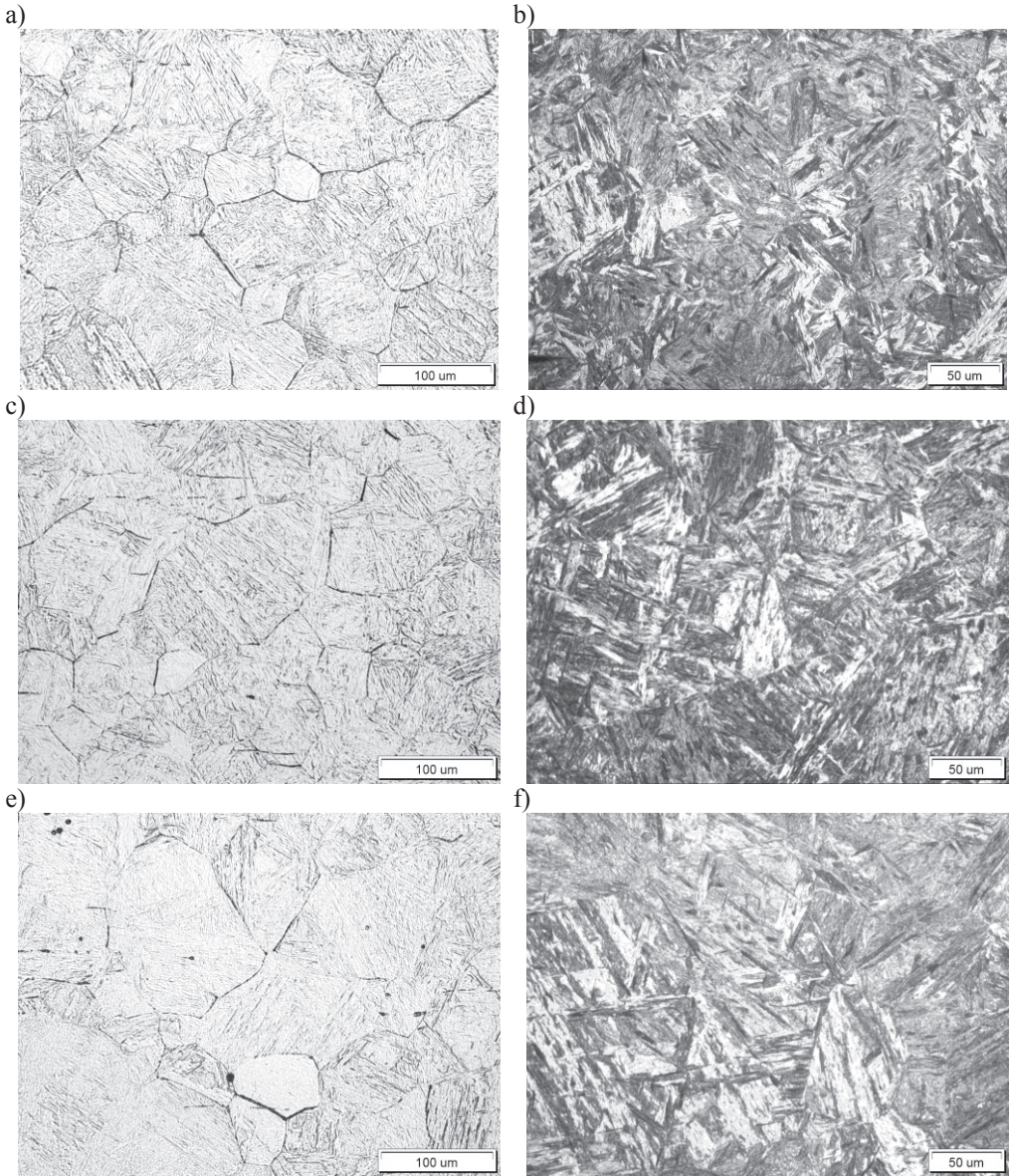
Lp.	Oznaczenie klatki	Numer przepustu	Temperatura odkształcenia [°C]	$\overline{d_0}$ [µm]	$\sigma_x$	$\sigma_x^2$	$\frac{t \cdot \sigma_x}{\sqrt{n-1}}$
1		0	1150	128,98	21,104	445,393	±15,913
2	BD	1	1128	68,600	11,539	133,150	±8,701
3	-	2	1096	32,870	4,874	23,755	±3,674
4		3	1085	29,070	3,674	13,502	±2,771
5	Z1	4	1079	27,220	2,151	4,626	±1,622
6		5	1058	29,260	1,763	3,109	±1,329
7		6	1049	22,340	2,354	5,542	±1,775
8		7	1006	21,540	1,087	1,182	±0,819
9	Z2	8	980	18,110	1,157	1,338	±0,872
10		9	975	22,850	3,675	13,503	±2,771
11			950	18,990	2,051	5,207	±1,546
12	D1	10	900	17,380	2,013	4,053	±1,518
13			900	9,039	1,591	2,533	±1,200
14	D2	11	850	7,892	0,465	0,216	±0,351

W mikrostrukturze badanej stali po oziębieniu w wodzie z tego zakresu temperatury austenitizowania ujawniono martenzyt listwowy z obszarami bainitu (rys. 5.64b, d, f).

Przeprowadzone badania metalograficzne pozwoliły również na określenie parametrów wysokotemperaturowego odkształcenia oraz czasu relaksacji po odkształceniu plastycznym na strukturę pierwotnego ziarna austenitu przed przemianą  $\gamma \rightarrow (\alpha')$  uwarunkowaną przebiegiem procesów aktywowanych cieplnie. Wyniki obserwacji metalograficznych stali mikrostopowej

(G1) odkształconej plastycznie w próbie ściskania z prędkością odkształcenia ok.  $1,0s^{-1}$  przy stałym stopniu odkształcenia ( $\varepsilon = 1,2$ ) w zakresie temperatury ( $1200\div 800^{\circ}C$ ) po austenitowaniu w  $1200^{\circ}C$  przedstawiono na mikro fotografiach (rys. 5.65). W strukturze badanej stali, w zależności od temperatury odkształcenia ujawniono pierwotne ziarna austenitu o zróżnicowanej wielkości i postaci. Odkształcenie przy temperaturze  $1200^{\circ}C$  i  $1100^{\circ}C$  pozwala uzyskać w całej objętości materiału dynamicznie zrekrystalizowane ziarna  $\gamma$  o wielkości odpowiednio  $21\ \mu m$  (rys. 5.65a) i  $15\ \mu m$  (rys. 5.65b). Korzystny efekt rozdrobnienia ziarn  $\gamma$  przy zachowaniu ich dużej jednorodności wymiarowej i równościowości pokazano wyraźnie na mikro fotografii (rys. 5.65e). Po odkształceniu przy temperaturze  $1000^{\circ}C$  ujawniono drobne zrekrystalizowane ziarna  $\gamma$  w obszarach przygranicznych i sporadycznie wewnątrz pierwotnych ziarn austenitu jako efekt zapoczątkowania procesu rekrytalizacji dynamicznej (rys. 5.65c). Natomiast po odkształceniu przy temperaturze  $800^{\circ}C$  ujawniono wyraźnie wydłużone ziarna austenitu pierwotnego z licznymi bliźniakami odkształcenia i pasmami poślizgu, które są charakterystyczne dla etapu umocnienia na krzywych płynięcia  $\sigma$ - $\varepsilon$  przy niewielkim udziale procesów aktywowanych cieplnie, głównie zdrowienia dynamicznego (rys. 5.65d).

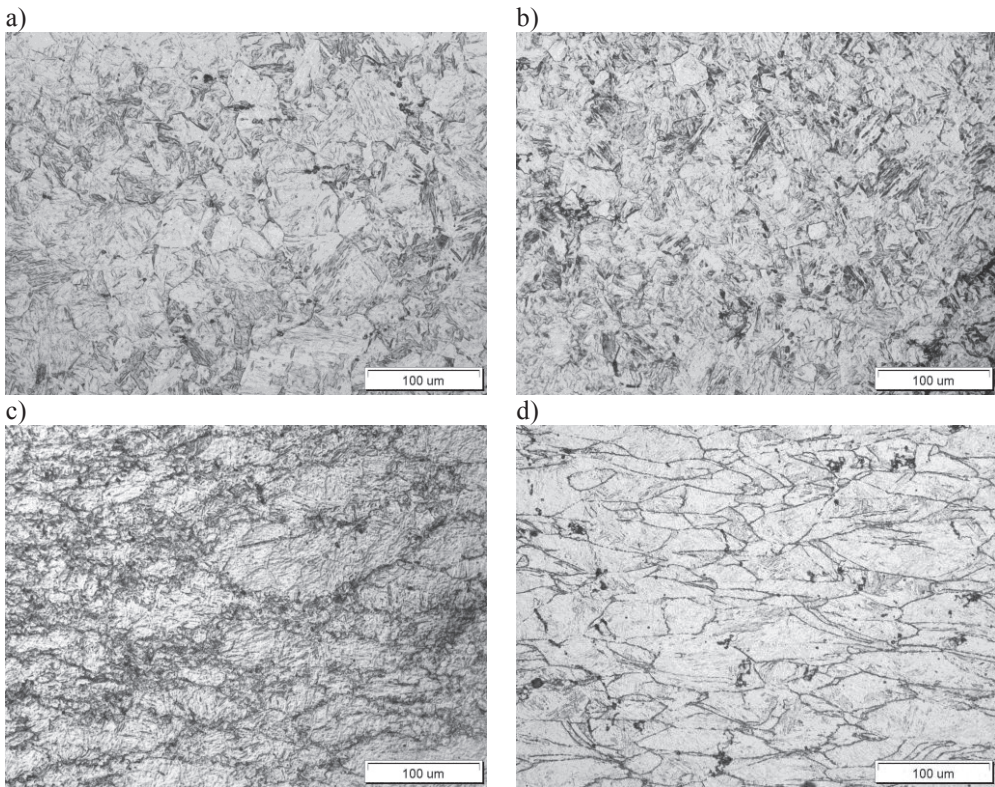
Addytywny wpływ temperatury i prędkości odkształcenia w zakresie temperatury austenitowania ( $1100\div 1250^{\circ}C$ ) na strukturę pierwotnych ziarn austenitu badanej stali przedstawiono na mikro fotografiach (rys. 5.66÷5.69). Zwiększenie prędkości odkształcenia do ok.  $15,9s^{-1}$  wywołujące efekt opóźnienia procesu rekrytalizacji dynamicznej badanej stali, zarejestrowany na krzywych płynięcia, wpływa również na mikrostrukturę pierwotnych ziarn  $\gamma$  w analizowanym zakresie temperatury odkształcenia (rys. 5.66÷5.68). Przy porównywalnej temperaturze odkształcenia  $1100^{\circ}C$  i wielkości odkształcenia ( $\varepsilon = 1,2$ ) pierwotne ziarna austenitu stali G1 odkształcone z  $\dot{\varepsilon} = 1,0\ s^{-1}$  są całkowicie zrekrystalizowane dynamicznie (rys.5.65b,e ) natomiast odkształcone z  $\dot{\varepsilon} = 3,6\ s^{-1}$  wykazują tylko częściową rekrytalizację dynamiczną (rys. 5.66a). Podobny efekt zmian mikrostruktury pierwotnych ziarn  $\gamma$  obserwuje się dla temperatury odkształcenia  $1000^{\circ}C$  i prędkości odkształcenia  $3,6s^{-1}$  (rys. 5.67b) i  $15,9s^{-1}$  (rys. 5.68).



**Rysunek 5.64.** Struktura stali G1 po austenitizacji w temperaturze: a,b) 1100°C, cd) 1200°C, e,f) 1250°C; wielkość pierwotnych ziarn austenitu (a,c,e), struktura martenzytyczno-bainityczna (b, d, f)

Odształcenie plastyczne przy temperaturze 900°C z  $\dot{\epsilon} = 3,6 \text{ s}^{-1}$ , po austenitizacji w temperaturze 1100°C zapewnia badanej stali większy udział pierwotnych ziarn  $\gamma$  zrekrystalizowanych dynamicznie (rys. 5.69b, c) w porównaniu ze stanem mikrostruktury

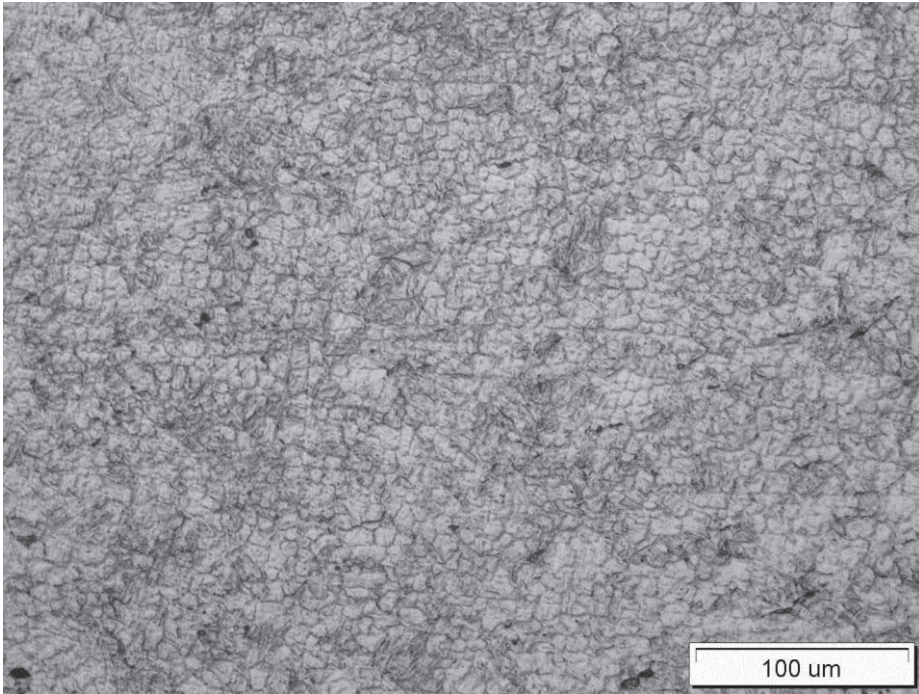
po austenitzacji w 1200°C (rys. 5.66b). W tym stanie austenit odkształcony dynamicznie ujawnia mikrostrukturę wydłużonych ziarn z występującymi wewnątrz nich bliźniakami odkształcenia oraz drobnymi ziarnami zrekrystalizowanymi dynamicznie przeważnie na granicach byłych pierwotnych ziarn austenitu, a więc strukturę charakterystyczną dla początkowego etapu rekrytalizacji dynamicznej. Zabieg austenitzowania w temperaturze 1100°C i odkształcenia plastycznego w tej samej temperaturze z  $\dot{\epsilon} = 3,6 \text{ s}^{-1}$  pozwala uzyskać ziarna austenitu badanej stali w pełni zrekrystalizowane dynamicznie o wielkości ok. 17  $\mu\text{m}$  (rys. 5.69a).



**Rysunek 5.65.** Wpływ temperatury odkształcenia stali G1 przy  $\dot{\epsilon} = 1,0 \text{ s}^{-1}$  na strukturę pierwotnych ziarn austenitu: a) 1200°C, b) 1100°C, c) 1000°C, d) 800°C ( $T_A=1200^\circ\text{C}$ ,  $\epsilon=1,2$ )

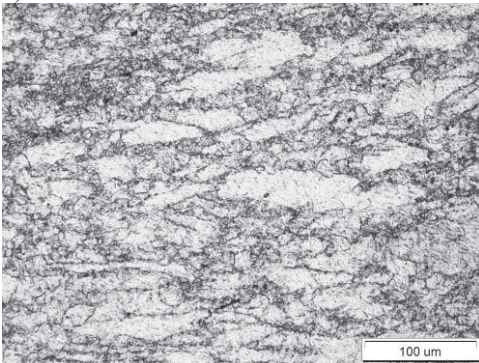


e)

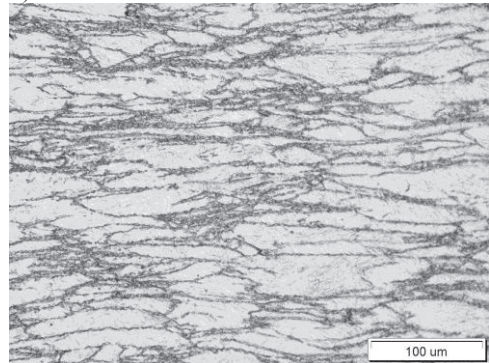


**Rysunek 5.65.** (ciąg dalszy): e) ziarna pierwotnego austenitu zrekrystalizowane dynamicznie (powiększenie z rysunku 5.65b)

a)



b)

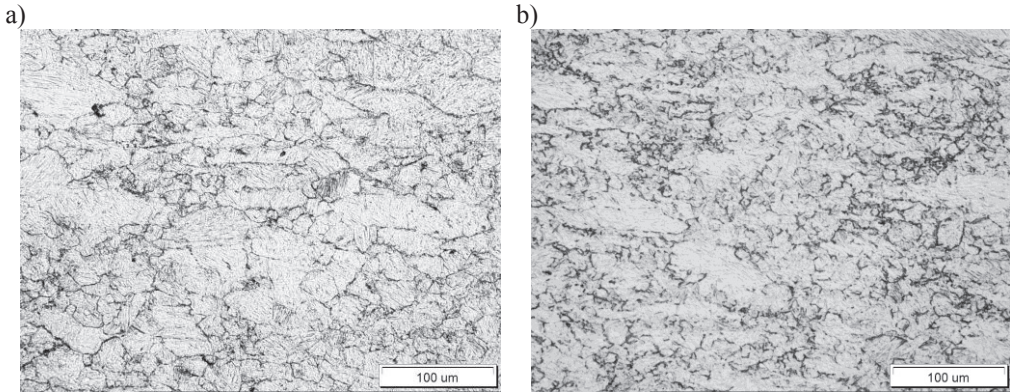


**Rysunek 5.66.** Częściowo zrekrystalizowane dynamicznie pierwotne ziarna austenitu po odkształceniu z  $\dot{\epsilon} = 3,6 \text{ s}^{-1}$  w temperaturze: a) 1100°C, b) 900°C ( $T_A=1200^\circ\text{C}$ ,  $\epsilon=1,2$ )

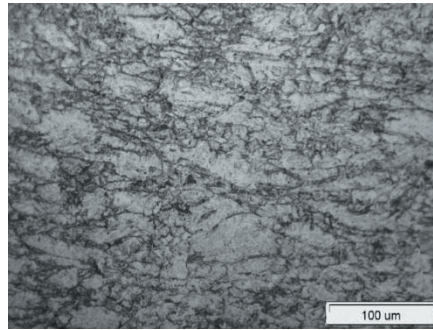
Istotny wpływ na przebieg i efekt procesów aktywowanych cieplnie zachodzących podczas odkształcenia wysokotemperaturowego stali G1 oraz warunkujących wielkość i kształt

pierwotnego ziarna austenitu wywiera stopień odkształcenia (rys. 5.70 i 5.71). W badanej stali odkształconej z  $\varepsilon = 0,268$  w temperaturze austenitizacji  $1200^{\circ}\text{C}$  przy  $\dot{\varepsilon} = 1,0\text{s}^{-1}$  ujawniono drobne, zrekrytalizowane ziarna austenitu na tle pierwotnych ziarn  $\gamma$  odpowiadających stosowanej temperaturze austenitizacji (rys. 5.70a). Odkształcenie o wielkości  $\varepsilon = 0,4$  przy temperaturze  $1000^{\circ}\text{C}$  nie powoduje jeszcze w tych warunkach zapoczątkowania procesu rekrytalizacji dynamicznej (rys. 5.70b). Tym bardziej w przypadku próby ściskania badanej stali przy temperaturze  $800^{\circ}\text{C}$  i  $900^{\circ}\text{C}$  z stopniem odkształcenia  $\varepsilon$  w zakresie  $(0,2\div 0,6)$  ujawnione pierwotne ziarna austenitu wykazują jedynie wyraźne efekty umocnienia zgniotowego względnie zdrowienia dynamicznego, natomiast nie wykazują typowych objawów świadczących o potencjalnym udziale procesu rekrytalizacji dynamicznej (rys. 5.71). Wpływ stopnia odkształcenia zaznacza się wyraźnie podczas próby ściskania stali G1 z prędkością odkształcenia  $3,6\text{ s}^{-1}$  w temperaturze  $1100^{\circ}\text{C}$  i krótkim czasie wytrzymania izotermicznego (ok.  $1,6\text{s}$ ) po odkształceniu plastycznym (rys. 5.72). W tych warunkach próby ściskania odkształcenie  $\varepsilon = 0,2$  prowadzi tylko do ujawnienia pierwotnych granic ziarn austenitu o nieregularnych, pofałdowanych kształtach charakterystycznych dla etapu zarodkowania w procesie rekrytalizacji statycznej (rys. 5.72a) natomiast dla odkształcenia  $\varepsilon = 0,4$  obserwuje się już efekty rekrytalizacji statycznej z rozdrobnieniem ziarn do wielkości ( $d_0$ ) ok.  $50\ \mu\text{m}$  (rys. 5.72b).

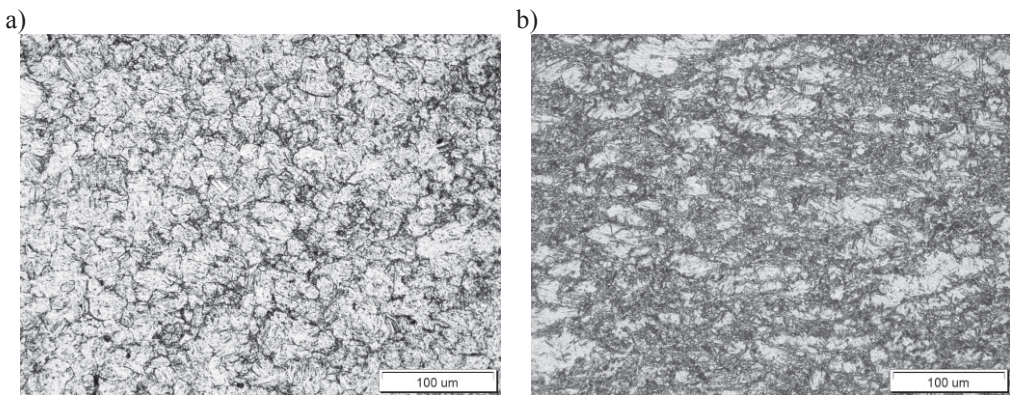
Wpływ czasu wytrzymania izotermicznego po odkształceniu na gorąco przedstawiono na mikro fotografiach (rys. 5.73 i 5.74). W mikrostrukturze stali G1 po odkształceniu w temperaturze  $1000^{\circ}\text{C}$  przy prędkości odkształcenia  $1,0\text{ s}^{-1}$  ujawniono dla  $\varepsilon = 0,2$  i czasu wytrzymania ok.  $1\text{s}$  zróżnicowane co do wielkości i kształtu ziarna austenitu pierwotnego o nieregularnych, powyginanych granicach będących efektem zapoczątkowania procesu zdrowienia statycznego (rys. 5.73a), natomiast po upływie czasu wytrzymania ok.  $5\text{s}$  ziarna austenitu pierwotnego wykazują cechy struktury zrekrytalizowanej statycznie (rys. 5.73b). Po odkształceniu w niższej temperaturze ( $900^{\circ}\text{C}$ ) z takim samym stopniem odkształcenia i czasie relaksacji ok.  $10\text{s}$  struktura pierwotnych ziarn austenitu nie ulega zmianie (5.74a). Przy większym odkształceniu ( $\varepsilon = 0,6$ ) i dłuższym czasie relaksacji ( $\tau_w$  ok.  $40\text{s}$ ) w strukturze ujawniono już drobne ziarna  $\gamma$  o nieregularnych kształtach będące efektem zapoczątkowania procesu rekrytalizacji statycznej (rys. 5.74b).



**Rysunek 5.67.** Struktura dynamicznie zrekrystalizowanych ziarn austenitu po odkształceniu z  $\dot{\epsilon} = 3,6s^{-1}$  w temperaturze: a) 1250°C, b) 1000°C ( $T_A=1250^\circ C$ ,  $\epsilon=1,2$ )



**Rysunek 5.68.** Ziarna austenitu pierwotnego stali G1 częściowo zrekrystalizowane dynamicznie po odkształceniu w temperaturze 1000°C z prędkością  $\dot{\epsilon} = 15,9s^{-1}$  ( $T_A=1250^\circ C$ ,  $\epsilon=1,2$ )

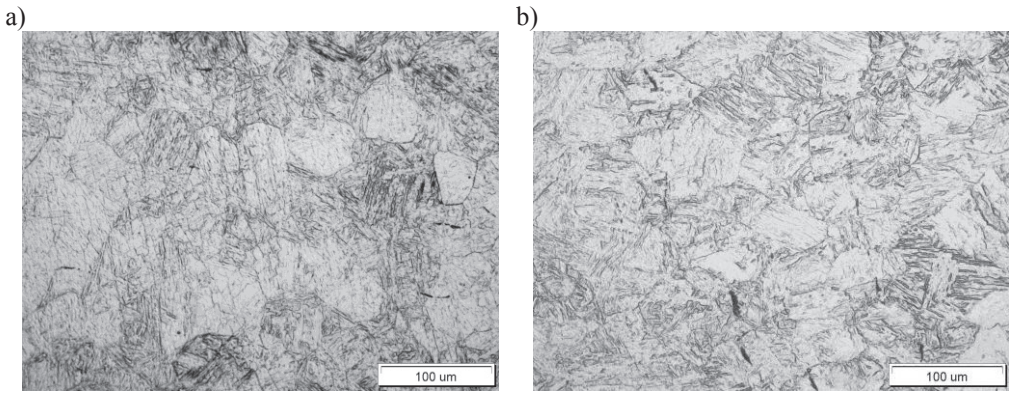


**Rysunek 5.69.** Ziarna austenitu pierwotnego stali G1 zrekrystalizowane dynamicznie po odkształceniu w temperaturze: a) 1100°C, b) 900°C ( $T_A=1100^\circ C$ ,  $\dot{\epsilon}=3,6s^{-1}$ ,  $\epsilon=1,2$ )

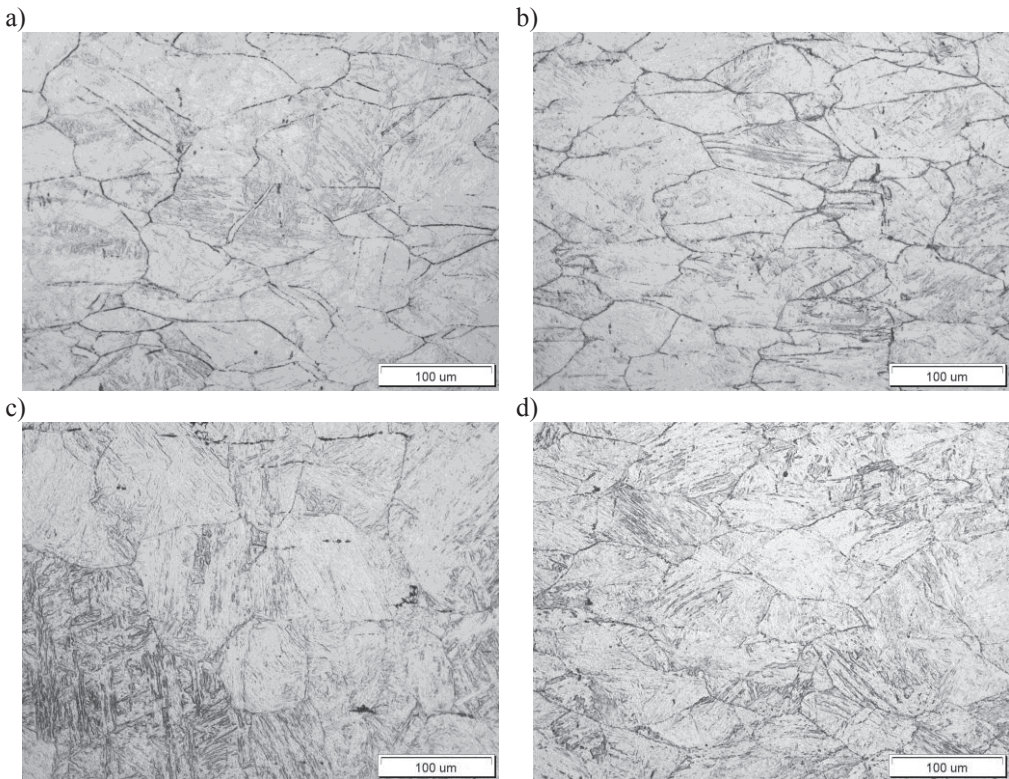


**Rysunek 5.69.** (ciąg dalszy): c) częściowo zrekrytalizowane dynamicznie ziarna austenitu pierwotnego w stali G1 po odkształceniu w temperaturze 900°C (powiększenie z rys.5.69b)

Analiza metalograficzna procesu symulacji fizycznej walcowania ceownika oszczędnościowego typu 240E metodą skręcania na gorąco wykazała wpływ parametrów wysokotemperaturowego odkształcenia plastycznego symulowanego na podstawie cyklu technologicznego walcowania profilu w warunkach przemysłowych na strukturę i wielkość ziarna austenitu pierwotnego badanej stali mikrostopowej typu K1. Wyniki pomiarów wielkości ziarna z poszczególnych faz symulacji w procesie cyklicznego odkształcenia zestawiono w tablicy 5.9, natomiast struktury pierwotnych ziarn austenitu przedstawiono na mikrofotografiach (rys. 5.75 i 5.76). Próbki ze stali K1 austenitizowane w temperaturze 1180°C wykazują niejednorodne ziarna austenitu o wielkości ok. 200 μm. Odkształcenie plastyczne w próbie skręcania na gorąco symulujące pierwsze przepusty pasma na walcierce BD przy temperaturze 1150°C powoduje rozdrobnienie pierwotnej wielkości ziarna austenitu do ok. 130 μm (rys. 5.75a).

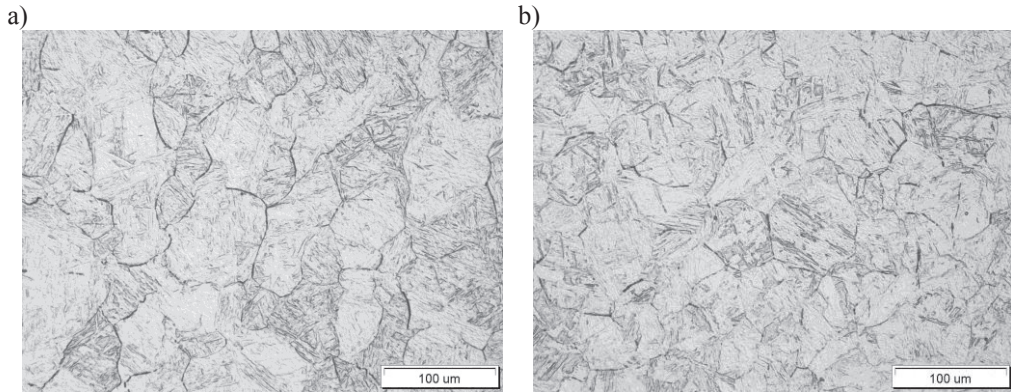


**Rysunek 5.70.** Wpływ stopnia i temperatury odkształcenia stali G1 na strukturę pierwotnych ziarn austenitu: a)  $\varepsilon = 0,268$ ,  $T_{def} = 1200^{\circ}\text{C}$ , b)  $\varepsilon = 0,4$ ,  $T_{def} = 1000^{\circ}\text{C}$  ( $T_A = 1200^{\circ}\text{C}$ ,  $\dot{\varepsilon} = 1,0\text{s}^{-1}$ )

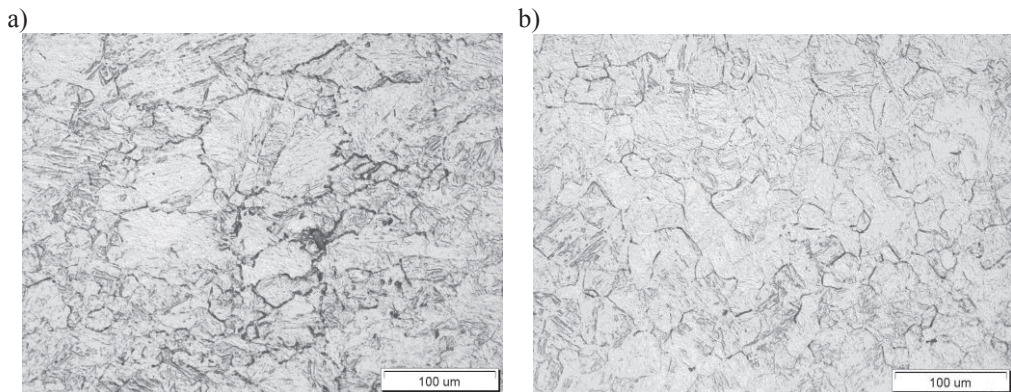


**Rysunek 5.71.** Wpływ stopnia i temperatury odkształcenia stali G1 na strukturę pierwotnych ziarn austenitu: a)  $\varepsilon = 0,4$ ,  $T_{def} = 800^{\circ}\text{C}$ , b)  $\varepsilon = 0,6$ ,  $T_{def} = 800^{\circ}\text{C}$ , c)  $\varepsilon = 0,2$ ,  $T_{def} = 900^{\circ}\text{C}$ , d)  $\varepsilon = 0,6$ ,  $T_{def} = 900^{\circ}\text{C}$  ( $T_A = 1200^{\circ}\text{C}$ ,  $\dot{\varepsilon} = 1,0$ )

Zwiększenie cykli odkształcenia i wytrzymanie izotermiczne w czasie ok. 30s po ostatnim odkształceniu symulującym proces walcowania na walcierce Z1 prowadzi do wyraźnego rozdrobnienia struktury pierwotnych ziarn  $\gamma$  do ok. 80  $\mu\text{m}$  (rys. 5.75b).



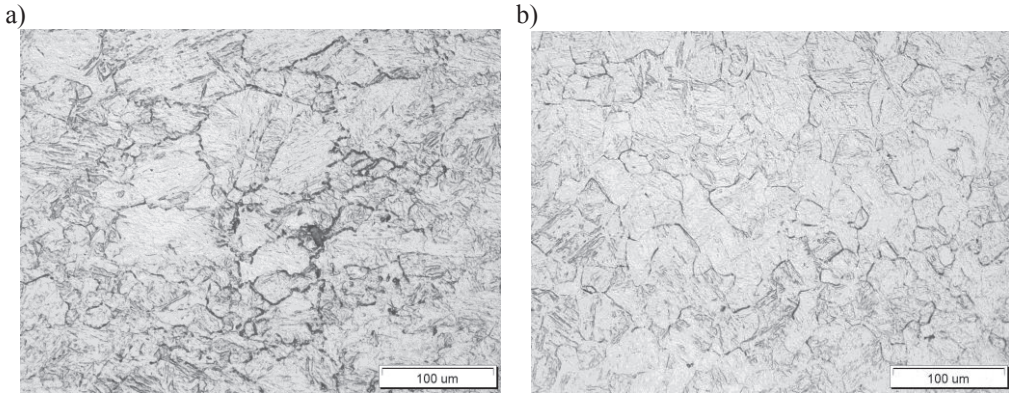
**Rysunek 5.72.** Struktura pierwotnych ziarn austenitu stali G1 po odkształceniu przy 1100°C i czasie relaksacji 1,6s: a)  $\varepsilon = 0,2$ , b)  $\varepsilon = 0,4$  ( $T_A=1200^\circ\text{C}$ ,  $T_{def}=1100^\circ\text{C}$ ,  $\dot{\varepsilon} = 3,6\text{s}^{-1}$ )



**Rysunek 5.73.** Struktura pierwotnych ziarn austenitu stali G1 po relaksacji w czasie:  
a) 1s (zdrowienie statyczne), b) 5s (rekrytalizacja statyczna)  
( $T_A=1200^\circ\text{C}$ ,  $T_{def}=1000^\circ\text{C}$ ,  $\varepsilon = 0,2$ ,  $\dot{\varepsilon} = 1,0\text{s}^{-1}$ )

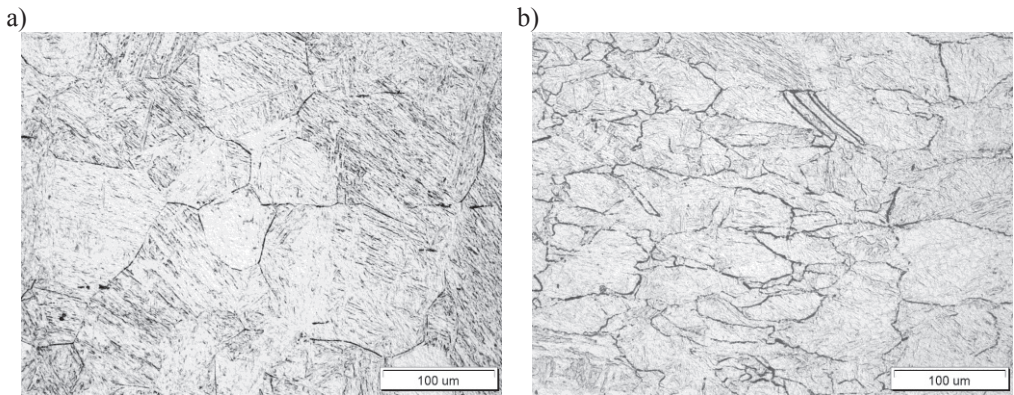
Zastosowanie międzyoperacyjnego chłodzenia pasma pozwala nawet na rozdrobnienie struktury pierwotnych ziarn austenitu do wielkości ( $d_0$ ) ok. 30  $\mu\text{m}$ . Optymalizacja czasu wytrzymania po odkształceniu plastycznym symulującym przepust pasma na walcierce D1 przy

temperaturze ok. 1000°C pozwala na rozdrobnienie pierwotnej struktury ziarn  $\gamma$  do wielkości ( $d_0$ ) ok. 40  $\mu\text{m}$ .

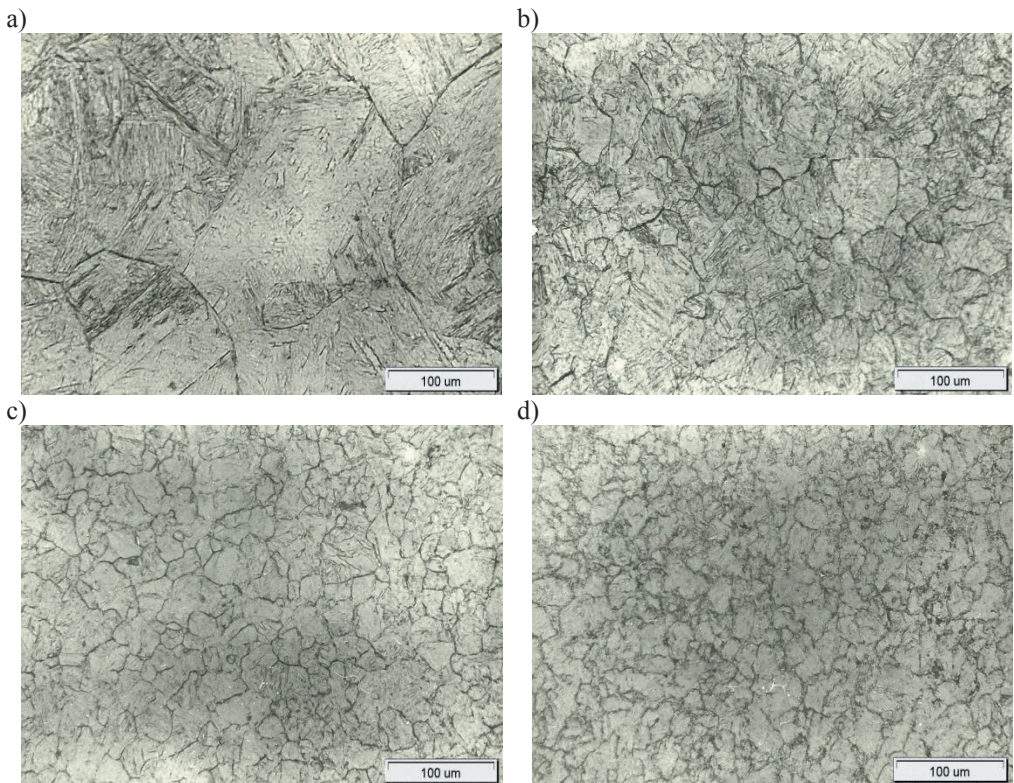


**Rysunek 5.73.** *Struktura pierwotnych ziarn austenitu stali G1 po relaksacji w czasie:  
a) 1s (zdrowienie statyczne), b) 5s (rekrytalizacja statyczna)  
( $T_A=1200^\circ\text{C}$ ,  $T_{def}=1000^\circ\text{C}$ ,  $\varepsilon=0,2$ ,  $\dot{\varepsilon}=1,0\text{s}^{-1}$ )*

Ponadto wytrzymanie pasma przed walcarką D1 w czasie do ok. 50s powoduje obniżenie temperatury walcowania na klatce D1 do ok. 900°C przy jednoczesnym obniżeniu temperatury końca walcowania na klatce D2 do ok. 850°C. Zapewnia to korzystne rozdrobnienie struktury i uzyskanie pierwotnych ziarn o wielkości do ok. 10  $\mu\text{m}$  i ok. 8  $\mu\text{m}$  odpowiednio dla klatek walcowniczych D1 i D2 (rys. 5.75c, d). Analiza kinetyki rekrytalizacji statycznej symulująca proces walcowania ceownika [240E w cyklu odkształcenia walcarki D1, w zakresie temperatury (1000÷900°C) wykazała, że dla krótkiego czasu wytrzymania izotermicznego (ok. 10s) po odkształceniu w 900°C struktura pierwotnych ziarn austenitu ujawnia tylko cechy umocnienia zgniotowego bez wyraźnego oddziaływania statycznych procesów aktywowanych cieplnie (rys. 5.76a), natomiast po wytrzymaniu w dłuższym czasie, powyżej 50s - struktura jest już typowa dla procesu rekrytalizacji statycznej. Stwierdzono również, że wraz z obniżeniem temperatury odkształcenia plastycznego wielkość pierwotnych ziarn austenitu zmniejsza się istotnie.

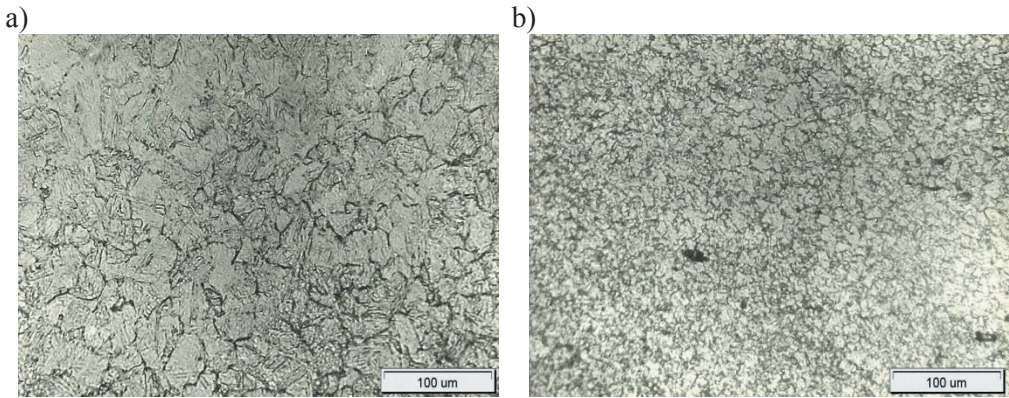


**Rysunek 5.74.** Wpływ stopnia odkształcenia i czasu relaksacji na strukturę pierwotnych ziarn austenitu stali G1 odkształconej przy temperaturze 900°C: a) ziarna odkształcone  $\varepsilon=0,2$ ,  $\tau_w=10s$ , b) ziarno częściowo zrekrystalizowane statycznie,  $\varepsilon=0,6$ ,  $\tau_w=44$  ( $T_A=1200^\circ C$ ,  $\dot{\varepsilon} = 1,0s^{-1}$ )



**Rysunek 5.75.** Struktura pierwotnych ziarn austenitu w procesie symulacji fizycznej walcowania [240E na klatkach : a) klatka BD, b) klatka Z1, c) klatka D1, d) klatka D2

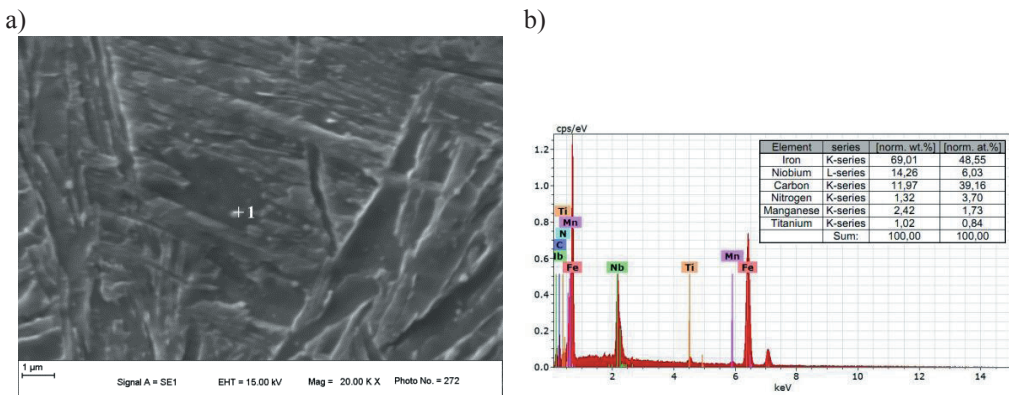




**Rysunek 5.76.** Ziarna austenitu pierwotnego po rekrytalizacji statycznej stali K1 w procesie symulacji walcowania [240E na klatce D1: a)  $T_{def} = 1050^{\circ}\text{C}$ ,  $\tau_w = 10\text{s}$ , b)  $T_{def} = 900^{\circ}\text{C}$ ,  $\tau_w = 100\text{s}$  ( $T_A = 1200^{\circ}\text{C}$ ,  $\dot{\epsilon} = 3,6\text{s}^{-1}$ )

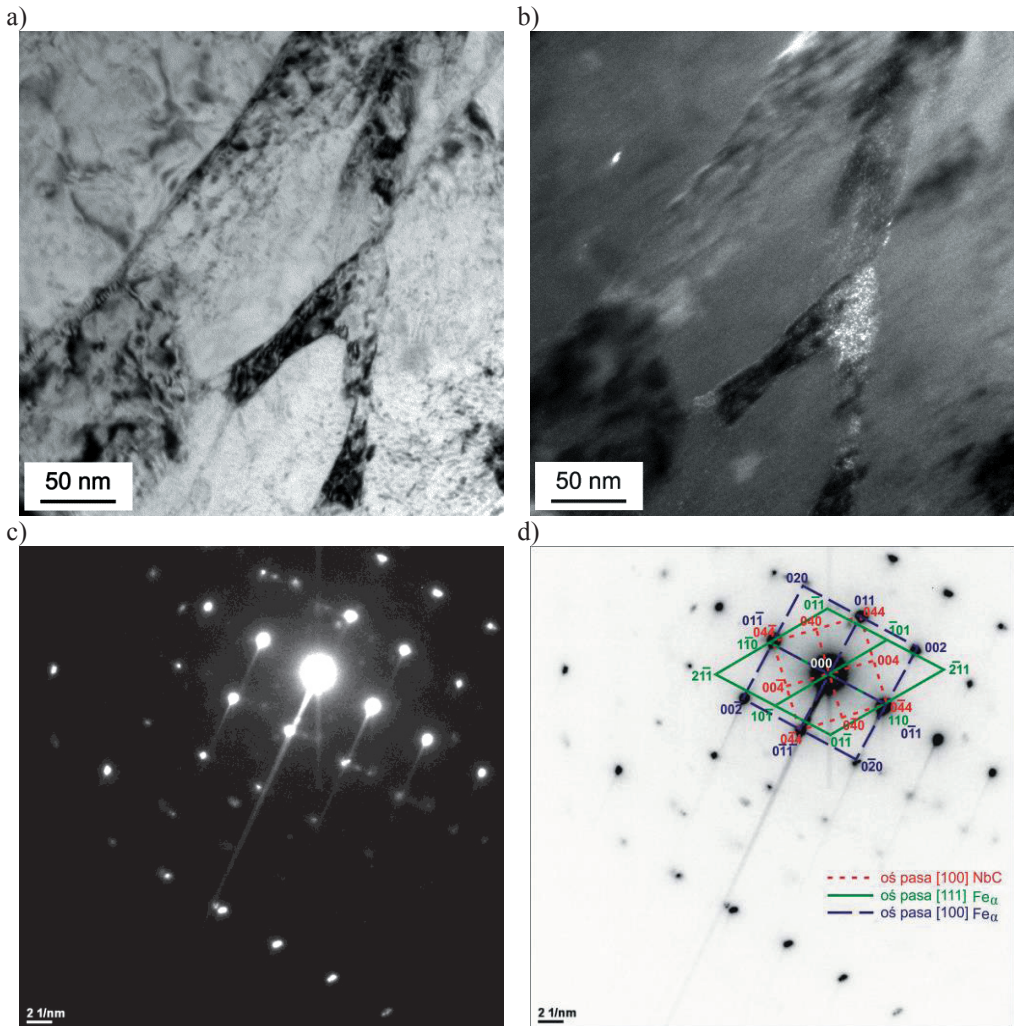
### 5.5.3 Wyniki obserwacji w transmisyjnym i skaningowym mikroskopie elektronowym

Badania w transmisyjnym i skaningowym mikroskopie elektronowym prowadzono na stali mikrostopowej G1, stosując wiązkę elektronów pierwotnych do prześwietlania cienkich folii, jak również technikę jej odbicia do analizy składu chemicznego wydzielen za pośrednictwem rentgenowskiego promieniowania fluorescencyjnego.



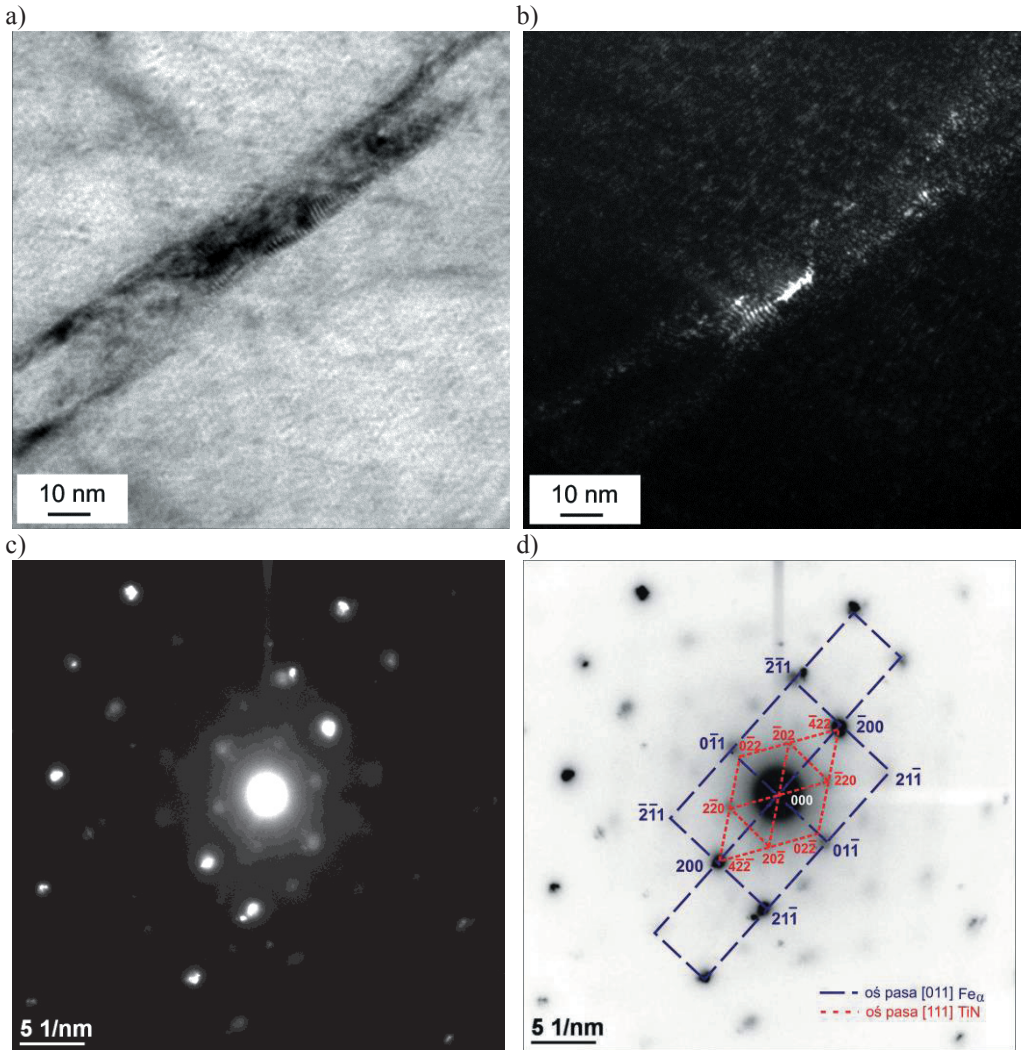
**Rysunek 5.77.** a) Mikrostruktura martenzytu z wydzieleniami (Ti,Nb)(C,N) obserwowana w SEM, b) mikroanaliza z mikroobszaru (1). Stal G1,  $T_A = 1200$ ,  $T_w = 1100^{\circ}\text{C}/24\text{h/woda}$

Wyniki badań wpływu parametrów wysokotemperaturowego odkształcenia plastycznego na mikrostrukturę i stan wydzieleniowy stali G1 po przemianie  $\gamma \rightarrow \alpha'$  zestawiono w kolejności wpływu temperatury i wielkości odkształcenia w zakresie oddziaływania zjawisk strukturalnych warunkujących przebieg rekrytalizacji dynamicznej i statycznej podczas prób ściskania na symulatorze termomechanicznym Gleeble.



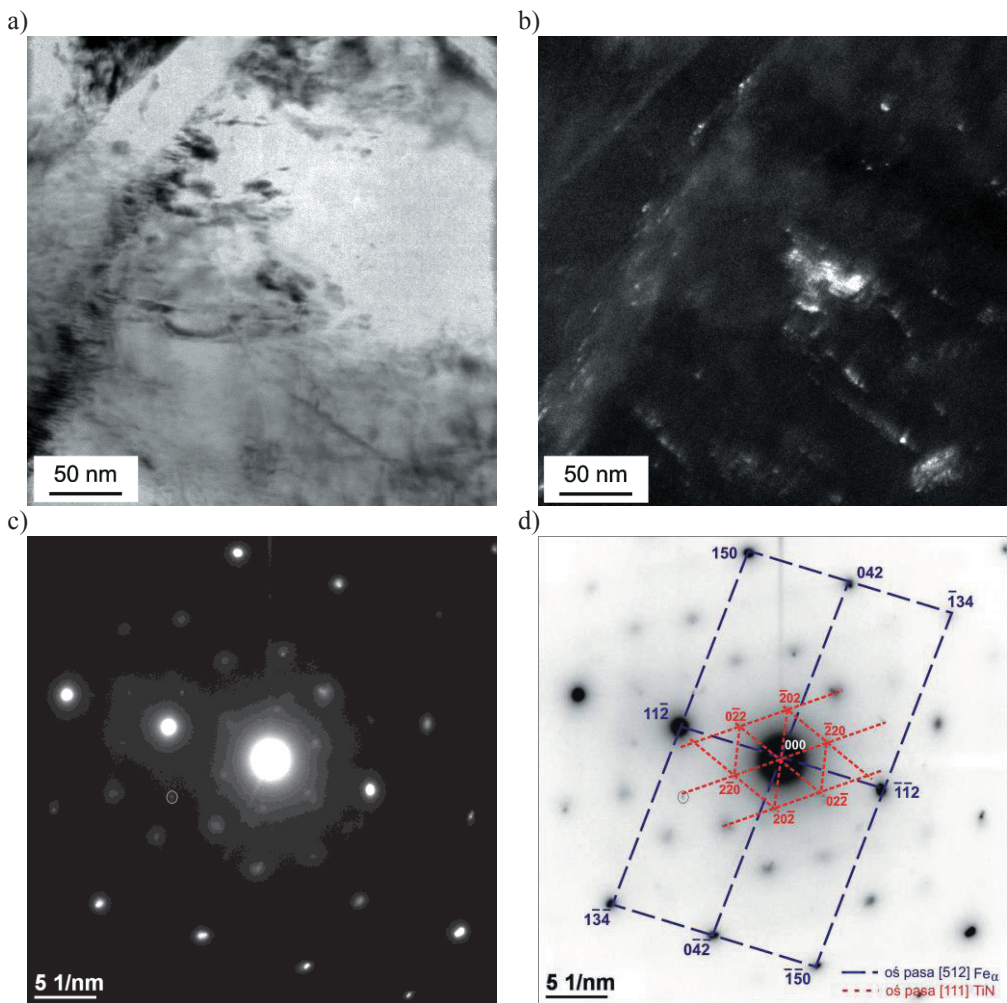
**Rysunek 5.78.** a) Mikrostruktura martenzytu z wydzieleniami NbC, b) pole ciemne, c) dyfrakcja, d) rozwiązanie dyfrakcji. Stal G1,  $T_A = 1200^\circ\text{C}$ ,  $T_{def} = 1100^\circ\text{C}/\text{woda}$ ,  $\dot{\varepsilon} = 1,0\text{s}^{-1}$ ,  $\varepsilon = 1,2$

Proces wydzielania w osnowie austenitu stabilnego stali G1 badano na próbkach hartowanych w wodzie bezpośrednio po odkształceniu na gorąco i po zróżnicowanym czasie wytrzymania izotermicznego. Dziedziczone w martenzycie efekty wydzielania w fazie  $\gamma$  analizowano głównie techniką dyfrakcji elektronowej, weryfikowano obserwacją w polu ciemnym oraz wspomagano mikroanalizą rentgenowską.



**Rysunek 5.79.** a) Mikrostruktura wydzieleni TiN w martenzycie, b) pole ciemne, c) dyfrakcja, d) rozwiązanie dyfrakcji. Stal G1,  $T_A = 1200^\circ\text{C}$ ,  $T_{def} = 1100^\circ\text{C}/\text{woda}$ ,  $\dot{\epsilon} = 1,0\text{s}^{-1}$ ,  $\epsilon = 1,2$ ,

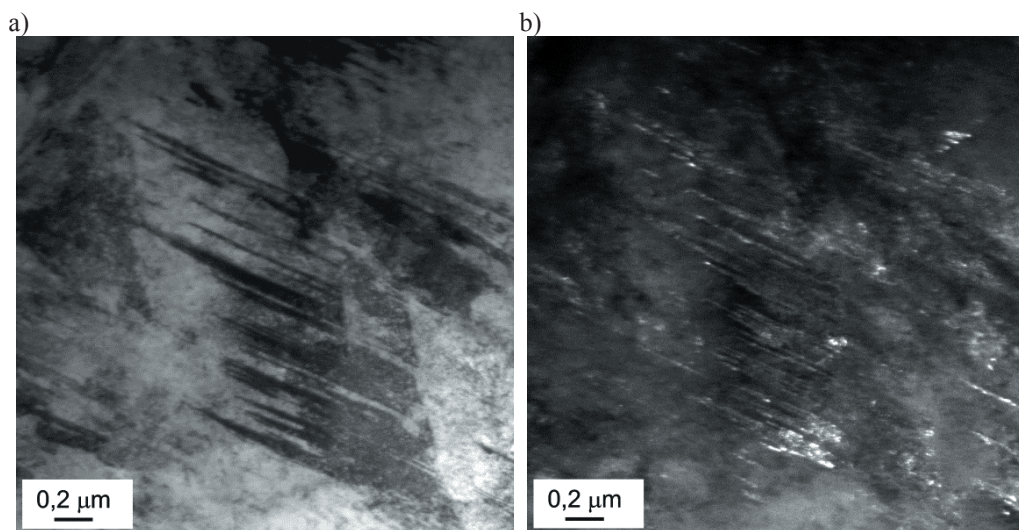
Techniki te stosowano alternatywnie do analizy mikrostruktury osnowy, efektów bliźniakowania oraz identyfikacji i określenia morfologii wydzielen obserwowanych węglików prostych i złożonych lub węglikoazotków wprowadzonych do stali mikrododatków Nb i Ti. W celach porównawczych badano stan wydzielen uzyskany po obróbce cieplnej w warunkach równowagi fazowej obejmującej przesycanie stężeniowe podczas wolnego chłodzenia od temperatury austenitizowania 1200°C do temperatury 1100°C lub 900°C z następnym wytrzymaniem izotermicznym przez 24h i oziębianiem w wodzie do temperatury pokojowej.



**Rysunek 5.80.** a) Mikrostruktura listwy martenzytu z wydzieleniami TiN, b) pole ciemne, c) dyfrakcja, d) rozwiązanie dyfrakcji. Stal G1,  $T_A=1200^{\circ}\text{C}$ ,  $T_{def}=1100^{\circ}\text{C}/\text{woda}$ ,  $\dot{\epsilon}=1,0\text{s}^{-1}$ ,  $\epsilon=1,2$

Wyrzwanie próbek ze stali G1 w warunkach równowagi termodynamicznej przy temperaturze 1100°C w czasie 24 godzin prowadzi do utworzenia złożonego węglika typu (Ti,Nb)C (rys. 5.77) ujawnionego w osnowie roztworu  $\alpha'$  po oziębieniu próbek w wodzie. Obserwowane wydzielania w postaci sferoidalnej o wielkości od 100 nm do 500 nm charakteryzują się zróżnicowanym stężeniem Ti i Nb w wydzieleniach (Ti,Nb)C. Stosunek stężeń masowych tytanu do niobu w analizowanych wydzieleniach wynosi od 0,020 do 0,042.

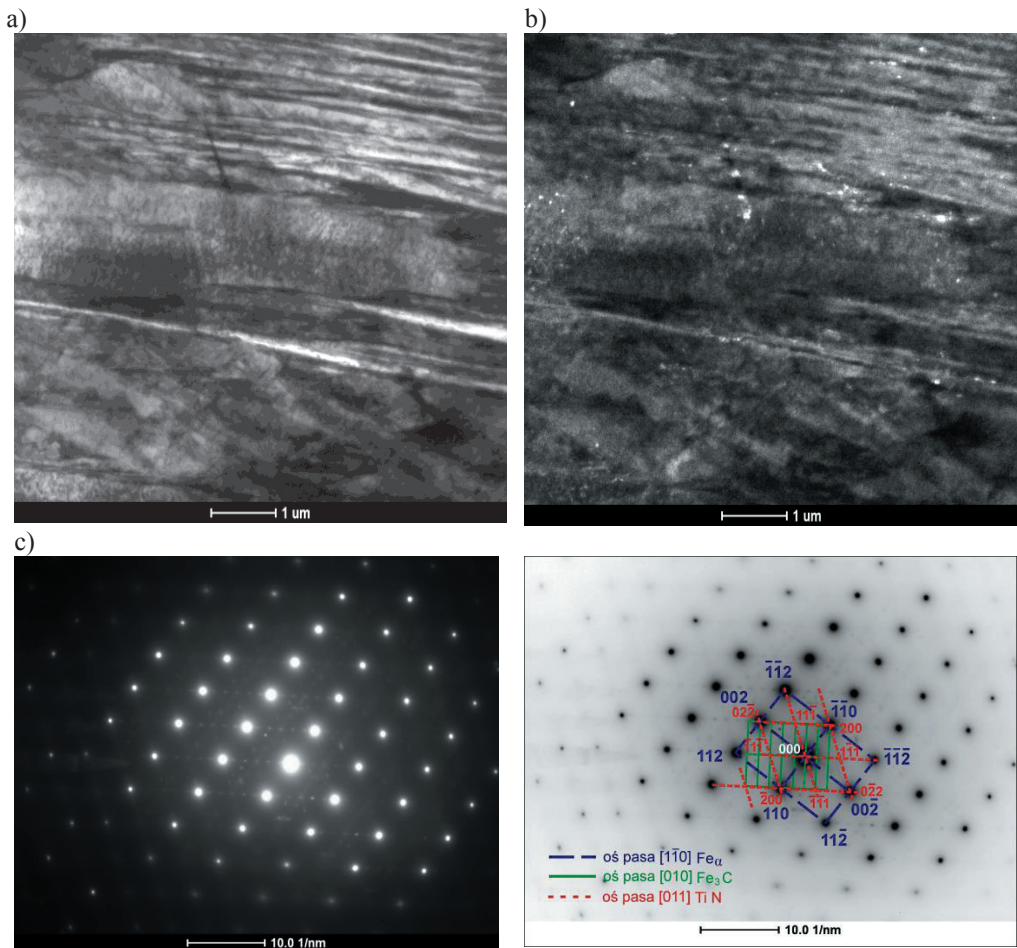
Odształcenie na gorąco inicjuje w austenicie badanej stali proces dynamicznego wydzielania niezależnych faz międzywęzłowych z Nb i Ti. Odształcenie stali G1 w temperaturze 1100°C z prędkością  $\dot{\epsilon} = 1,0 \text{ s}^{-1}$  i przy  $\epsilon = 1,2$  po austenitacji w 1200°C powoduje utworzenie drobnych wydzielen NbC i TiN w osnowie stali, które zarodkują w austenicie odkształconym i są następnie dziedziczone przez powstający martenzyt. Obecność wydzielen ujawniono na granicach i w listwach fazy  $\alpha'$  (rys. 5.78 – 5.80) oraz w obszarach martenzytu zbliźnionego (rys. 5.81).



**Rysunek 5.81.** a) Pasma mikroblizniaków w martenzytcie, b) pole ciemne. Stal G1,  
 $T_A = 1200^\circ\text{C}$ ,  $T_{def} = 1100^\circ\text{C}/\text{woda}$ ,  $\dot{\epsilon} = 1,0 \text{ s}^{-1}$ ,  $\epsilon = 1,2$

Wytrzymanie izotermiczne badanej stali po odkształceniu na gorąco powoduje przebieg statycznych procesów wydzielania. Po odkształceniu w temperaturze 1100°C i wytrzymaniu izotermicznym przez 30 s w osnowie martenzytu listwowego o dużej gęstości dyslokacji ujawniono dyspersyjne wydzielania o zróżnicowanej wielkości i morfologii (rys. 5.82).

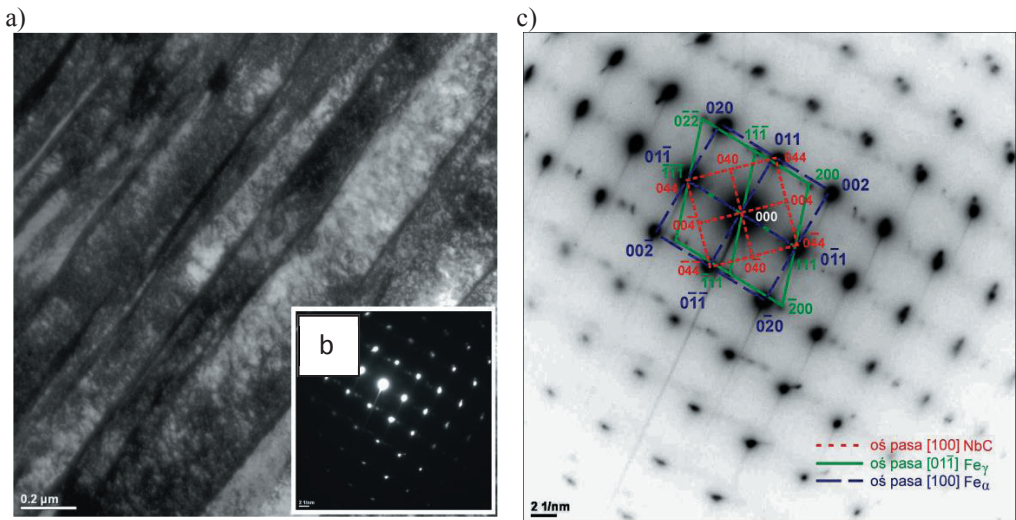
W listwach martenzytu występują wydzielenia fazy TiN, ujawnione w polu ciemnym (rys. 5.82b) z refleksu pochodzącego od płaszczyzny  $(1\bar{1}1)_{\text{TiN}}$ . Dyfrakcja ujawnia również refleksy od  $\text{Fe}_3\text{C}$  wskazując na prawdopodobieństwo tworzenia w tych warunkach pasm bainitu dolnego. Cząstki wydzielań NbC w postaci sferycznej o wielkości ok. 60 nm ujawniono również w listwach martenzytu (rys. 5.83) oraz na granicy ziarn byłego austenitu (rys. 5.84). Na granicach listew martenzytu ujawniono ponadto ślady austenitu szczątkowego (rys. 5.83). Podobne wyniki identyfikacji fazowej w stalach mikrostopowych zamieszczono w pracach [236÷239].



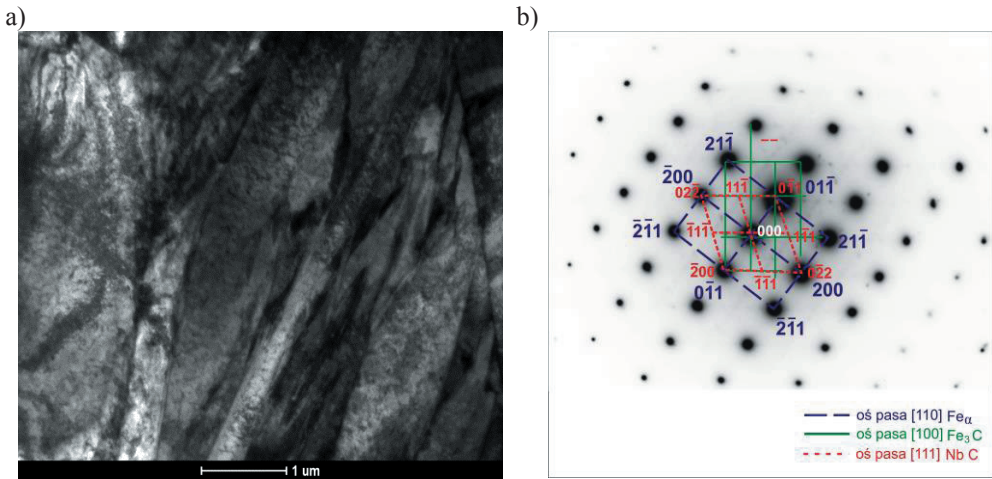
**Rysunek 5.82.** a) Mikrostruktura martenzytu listwowego z wydzieleniami  $\text{Fe}_3\text{C}$  i TiN, b) obraz w polu ciemnym, c) dyfrakcja, d) rozwiązanie dyfrakcji. Stal G1,  $T_A = 1200^\circ\text{C}$ ,  $T_{\text{def}} = 1100^\circ\text{C}$ ,  $\dot{\varepsilon} = 1,0\text{s}^{-1}$ ,  $\varepsilon = 0,2$ ,  $\tau_w = 30\text{s/woda}$

Zwiększenie czasu wytrzymania izotermicznego po odształceniu plastycznym badanej stali do ok. 3 godzin powoduje tworzenie się w listwach bainitu i martenzytu złożonych węglików tytanu i niobu o zróżnicowanej morfologii i różnym składzie chemicznym (rys. 5.85, 5.86). Mikroanaliza w obszarze cząstki (Ti,Nb)C o kształcie wieloboku wielkości ok. 120 nm wykazała wysokie stężenie Nb (rys.5.85b, punkt 1). Natomiast w wydzieleniu o wielkości 30 nm (rys. 5.85b, punkt 3) stwierdzono porównywalną zawartość niobu i tytanu.

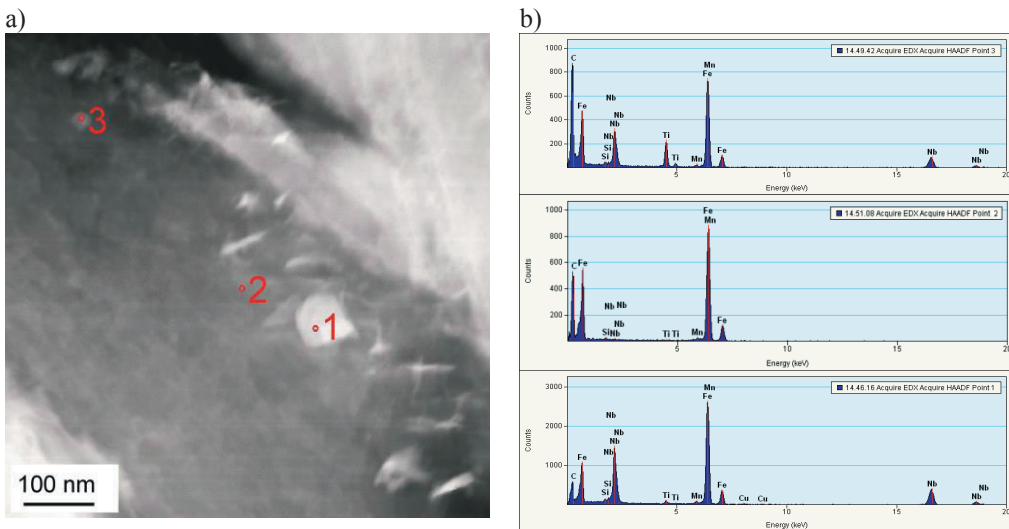
Warunki równowagi termodynamicznej uzyskane dla stali G1 przy wygrzewaniu w temperaturze 900°C, w czasie 24 godzin warunkowały przebieg procesu wydzieleniowego z utworzeniem w strukturze stali głównie węglików złożonych typu (Ti,Nb)C (rys. 5.87), w postaci wieloboków o wielkości ok. 200 nm. Mikroanaliza rentgenowska wykonana techniką dyspersji energii z obszaru wydzielenia pozwoliła na stwierdzenie, że stężenie masowe niobu w obserwowanych węglikach jest zdecydowanie większe od stężenia tytanu (rys. 5.87). Ponadto tytan skoncentrowany jest w środkowej części wydzielenia, natomiast niob rozłożony jest bardziej równomiernie na całej jego powierzchni (rys. 5.87 c, d).



**Rysunek 5.83.** a) Mikrostruktura martenzytu listwowego z austenitem szczątkowym i wydzieleniami NbC, b) dyfrakcja, c) rozwiązanie dyfrakcji. Stal G1,  $T_A = 1200^\circ\text{C}$ ,  $T_{t_{def}} = 1100^\circ\text{C}$ ,  $\dot{\epsilon} = 1,0\text{s}^{-1}$ ,  $\epsilon = 0,2$ ,  $\tau_w = 30\text{s/woda}$

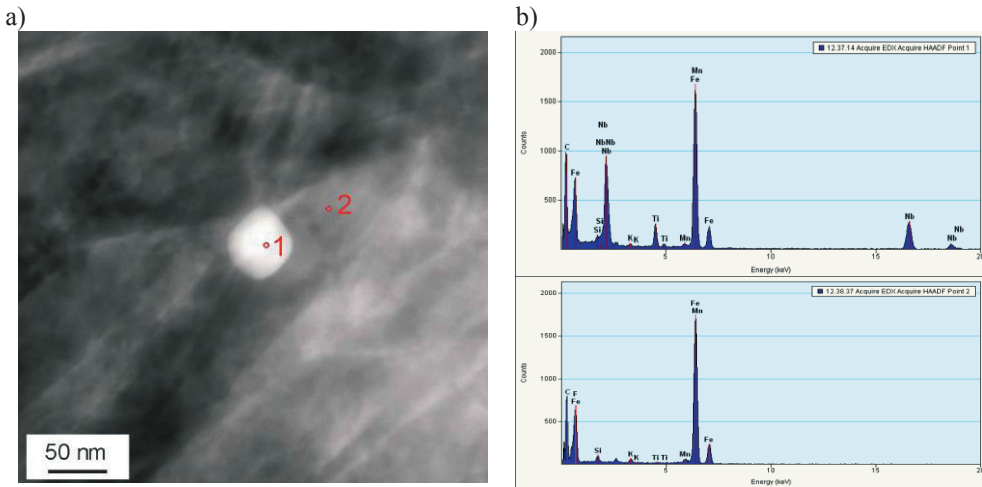


**Rysunek 5.84.** a) Mikrostruktura martenzytu listwowego z węglnikami NbC i Fe<sub>3</sub>C, b) rozwiązanie dyfrakcji. Stal G1, T<sub>A</sub> = 1200°C, T<sub>def</sub> = 1100°C,  $\dot{\epsilon}$  = 1,0 s<sup>-1</sup>,  $\epsilon$  = 0,2,  $\tau_w$  = 30s/woda

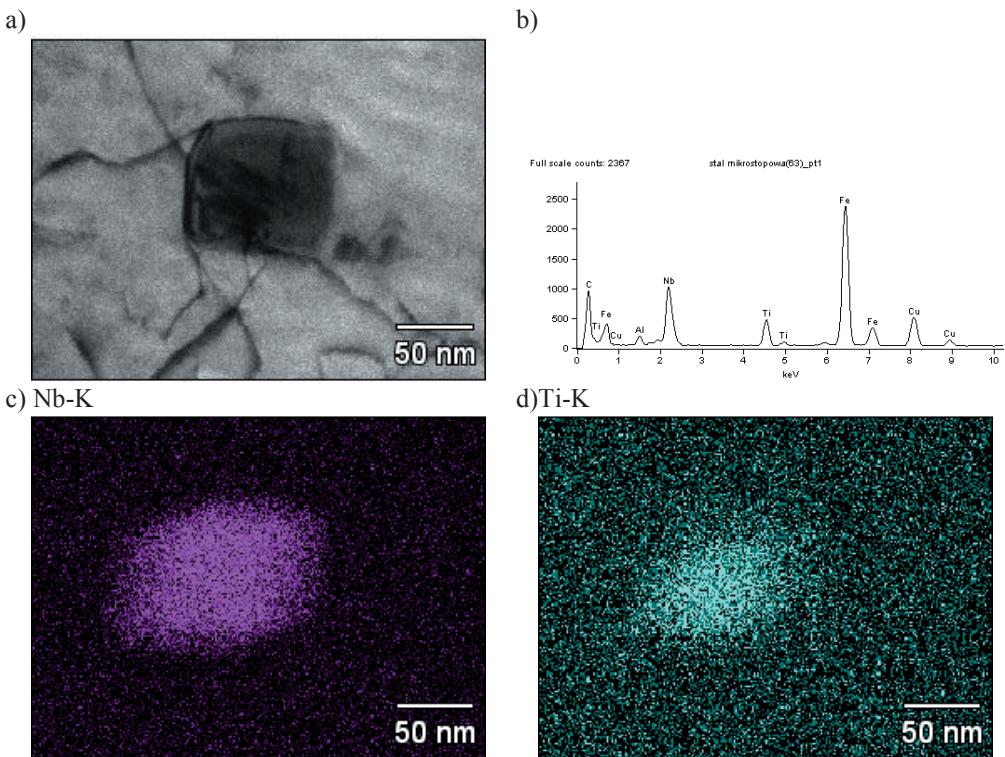


**Rysunek 5.85.** a) Mikrostruktura listwy martenzytu z wydzieleniami (Ti,Nb)C, b) mikroanaliza z mikroobszarów(1, 2, 3). Stal G1, T<sub>A</sub> = 1200°C, T<sub>def</sub> = 1100°C,  $\dot{\epsilon}$  = 1,0s<sup>-1</sup>,  $\epsilon$  = 0,2,  $\tau_w$  = 10800s/woda



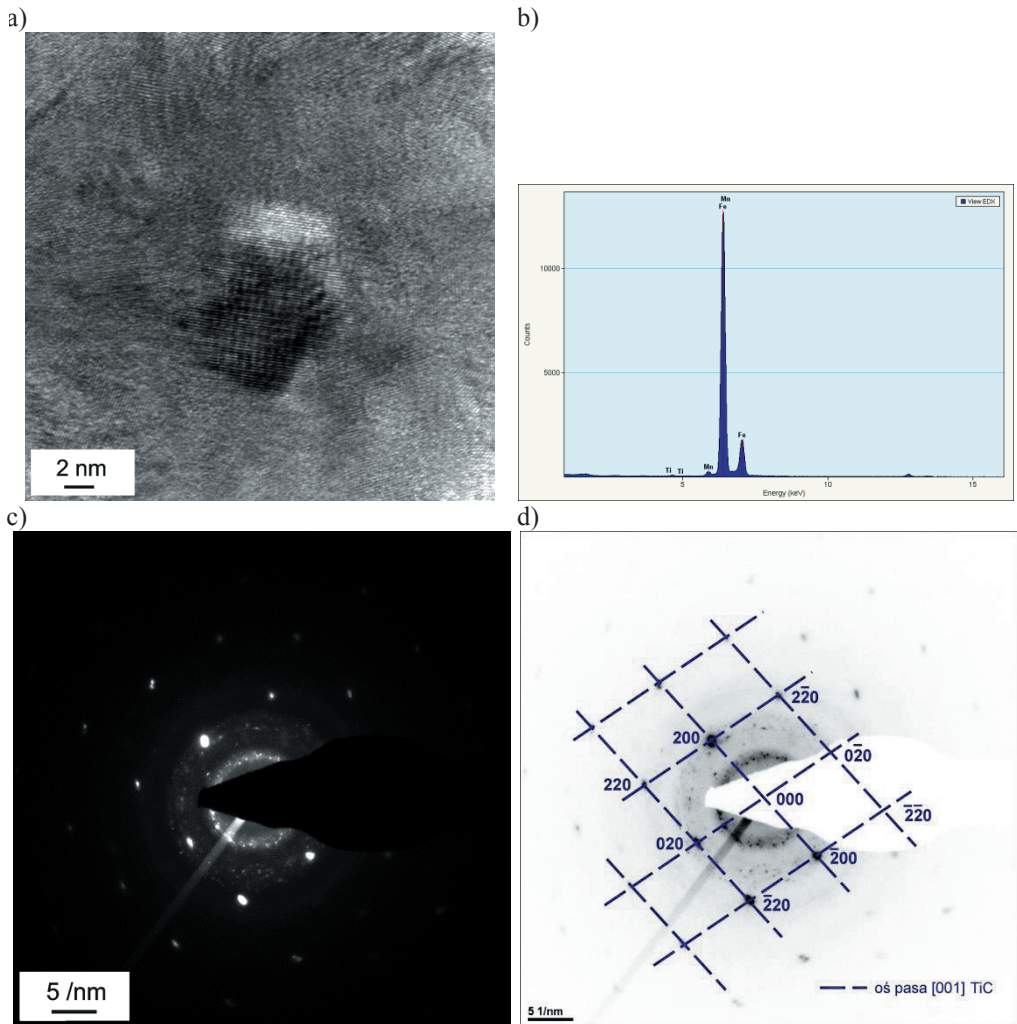


**Rysunek 5.86.** a) Wydzielenie (Ti,Nb)C w osnowie martenzytu b) mikroanaliza z mikroobszarów 1 i 2. Stal G1,  $T_A = 1200^\circ\text{C}$ ,  $T_{def} = 1100^\circ\text{C}$ ,  $\dot{\epsilon} = 1,0\text{s}^{-1}$ ,  $\epsilon = 0,2$ ,  $\tau_w = 10800\text{s/woda}$

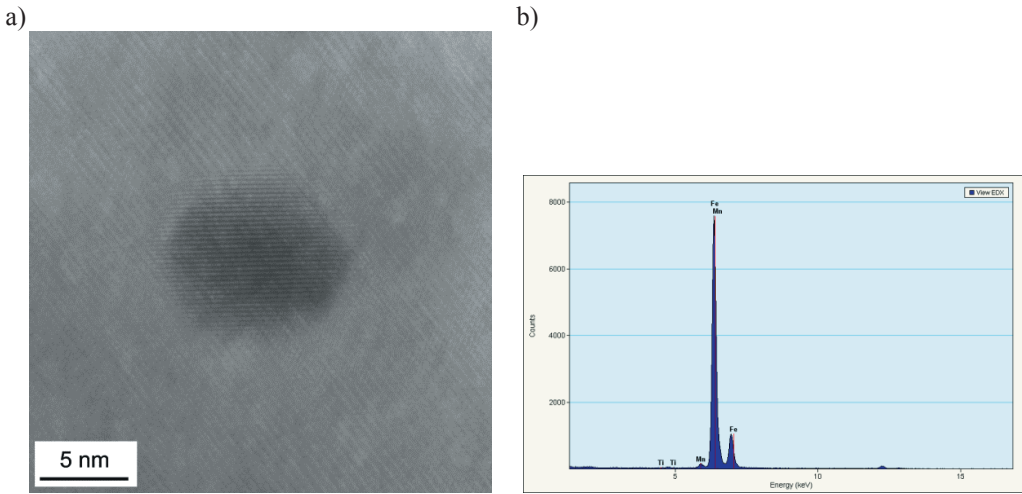


**Rysunek 5.87.** a) Wydzielenie (Ti,Nb)C w podstrukturze martenzytu, b) mikroanaliza wydzielenia, c) rozkład Nb w wydzieleniu, d) rozkład Ti w wydzieleniu. Stal G1,  $T_A = 1200^\circ\text{C}$ ,  $T_w = 900^\circ\text{C}/24\text{h/woda}$

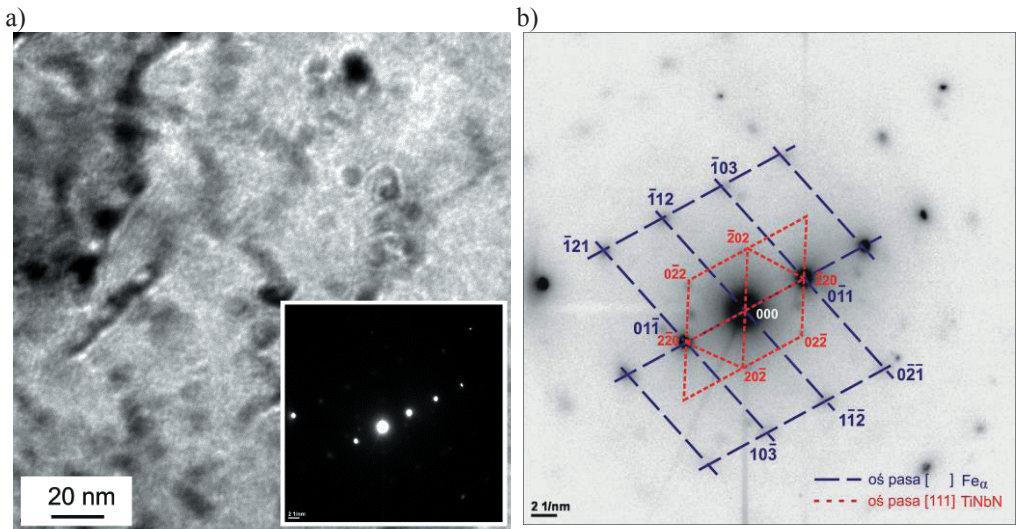
Przeprowadzone badania w HRTEM stanu wydzieleni w osnowie martenzytycznej stali G1 austenitzowanej w 1200°C i odkształconej w niższej temperaturze (900°C) z porównywalną prędkością odkształcenia ( $1,0s^{-1}$ ) i przy podobnych czasach wytrzymania izotermicznego, ale przy większych odkształceniach wstępnych ( $\epsilon=0,6$ ), pozwoliły na określenie morfologii obserwowanych cząstek i ich prawdopodobną identyfikację metodą dyfrakcji elektronowej.



**Rysunek 5.88.** a) Obraz wysokorozdzielczy (HRTEM) nanostruktury wydzielenia TiC, b) widmo energii rozproszonej EDX z mikroobszaru wydzielenia, c) dyfrakcja, d) rozwiązanie dyfrakcji. Stal G1,  $T_A=1200^{\circ}C$ ,  $T_{def}=900^{\circ}C$ ,  $\dot{\epsilon}=1,0s^{-1}$ ,  $\epsilon=0,6$ ,  $\tau_w = 44s/woda$



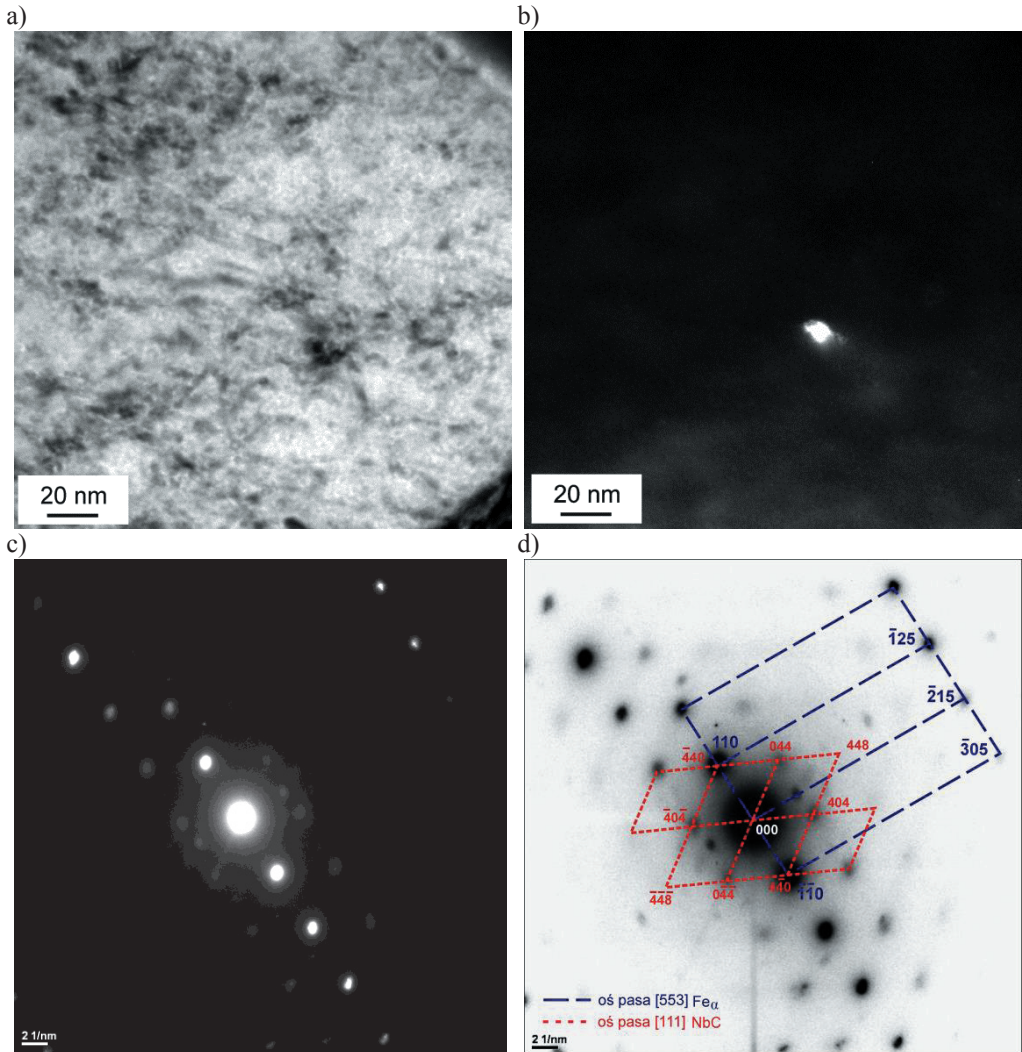
**Rysunek 5.89.** a) Obraz wysokorozdzielczy (HRTEM) nanostruktury wydzielenia TiC, b) mikroanaliza z obszaru wydzielenia. Stal G1,  $T_A = 1200^\circ\text{C}$ ,  $T_{def} = 900^\circ\text{C}$ ,  $\dot{\epsilon} = 1,0\text{s}^{-1}$ ,  $\epsilon = 0,6$ ,  $\tau_w = 44\text{s/powietrze}$



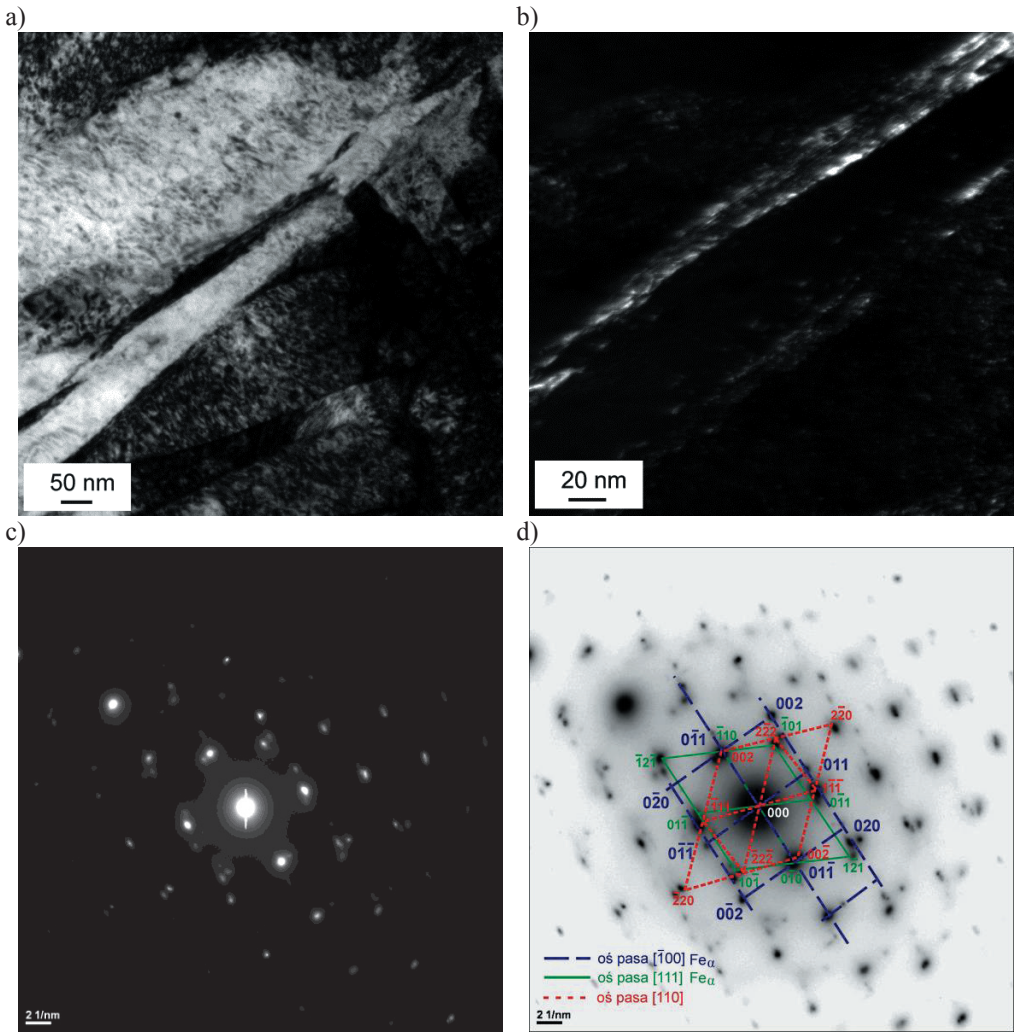
**Rysunek 5.90.** a) Mikrostruktura ferrytu z wydzieleniami  $(\text{Ti},\text{Nb})\text{N}$ , b) rozwiązanie dyfrakcji. Stal G1,  $T_A = 1200^\circ\text{C}$ ,  $T_{def} = 900^\circ\text{C}$ ,  $\dot{\epsilon} = 1,0\text{s}^{-1}$ ,  $\epsilon = 0,6$ ,  $\tau_w = 44\text{s/powietrze}$

W próbkach wytrzymałych przez 44s i oziębianych w wodzie, w osnowie martenzytu listwowego występują nanometryczne wydzielenia o wielkości ok. 7 nm zawierające tytan (rys. 5.88). Po chłodzeniu próbki w powietrzu obserwowano podobnej wielkości wydzielenia

w ferrycie (rys. 5.89). Analiza dyfrakcyjna wydzieliń pozwoliła stwierdzić, że są to cząstki TiC (rys. 5.88 c,d). Po odkształceniu na gorąco w temperaturze 1100°C i wytrzymaniu w identycznym czasie (44s) oraz chłodzeniu na powietrzu, w strukturze ferrytu badanej stali utworzyły się sferoidalne wydzielenia (Ti,Nb)N o wielkości ok. 15 nm (rys. 5.90).

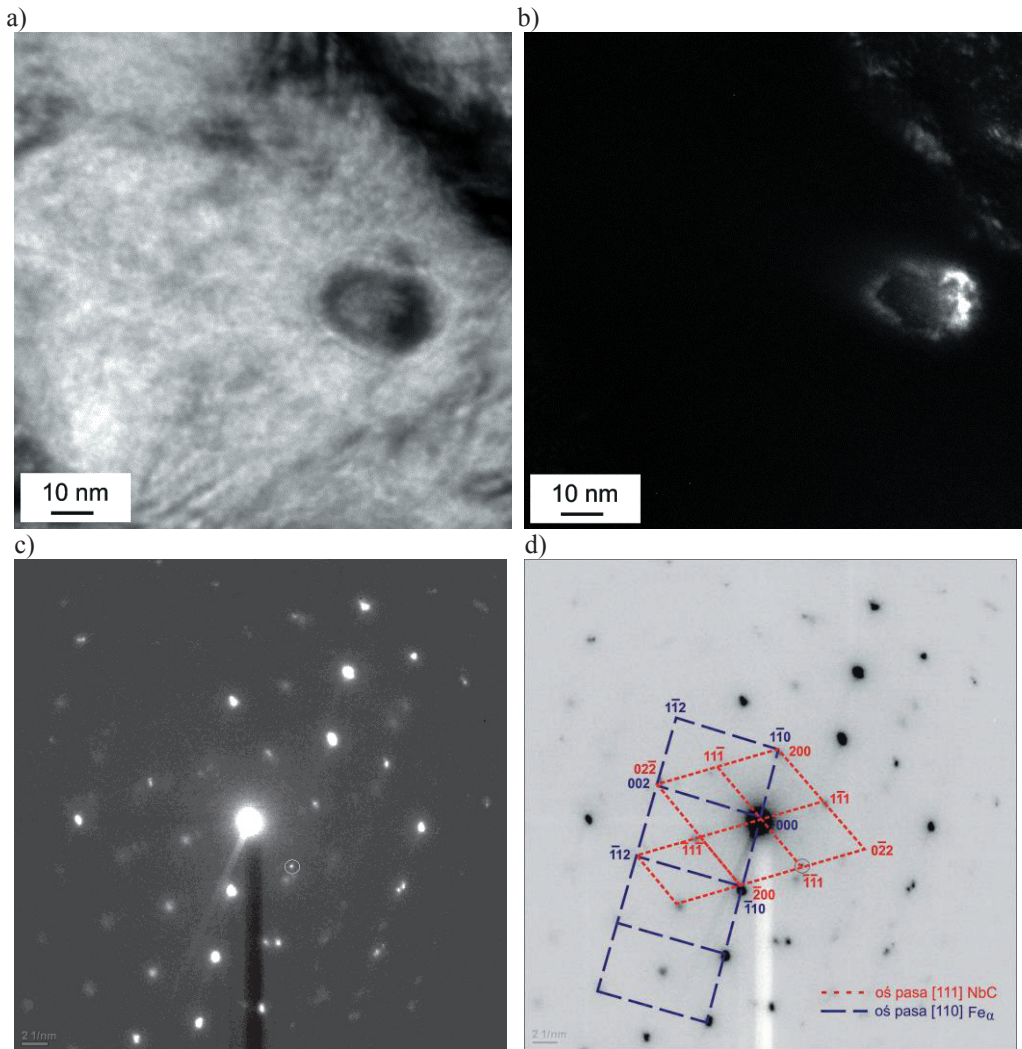


**Rysunek 5.91.** a) Nanometryczne wydzielenia NbC w osnowie martenzytu, b) obraz w polu ciemnym, c) dyfrakcja, d) rozwiązanie dyfrakcji. Stal G1,  $T_A = 1200^\circ\text{C}$ ,  $T_{def} = 900^\circ\text{C}$ ,  $\dot{\varepsilon} = 1,0\text{s}^{-1}$ ,  $\varepsilon = 0,6$ ,  $\tau_w = 185\text{s/woda}$

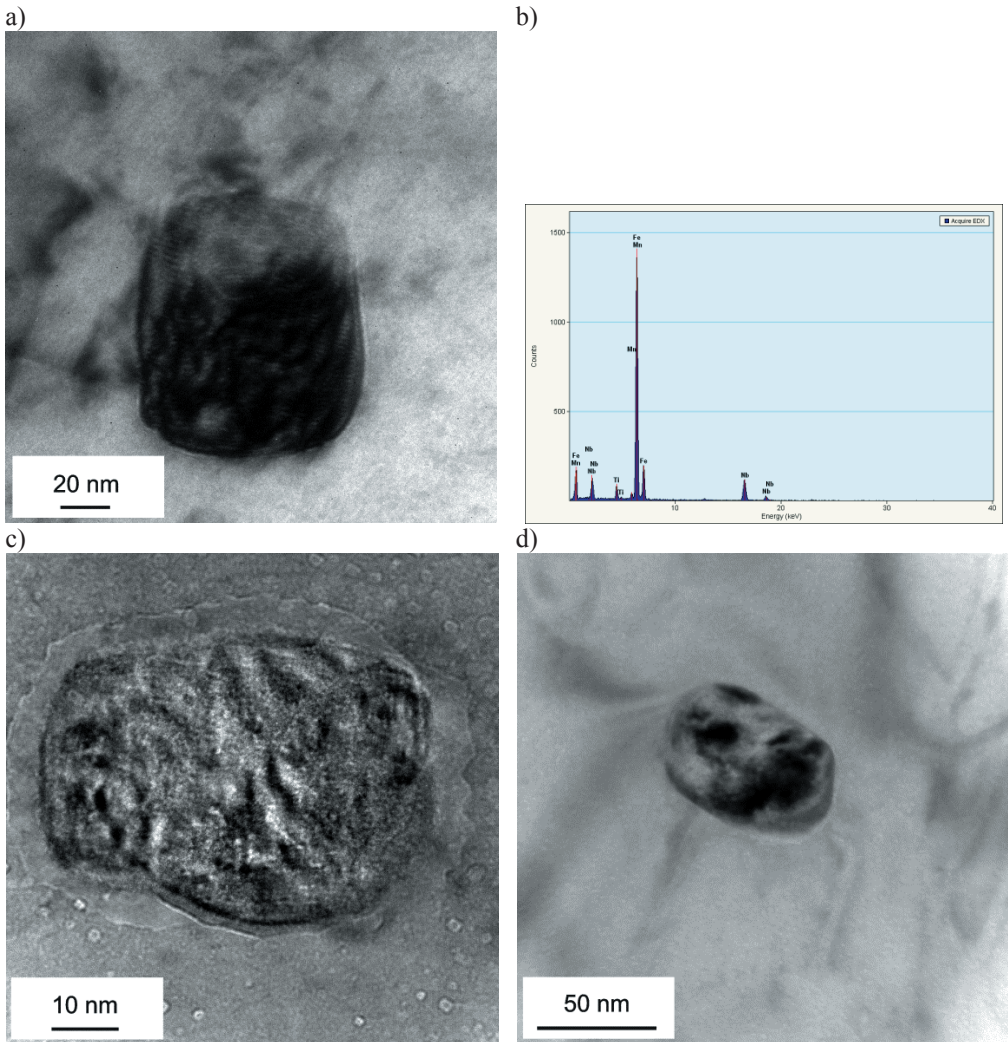


**Rysunek 5.92.** a) Mikrostruktura martenzytu listwowego z dyspersyjnymi wydzieleniami NbC, b) pole ciemne, c) dyfrakcja, d) rozwiązanie dyfrakcji. Stal G1,  $T_A = 1200^\circ\text{C}$ ,  $T_{def} = 900^\circ\text{C}$ ,  $\dot{\varepsilon} = 1,0\text{s}^{-1}$ ,  $\varepsilon = 0,6$ ,  $\tau_w = 185\text{s/woda}$

Zwiększenie czasu wytrzymania do 185s po odkształceniu w temperaturze  $900^\circ\text{C}$  powoduje, że w osnowie austenitu zrekrystalizowanego tworzą się wydzielenia typu NbC o wielkości w zakresie od 20 nm (rys. 5.91) do ok. 30 nm (rys. 5.92, 5.93). Wydzielenia węgla niobu zidentyfikowano w oparciu o dyfrakcję elektronową, natomiast ich kształt i rozmieszczenie ujawniono w polu ciemnym wykonanym z refleksu  $(10\bar{1})\text{NbC}$  (rys. 5.93 b÷d).



**Rysunek 5.93.** a) Wydzielenie sferyczne NbC w listwie martenzytu, b) obraz w polu ciemnym, c) dyfrakcja, d) rozwiązanie dyfrakcji, Stal G1,  $T_A = 1200^\circ\text{C}$ ,  $T_{def} = 900^\circ\text{C}$ ,  $\dot{\epsilon} = 1,0\text{s}^{-1}$ ,  $\epsilon = 0,6$ ,  $\tau = 185\text{s/woda}$



**Rysunek 5.94.** (a,c,d) Morfologia węglika złożonego (Ti,Nb)C w osnowie ferrytu, b) mikroanaliza wydzielenia(a). Stal G1,  $T_A = 1200^\circ\text{C}$ ,  $T_{def} = 900^\circ\text{C}$ ,  $\dot{\epsilon} = 1,0\text{s}^{-1}$ ,  $\epsilon = 0,6$ ,  $\tau_w = 1800\text{s/powietrze}$

Długotrwałe wytrzymanie izotermiczne ( $\tau_w = 1800$  s) po odkształceniu badanej stali w temperaturze  $900^\circ\text{C}$  i chłodzeniu w powietrzu intensyfikuje proces wzrostu faz międzywęzłowych. W osnowie ferrytu stali G1 ujawniono węgliki złożone (Ti,Nb)C o wielkości ok. 70 nm (rys. 5.94) i charakterystycznej budowie klastrowej (rys.5.94 c).

### 5.5.4. Wyniki badań rentgenograficznych

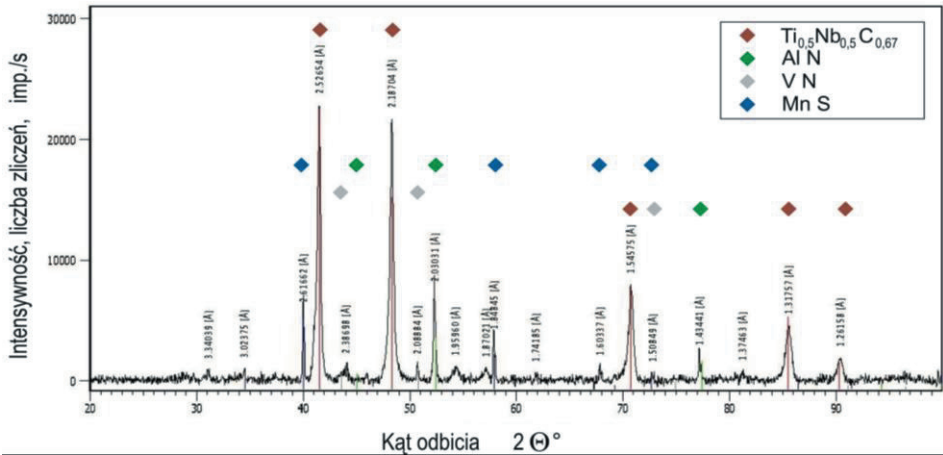
Wyniki badań dyfraktometrycznych izolatów proszkowych pochodzących z roztwarzania anodowego stali G1 obejmują w zasadzie rentgenowską analizę fazową jakościową i ilościową z wykorzystaniem metody Rietvelda oraz określenie parametru sieci identyfikowanych faz węglkowych. Badania rentgenograficzne izolatów przeprowadzono po uzyskaniu odpowiedniej masy osadu w procesie roztwarzania anodowego.

Wyniki badań rentgenograficznych izolatów ze stali mikrostopowej G1 austenityzowanej w temperaturze 1200°C i wytrzymywanej izotermicznie w temperaturze 1100°C i 900°C w czasie 24 godzin przedstawiono na dyfraktogramach (rys. 5.95 i 5.96), natomiast po wyżarzaniu w temperaturze 1100°C lub 900°C z bezpośrednim oziębianiem w wodzie - na dyfraktogramach (rys. 5.97 i 5.98).

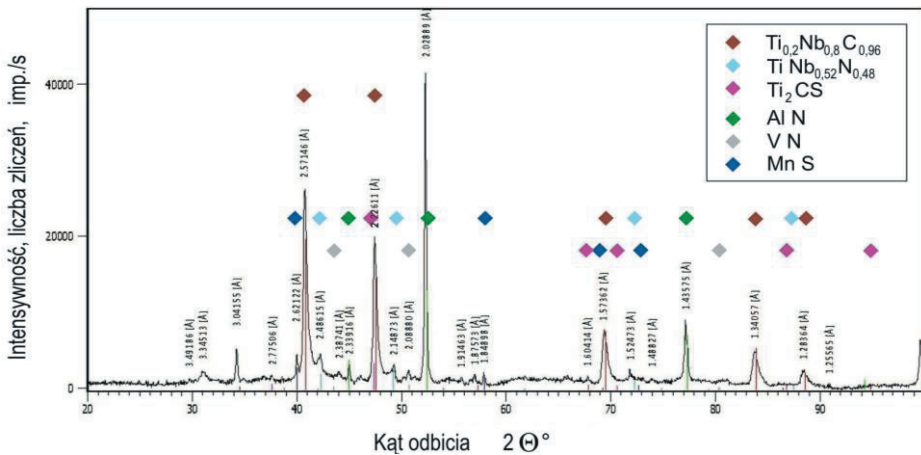
Przesycanie temperaturowe roztworu  $\gamma$  w zakresie (1200÷1100°C) prowadzi do wydzielania następujących faz ujawnionych w izolatach (rys. 5.95): węglika złożonego  $(\text{Ti}_{0,5}\text{Nb}_{0,5})\text{C}_{0,67}$  w ilości 73,9 ±4,7% , pojedynczych azotków typu AlN (i VN) w ilości ok. 19,5 ±3,5% oraz siarczków typu MnS w ilości ok. 6,6 ±1,2%. Stan wydzielen w osadach stali po przesycaniu do temperatury 900°C wykazuje (rys. 5.96): podobny węgiel złożony tej samej grupy typu  $(\text{Ti}_{0,2}\text{Nb}_{0,8})\text{C}_{0,96}$  w ilości 64,1 ±7%, węglikoazotek typu  $\text{Ti}(\text{C}_{0,52}\text{N}_{0,48})$  w ilości 9,2 ±5,6%, ponadto węglikosiarcezek typu  $\text{Ti}_2\text{CS}$  w ilości 1,5 ±0,2% oraz pojedyncze azotki AlN (i VN) w ilości ok. 22,2 ±6,4% i siarczki typu MnS w ilości 3 ±1%.

Wyniki badań dyfraktometrycznych izolatów uzyskanych z próbek stali G1 po wyżarzaniu w temperaturze 1100°C i 900°C w czasie 24 godzin z bezpośrednim oziębianiem w wodzie przedstawiono na dyfraktogramach (rys.5.97 i 5.98). Stwierdzono, że w termodynamicznych warunkach rozpuszczania przy temperaturze austenityzowania ustala się stan równowagi fazowej pomiędzy osnową roztworu  $\gamma$  i wydzieleniami, który pozwala na zidentyfikowanie następujących faz: węglików  $(\text{Ti},\text{Nb})\text{C}_2$ , TiC, azotku NbN oraz tlenku  $\text{Ti}_3\text{O}_5$  i siarczku MnS po austenityzacji w temperaturze 1100°C (rys. 5.97) oraz węglika złożonego typu  $(\text{Ti}_{0,2}\text{Nb}_{0,8})\text{C}_{0,96}$  i prostego typu TiC, jak również pojedynczych azotków typu AlN (i VN) oraz siarczku manganu typu MnS odpowiednio dla austenityzowania w temperaturze 900°C (rys. 5.98).





Rysunek 5.95. Dyfraktogram izolatu stali mikrostopowej G1 po austenitowaniu w temperaturze 1200°C i wygrzewaniu w 1100°C

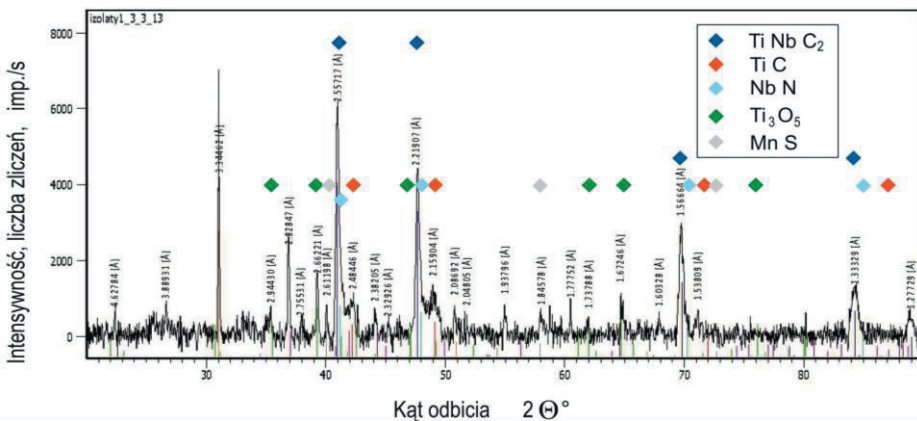


Rysunek 5.96. Dyfraktogram izolatu stali mikrostopowej G1 po austenitowaniu w temperaturze 1200°C i wygrzewaniu w 900°C

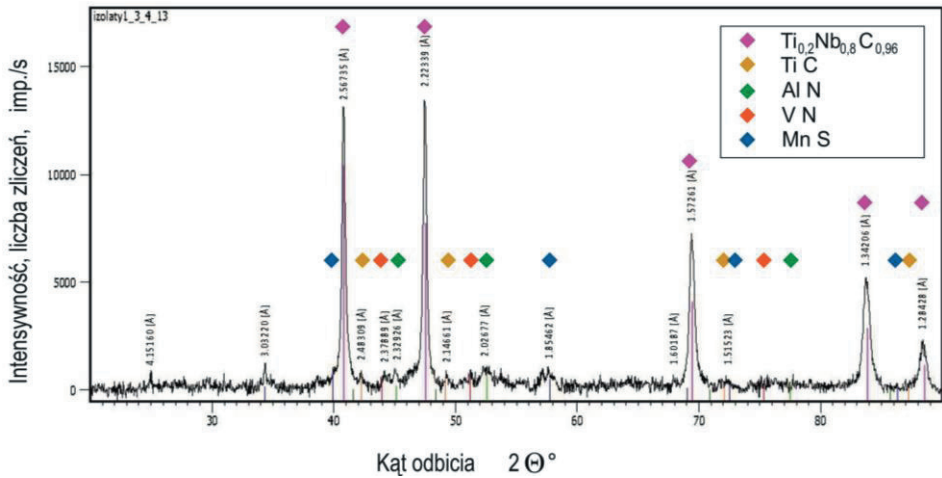
Rentgenowską analizę fazową izolatów w zakresie jakościowym i ilościowym uzupełniono analizą profilu rentgenowskiej linii dyfrakcyjnej próbek masywnych ze stali G1 po identycznej obróbce cieplnej jak dla przypadku próbek przeznaczonych do badania izolatów, określając parametr sieci i wielkość bloków (kryształitów) substruktury roztworu  $\alpha'$ . Parametr sieci martenzytu wyznaczono na podstawie skorygowanych wartości odległości międzypłaszczyznowych ( $d_{hkl}$ )<sub>Kor</sub> metodą najmniejszych kwadratów, natomiast wielkość

bloków struktury mozaikowej określono z poszerzenia integralnego ( $B_i$ ) linii dyfrakcyjnych  $\{110\}_a$  i  $\{200\}_a$ , korzystając z oprogramowania dyfraktometru. Stwierdzono, że stała sieciowa roztworu  $\alpha'$  wynosi 0,2869 nm czyli nieznacznie więcej niż dla czystego Fe, natomiast wielkość krystalitów  $D_k$  ok. 36 nm. Dokładność pomiaru stałej sieciowej określono na podstawie  $\Delta a/a_0 \leq 3 \cdot 10^{-3}$ .

Pomiar stałej sieciowej stosowano również w przypadku analizy fazowej badanych izolatów ze stali G1 do oszacowania zawartości Nb i Ti w zidentyfikowanych fazach węglkowych. Niemniej wyniki te należy traktować bardzo ostrożnie ponieważ uwarunkowane są licznymi, dość arbitralnymi założeniami typu, że analizujemy tylko czysty węgiel, a nie np. węglikoazotek oraz, że jest to węgiel typu MC, a nie np. struktura zdefektowana typu  $MC_{(1-X)}$ . Stałe sieciowe czystych węglków wynoszą: dla TiC - 4,325 nm. W rzeczywistości jest to średnia z kilkunastu danych określonego zbioru danych, w którym stałe wahają się w granicach od 4,310 nm do ok. 4,350 nm oraz dla NbC stała wynosi 4,470 nm i analogicznie jak poprzednio jest to wartość najczęściej występująca w zbiorze danych tablicowych w granicach (4,428÷4,473 nm). Istotnym założeniem jest również spełnienie reguły Vegarda. Przy tych założeniach oraz przy wartości stałej sieciowej oszacowanej na 4,441 nm dla zidentyfikowanego węglka typu (Ti,Nb)C wg kartoteki (00-047-1418) jego skład stechiometryczny można opisać jako  $(Nb_{0,80}Ti_{0,20})C$ . Do identyfikacji fazowej wykorzystano bazę International Centre for Diffraction Data typu PDF-4 wersja 2011 oraz oprogramowanie f-my PANalytical - HighScore Plus.



**Rysunek 5.97.** Dyfraktogram izolatu stali mikrostopowej G1 po wygrzewaniu w temperaturze 1100°C.



*Rysunek 5.98. Dyfraktogram izolatu stali mikrostopowej G1 po wygrzewaniu w temperaturze 900°C*

## 5.6. Wyniki badań kształtowników po regulowanym walcowaniu

Badania struktury i własności mechanicznych ceowników oszczędnościowych typu 240E ze stali mikrostopowej K1 przeprowadzono w celu weryfikacji przyjętych założeń i uzyskanych wyników dotyczących procesu wysokotemperaturowego odkształcenia plastycznego, kinetyki rekrytalizacji statycznej i wydzielania, jak również symulacji fizycznej procesu walcowania badanych kształtowników w warunkach przemysłowych. Podjęte badania pozwoliły na ustalenie istotnych czynników warunkujących poprawność i skuteczność zastosowanych w pracy metod modelowania matematycznego naprężeń uplastyczniających i mikrostruktury, a także metody symulacji fizycznej odkształcenia plastycznego na gorąco na plastometrze skrętnym w aspekcie kompleksowej analizy procesu walcowania przemysłowego ceowników oszczędnościowych typu 240E oraz określenie optymalnych warunków ich technologii regulowanego walcowania. Badania umożliwiły również określenie wpływu zastosowanych parametrów regulowanego walcowania na strukturę i własności mechaniczne, a w szczególności udarność w obniżonej temperaturze eksploatacji wyrobów.

Własności mechaniczne ceowników 240E ze stali K1 badano w celach porównawczych po walcowaniu na gorąco według bieżącej technologii oraz po regulowanym walcowaniu, którego

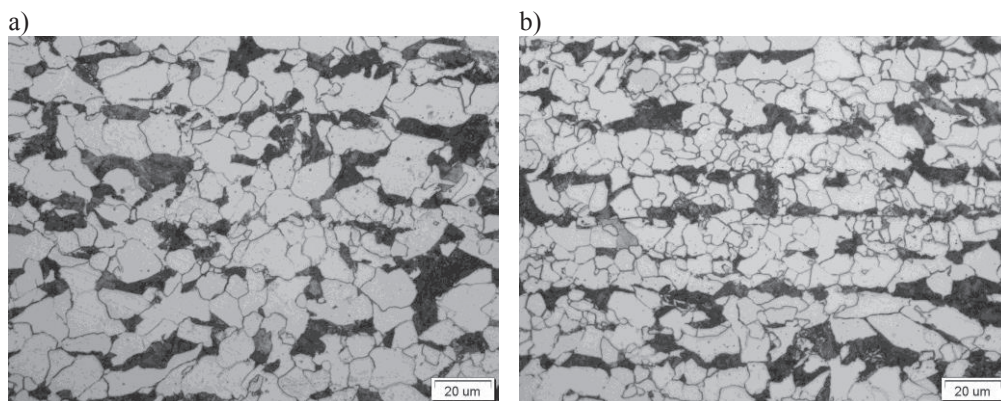
parametry opracowano na podstawie przeprowadzonych badań własnych. Wyniki badań zestawiono w tablicy 5.10. Wariant regulowanego walcowania zaproponowany w pracy obejmuje: temperaturę austenityzowania ok. 1180°C, temperaturę walcowania w zakresie od 1140°C (klatka BD) do ok. 850°C (klatka D2), czas przetrzymywania pasma przed klatką D1 (ok. 30s) do uzyskania temperatury ok. 870°C tak aby ostatni przepust na walcierce D2 wykonać przy temperaturze 850°C.

Analiza własności mechanicznych pozwala stwierdzić, że regulowane walcowanie zapewnia wyższe własności wytrzymałościowe. Stal K1 po walcowaniu według konwencjonalnej technologii wykazuje umowną granicę plastyczności ( $R_{p0,2}$ ) ok. 418 MPa i wytrzymałość na rozciąganie ( $R_m$ ) ok. 610 MPa. Zastosowanie obniżonej temperatury austenityzowania i wytrzymanie pasm między przepustami, warunkujące niższą temperaturę końca walcowania, wpływa korzystnie na zwiększenie wartości  $R_{p0,2}$  i  $R_m$  badanej stali.

Zmodyfikowane parametry procesu walcowania zapewniają wyrobom wyższą o ok. 10% granicę plastyczności przy zachowaniu  $R_m$  na poziomie ok. 613 MPa. Własności plastyczne badanej stali są porównywalne i wynoszą: wydłużenie ok. 28% i przewężenie ok. 75%. Regulowane walcowanie zapewnia odwalcowanym wyrobom kategorię wytrzymałości E440 i uzyskanie wskaźnika ( $R_{p0,2}/R_m$ ) w granicach (0,70÷0,77). Badania udarności ceowników 240E ze stali K1 wykazały, że regulowane walcowanie zapewnia im również wyższą udarność KCV w badanym zakresie temperatury.

**Tablica 5.10** Własności mechaniczne ceownika 240E ze stali mikrostopowej K1 po walcowaniu na gorąco w warunkach przemysłowych

Rodzaj walcowania	Własności mechaniczne				Udarność KCV, J/cm <sup>2</sup>		
	$\overline{R_{p0,2}}$ , MPa	$\overline{R_m}$ , MPa	$\overline{A_5}$ , %	$\overline{Z}$ , %	Temperatura badania, °C		
Wymagania normatywne					+20	-20	-50
Konwencjonalny	418	613	28	74	184	128	~46
Regulowany	451	610	28	75	201	162	103
S355NL wg PN-EN	min 355	490÷630	min 28	-	-	-	35



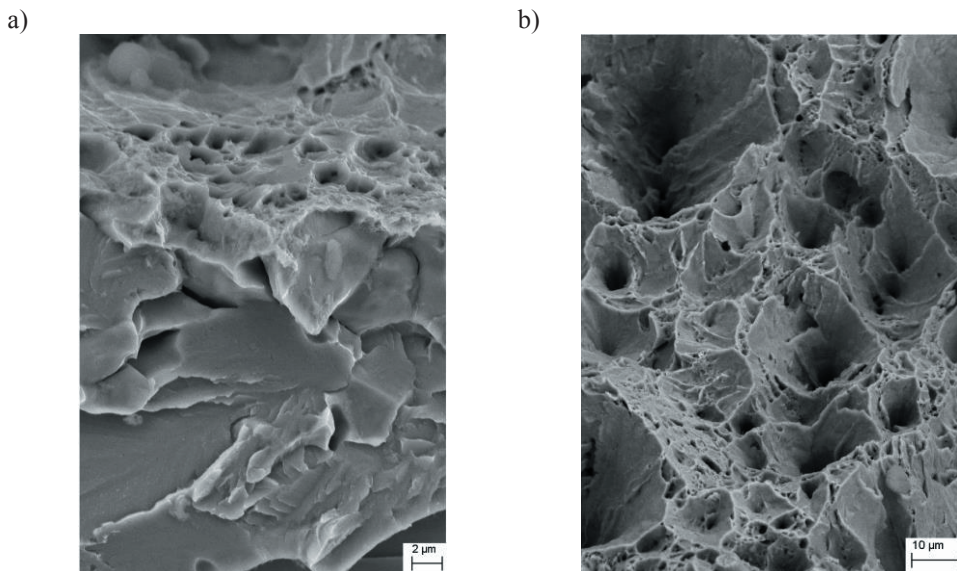
**Rysunek 5.99.** *Struktura ferrytyczno-perlityczna ceownika 240E ze stali K1 po walcowaniu konwencjonalnym (a) i regulowanym walcowaniu (b)*

Analiza uzyskanych wartości udarności dla badanych wariantów walcowania potwierdza korzystny wpływ obniżenia temperatury austenitzowania i temperatury końca walcowania (do ok. 850°C) na udarność. Porównanie otrzymanych wartości udarności z wymaganiami normatywnymi w zakresie odmian plastyczności wskazuje jednoznacznie, że regulowane walcowanie gwarantuje odwalcowanym ceownikom 240E ze stali K1 odmianę plastyczności R, D i E.

Struktury badanej stali K1 po różnych wariantach walcowania ceowników 240E przedstawiono na mikro fotografiach (rys. 5.99). Po walcowaniu konwencjonalnym ujawniono strukturę ferrytyczno-perlityczną z ziarnami w układzie pasmowym, utworzoną podczas przemiany  $\gamma \rightarrow \alpha$  z ziarn austenitu zrekrystalizowanego statycznie o dużej wielkości. Średnia wielkość ziarn ferrytu wynosi ok. 40  $\mu\text{m}$  (rys. 5.99a). Po regulowanym walcowaniu struktura pasmowa ferrytyczno-perlityczna wykazuje większe rozdrobnienie ziarn ferrytu (rys. 5.99b). Znaczna pasmowość i niejednorodność ziarn ferrytu dowodzą, że przemiana  $\gamma \rightarrow \alpha$  przebiega ze stanu austenitu częściowo zrekrystalizowanego. Niemniej, średnia wielkość ziarn ferrytu dla zastosowanych parametrów regulowanego walcowania wynosi ok. 10÷15  $\mu\text{m}$ .

Badania fraktograficzne przełomów próbek udarnościowych wykazały głównie zależność cech powierzchni przełomu od temperatury próby udarności. Z obniżeniem temperatury łamania próbek pochodzących z ceowników 240E odwalcowanych zgodnie z konwencjonalną technologią, zwiększa się udział przełomu transkrystalicznego mieszanego z przewagą obszarów gładkich powierzchni rozdziału łupliwego (rys. 5.100a) charakterystycznych dla

kruche pękania. Relatywny udział obszarów ciągliwych w analizowanym przełomie zmniejsza się. Ceowniki 240E ze stali K1 po regulowanym walcowaniu i próbie udarności w temperaturze obniżonej ( $-50^{\circ}\text{C}$ ) wykazują natomiast przełom transkryystaliczny ciągliwy o zróżnicowanej wielkości kraterów charakterystycznych dla mechanizmu pękania ciągliwego (rys.5.100). Ujawniona fraktografia przełomów, szczególnie przy obniżonej temperaturze badania uzasadnia korzystne oddziaływanie parametrów regulowanego walcowania na rozdrobnienie struktury stali K1 i uzyskanie wyższych własności ciągliwych przy porównywalnej wytrzymałości z wyrobami walcowanymi w konwencjonalnych warunkach.



**Rysunek. 5.100.** Fraktografia ceownika 240E ze stali K1 po próbie udarności w temperaturze  $-50^{\circ}\text{C}$ : a) przełom transkryystaliczny mieszany po konwencjonalnym walcowaniu na gorąco, b) przełom transkryystaliczny ciągliwy po regulowanym walcowaniu

## 6. Podsumowanie i wnioski

Czynniki procesu wysokotemperaturowego umocnienia odkształceniowego i rekrytalizacji determinują w zasadzie uzyskany stan strukturalny i termomechaniczny większości materiałów metalicznych przerobionych sposobem ciepło-plastycznym. Związany z odkształceniem plastycznym dyslokacyjny mechanizm umocnienia metali i stopów jest nadal przedmiotem szczegółowych analiz, zarówno w zakresie teoretycznym, jak i badań eksperymentalnych. Istnieje wiele opracowań teoretycznych [12, 240] opisujących proces umocnienia odkształceniowego, które ugruntowują aktualnie akceptowane modele. Ustalone związki występujące między stanem termomechanicznym, a parametrami mikrostruktury w skali makro pozwalają na modelowanie wieloskalowe zjawisk i procesów mikrostrukturalnych badanych materiałów poddanych różnym technologiom przeróbki plastycznej na gorąco. Istotną rolę w modelowaniu i symulacji fizycznej tych procesów spełniają testy plastometryczne pozwalające głównie na określenie wpływu temperatury oraz prędkości odkształcenia na naprężenie uplastyczniające, obliczenie parametrów siłowych procesów, jak również analizę kinetyczną procesów rekrytalizacji i wydzielania w odkształconym na gorąco materiale. Słusznym wydaje się zatem założenie, że dyslokacyjny model umocnienia odkształceniowego reprezentowany przez naprężenie uplastyczniające jest elementem łączącym mechanikę ośrodków ciągłych z inżynierią materiałową.

Skład chemiczny badanych stali konstrukcyjnych z mikrodotatkami i uzyskany stan strukturalny w wyniku stosowanych operacji przeróbki ciepło-plastycznej są podstawowymi czynnikami zróżnicowania ich własności mechanicznych zarówno w stanie wysokotemperaturowego odkształcenia plastycznego, jak również po jego zakończeniu w procesie chłodzenia i przemian fazowych. Badane stale umożliwiają kształtowanie tych własności zarówno przez odpowiednie wykorzystanie mechanizmów umocnienia, jak i utworzonych składników strukturalnych, w szczególności faz międzywęzłowych (węglikoazotków) wprowadzonych do stali mikrodotatków, głównie Nb, V, Ti, B i N.

Mikrodotatek Nb o stężeniu w zakresie (0,017÷0,04%) analizowany w grupie stali mikrostopowych (B1, B2, K1, K2) o zawartości węgla w zakresie (0,15÷0,17%) wpływa istotnie na przebieg krzywych płynięcia  $\sigma$ - $\epsilon$  wyznaczonych metodą skręcania na gorąco, a w szczególności na hamowanie procesu rekrytalizacji dynamicznej. W badanych warunkach

odkształcenia maksymalne opóźnienie procesu rekrytalizacji dynamicznej zachodzi w przypadku stali K1 i K2 o najwyższej zawartości Nb w zakresie (0,04÷0,05%) (rys. 5.5, 5.6). W podobny sposób na krzywe płynięcia oddziałują mikrodotatki w układzie kompleksowym (Nb+Ti+N) (stal G1) przy porównywalnej zawartości węgla (0,16%). Stwierdzono, że w tym przypadku decydującym procesem usuwania skutków umocnienia zgniotowego w zakresie temperatury odkształcenia (1100÷1250°C) jest rekrytalizacja dynamiczna (rys. 5.7c,d), natomiast przy niższej temperaturze odkształcenia (900÷1000°C) dominujący jest proces zdrowienia dynamicznego (rys.5.8a,b). Zwiększenie zawartości węgla do ok. 0,38% oraz dodatków stopowych Si i Cr (do ok. 0,6%) przy binarnym układzie mikrodotatków (Nb i Ti) w stali S9 powoduje wyraźny wzrost naprężeń płynięcia na krzywych  $\sigma$ - $\epsilon$  rejestrowanych w próbie skręcania, jak również znaczne zniżenie plastyczności wysokotemperaturowej badanej stali w porównaniu do stali mikrostopowych (B1, B2, K1, K2, G1). Maksymalne ograniczenie procesu rekrytalizacji dynamicznej i jednocześnie minimum plastyczności wystąpiło w stali S9 dla zakresu temperatury odkształcenia (800÷900°C) przy prędkości odkształcenia w zakresie (1÷10s<sup>-1</sup>).

Wprowadzone do stali o strukturze perlitycznej mikrodotatki zarówno w układzie indywidualnym (V-stal S2 i S7, Nb – stal S8) lub binarnym (V+N-stal S1, V+B-stal S3) oraz kompleksowym (V+Ti+N-stal S4, B+Ti+N-stal S5) oddziałują z różną intensywnością na krzywe płynięcia  $\sigma$ - $\epsilon$  zwiększając naprężenia płynięcia na skutek umocnienia zgniotowego oraz zmniejszając wartości odkształceń granicznych warunkujących plastyczność na gorąco badanych stali (rys. 5.14) na skutek zapoczątkowania pęknięć międzykrystalicznych. Oddziaływania w tym zakresie nie powodują jednak zmian ogólnego charakteru przebiegu krzywych płynięcia potwierdzając tym samym, że podstawowym procesem aktywowanym cieplnie w badanych warunkach odkształcenia wysokotemperaturowego wybranych stali perlitycznych z mikrodotatkami jest rekrytalizacja dynamiczna.

Z uwagi na wysokie wymagania stawiane stalom z mikrodotatkami przez takich odbiorców, jak: przemysł stoczniowy, wydobywczy, maszynowy, urządzeń transportowych i wielu innych, szczególnego znaczenia nabiera kwestia uzyskania optymalnych własności wytrzymałościowych i plastycznych, determinujących wysoką odporność na kruche pęknięcie, zwłaszcza w obniżonej temperaturze eksploatacji. Systematyczny wzrost wymagań w zakresie właściwości mechanicznych stawianych produktom hutniczym ze stali HSLA prowadzi do



jednoznacznych wniosków, istotnych nie tylko dla producentów branży hutniczej, że warunkiem uzyskania pożądaných wskaźników wytrzymałościowych i plastycznych wytwarzanych wyrobów jest dokładne sterowanie i kontrolowanie zmian mikrostrukturalnych zachodzących w procesach przeróbki cieplno-plastycznej oraz po jej zakończeniu - w procesie chłodzenia. Przeprowadzone analizy wykazały, że ostateczny stan mikrostruktury austenitu po przeróbce cieplno-plastycznej jest wypadkową oddziaływania różnych procesów i mechanizmów strukturalnych warunkujących stan umocnienia i rekrytalizacji badanych stali mikrostopowych. Stwierdzono również, że tylko matematyczny opis tych procesów umożliwia wykorzystanie metody modelowania do optymalizacji parametrów tych procesów i tym samym, do zapewnienia pożądaney mikrostruktury stali w wyrobach gotowych.

Istotnym problemem podjętym w pracy było zbadanie procesu rekrytalizacji i wydzielania w stalach z mikrodotatkami oraz wzajemnego oddziaływania tych procesów podczas wysokotemperaturowego odkształcenia plastycznego, a w szczególności podczas ich izotermicznego wytrzymania po odkształceniu realizowanym metodą skręcania i ściskania na gorąco. Przebieg rekrytalizacji i efekt wydzielania badano na podstawie zmian wartości naprężeń w dwuetapowej próbie skręcania i ściskania na gorąco, jak też metodą metalografii świetlnej i elektronowej. Wykazano, że w badanych stalach z mikrodotatkami zarówno proces rekrytalizacji jak i wydzielania się faz węglikoazotkowych w austenicie odkształconym oraz po odkształceniu w warunkach izotermicznych może być scharakteryzowany za pomocą krzywych RTT (rys. 5.21, 5.23, 5.26, 5.28) i PTT (rys. 5.44). Stwierdzono, że zarówno proces dynamicznego jak i statycznego wydzielania występujący przed, względnie konkurujący z procesem rekrytalizacji dynamicznej lub statycznej skutecznie opóźnia te procesy (rys. 5.38). Wydzielenia utworzonej na podgranicach lub granicach pierwotnych ziarn byłego austenitu odkształconego na gorąco stanowią wyraźne przeszkody dla migracji frontów rekrytalizacji dynamicznej i statycznej (rys. 5.73, 5.74) skutecznie hamując te procesy.

Optymalny dobór mikrodotatków (Nb, V, Ti, N) w badanych stalach HSLA umożliwia przebieg procesu dynamicznego wydzielania faz międzywęzłowych, głównie węglikoazotków prostych i złożonych na dyslokacjach, granicach ziarn i innych defektach sieciowych generowanych podczas wysokotemperaturowego odkształcenia plastycznego poniżej temperatury solvus, wyznaczonej na podstawie przeprowadzonej analizy termodynamicznej. Proces wydzielania dynamicznego efektywnych faz międzywęzłowych typu NbC i TiN i (Ti, Nb)C podczas wysokotemperaturowego odkształcenia plastycznego stali

mikrostopowych (B2, G1) metodą skręcania i ściskania w zakresie temperatury ( $800\div 1100^{\circ}\text{C}$ ) zachodzi w relatywnie krótkim czasie (do ok. 5s – próba skręcania) i wyraźnie wyprzedza proces rekrytalizacji dynamicznej w badanym zakresie temperatury (rys. 5.38). Proces wydzielania statycznego w austenicie nieodkształconym (stal B2) po austenitacji w  $1150^{\circ}\text{C}$  i wytrzymaniu w  $900^{\circ}\text{C}$  wyznaczony w próbie skręcania zachodzi w czasie od ok. 740s do ok. 6200s (rys. 5.39) natomiast analogiczny proces wydzielania w stali G1 wyznaczony w próbach ściskania po austenitacji w  $1200^{\circ}\text{C}$  i wytrzymaniu izotermicznym w  $1100^{\circ}\text{C}$  zachodzi od ok. 50s do ok. 1400s (rys. 5.40). Proces wydzielania statycznego stali G1 badanej metodą ściskania i relaksacji naprężeń w zakresie temperatury ( $800\div 1100^{\circ}\text{C}$ ) zależy głównie od temperatury i wielkości odkształcenia wstępnego. Maksymalna szybkość tego procesu w badanych warunkach odkształcenia występuje przy temperaturze wytrzymania izotermicznego  $900^{\circ}\text{C}$ . Czas rozpoczęcia i zakończenia procesu wydzielania statycznego wynosi odpowiednio ok. 17s i ok. 210s (rys. 5.42).

Przeprowadzone badania wykazały, że proces wydzielania dynamicznego w odkształconym austenicie przebiega znacznie szybciej niż wydzielanie statyczne w austenicie zrekrystalizowanym. Utworzone w procesie dynamicznym na dyslokacjach dyspersyjne cząstki węglikoazotków (Nb, V, Ti) o sieci typu NaCl powodują zmniejszenie szybkości zdrowienia i rekrytalizacji statycznej (rys. 2.17÷2.20, 2.31, rozdz. 2.2 i rys. 5.38, 5.44, rozdz. 5.3) oraz istotnie ograniczają rozrost ziarn austenitu zrekrystalizowanego, jak również przyspieszają przebieg przemiany eutektoidalnej i  $\gamma\rightarrow\alpha$  (rys. 2.35 i 2.37, rozdz. 2.3). Drobnodziarnista struktura produktów przemiany austenitu odkształconego na gorąco uzyskana podczas procesu chłodzenia, jak również umocnienie wydzieleniowe związane z obecnością dyspersyjnych cząstek faz międzywęzłowych, wnoszą istotny wkład w zwiększenie granicy plastyczności i obniżenie temperatury przejścia badanych stali ze stanu ciągliwego w stan kruchy (tablica 5.4, rozdz. 5.6) przy zachowaniu dobrych właściwości plastycznych i odporności na pękanie. Wytwarzanie wyrobów hutniczych o pożądanych właściwościach mechanicznych wymaga zatem właściwego doboru zarówno składu chemicznego stali HSLA, jak i zakresu temperatury przeróbki plastycznej, dostosowanego do kinetyki rozpuszczania się bądź wydzielania w austenicie analizowanych faz międzywęzłowych utworzonych na skutek wprowadzonych do stali mikrododatków. Efektywne wykorzystanie mikrododatków (Nb, Ti, V) zachodzi w przypadku, gdy temperatura końca przeróbki plastycznej stali na gorąco zapewnia całkowite ich związanie się w fazy międzywęzłowe, chociaż mogą one być

też wykorzystane, w szczególnych przypadkach, w celu umocnienia roztworowego. Kinetykę wydzielania się tych faz w procesie wysokotemperaturowego odkształcenia austenitu określono w pracy na podstawie przeprowadzonej analizy termodynamicznej, jak również metody sekwencyjnego odkształcenia w próbach plastometrycznych skręcania i ściskania na gorąco wykorzystując w badaniach laboratoryjnych i obliczeniach numerycznych technikę wspomagania komputerowego.

Badania kinetyczne procesów wydzieleniowych w rozpatrywanych warunkach procesowych i dla danego składu chemicznego analizowanych w pracy stali mikrostopowych z uwzględnieniem temperatury rozpuszczania wydzieleni, jest niezbędnym warunkiem prawidłowo zaprojektowanego procesu przeróbki cieplno-plastycznej gotowych wyrobów z tych stali. Drobne wydzielenia w procesie umocnienia wydzieleniowego oddziałują na dyslokacje poprzez różne mechanizmy, podobnie jak atomy obcych pierwiastków w procesie umocnienia roztworowego. Cząstki wydzielonych faz mogą być omijane przez dyslokacje z pozostawieniem pętli lub też mogą być przez nie ścinane. Z badań wynika, że w zasadzie, wystąpienie danego mechanizmu zależy od twardości wydzielanych faz, ich koherencji z osnową oraz odległości między nimi. Chociaż umocnienie wydzieleniowe może stanowić silne źródło zwiększenia własności mechanicznych badanych stali mikrostopowych, to jednak jego skuteczność w warunkach odkształcenia wysokotemperaturowego może być również ograniczona, tym bardziej jeśli warunki procesu przeróbki cieplno-plastycznej nie będą zoptymalizowane. Przyczyną jest naturalna tendencja do wzrostu wydzieleni o koherentnych początkowo granicach międzyfazowych i ich ewentualnej koagulacji w wysokiej temperaturze odkształcenia i rekrytalizacji. Dlatego istotnym czynnikiem procesu umocnienia wydzieleniowego jest wielkość cząstek węglików, azotków lub węglikoazotków wprowadzonych do stali mikrodotatków. Podczas izotermicznego wytrzymania w procesie sekwencyjnego odkształcenia na gorąco może zachodzić rozrost cząstek i zmiana ich oddziaływania z dyslokacjami lub też zerwanie koherencji z osnową. Najczęściej drobne, koherentne i miękkie cząstki są ścinane przez przemieszczające się dyslokacje nie wnosząc swego udziału do mechanizmu umocnienia wydzieleniowego.

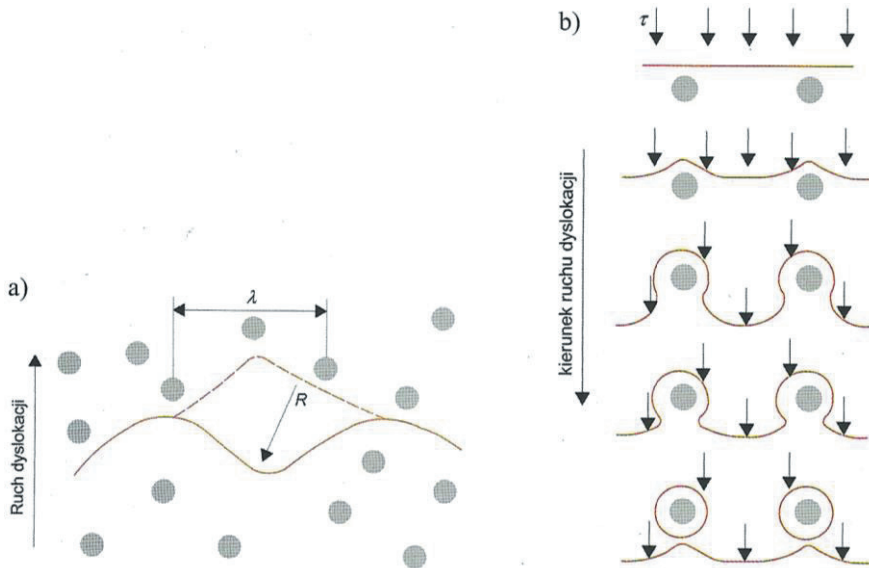
Analiza obserwacji cienkich folii ze stali mikrostopowej G1 ujawniła w TEM morfologię substruktury osnowy i wydzieleni utworzonych w procesach wysokotemperaturowego odkształcenia i rekrytalizacji. Mikrostrukturę osnowy roztworu  $\alpha$  tworzy martenzyt listwowy o dużej gęstości dyslokacji, częściowo zbliźniaczony, natomiast wydzieleniami są również

prawdopodobne cząstki pojedynczych węglików typu NbC i TiC oraz azotki NbN i TiN, jak również węgliki złożone typu (Ti, Nb)C zidentyfikowane metodą dyfrakcji elektronowej wspomaganą techniką obserwacji w polu ciemnym oraz spektrometrią energii rozproszonej (EDX). Obserwowana średnica wydzieleni waha się od ok. 7 nm (rys. 5.88, 5.89) do ok. 120 nm (rys. 5.85, 5.86). Wzrost wielkości wydzieleni jest proporcjonalny do czasu wytrzymania izotermicznego po odkształceniu na gorąco. Większe wydzielenia o średnicy w zakresie (100÷500 nm) stwierdzono w próbkach badanej stali obrobionej cieplnie w warunkach równowagi termodynamicznej (rys. 5.77). Mikrografie elektronowe pozwalają również na stwierdzenie, że wydzielenia w osnowie martenzytycznej nie są rozmieszczone równomiernie. Występuje jednak wiele mikroobszarów, szczególnie po odkształceniu przy temperaturze 900°C, w których odległości pomiędzy cząstkami są mniejsze niż 100 nm (rys. 5.91) spełniając tym samym warunek wystąpienia procesu umocnienia wydzieleniowego w badanej stali. Na podstawie tych obserwacji można sądzić, że proces umocnienia wydzieleniowego nie rozkłada się równomiernie w całej objętości próbki. Można też spekulować, że rozkład wydzieleni w osnowie roztworu -  $\alpha'$  jest określony rozkładem miejsc uprzywilejowanego ich zarodkowania w podstrukturze austenitu odkształconego na gorąco. Jednak trudne jest potwierdzenie tego zjawiska ponieważ podstruktura austenitu ulega degradacji podczas przemiany fazowej zachodzącej w trakcie hartowania. Zidentyfikowano natomiast mikropasma bliźniaków w osnowie martenzytycznej i wydzielenia na granicach pomiędzy tymi pasmami, również w postaci dyskretnych cząstek na granicy tych pasemek (rys. 5.81). Skład chemiczny tych wydzieleni nie różni się od wydzieleni analizowanych w osnowie.

Należy podkreślić, że Nb tworzy węgliki i azotki o identycznej strukturze (typu NaCl), które są wzajemnie całkowicie rozpuszczalne. Podobieństwo struktury krystalicznej NbC i NbN tworzonych w badanej stali powoduje trudności w ich precyzyjnej identyfikacji. Ponieważ z NbC i NbN tworzą izomorficzne fazy w roztworze stałym, to wynikowe, mieszane i przenikające się wydzielenia mogą być uważane jako węglikoazotki. Takie sugestie nie są odosobnione w literaturze [241]. Ponadto wyniki analiz chemicznych wyekstrahowanych wydzieleni Nb(C,N) z austenitu odkształconego w stalach z mikrododatkami pozwalają na stwierdzenie, że węglikoazotek Nb jest bogaty w węgiel, natomiast składem stechiometrycznym jest zbliżony do NbC [242.]

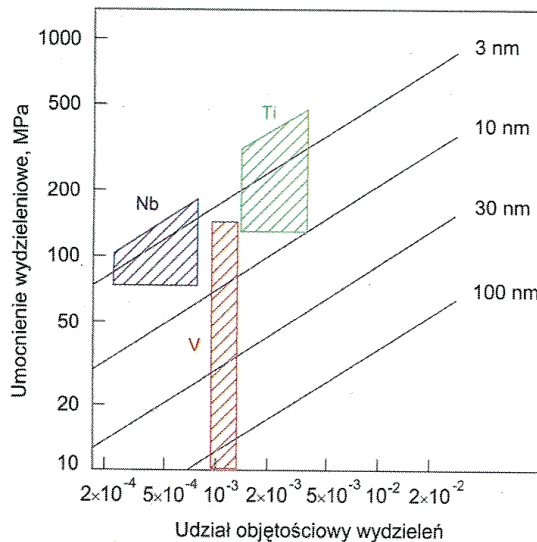
Analiza studialna umocnienia roztworu stałego cząstkami faz obcych prowadzi do stwierdzenia, że jest ono najczęściej opisywane przez dwa podstawowe mechanizmy,

a mianowicie: Motta Nabarro [243] lub Friedela [244] oraz Orowana-Ashby'ego [245, 246] (rys. 6.1). W przypadku badanych stali mikrostopowych umacnianych wydzieleniowo dominujący jest mechanizm Orowana-Ashby'ego, ponieważ występujące w tych stalach fazy międzywęzłowe są twardsze od osnowy  $\gamma$  i posiadają wyższe moduły ścinania oraz najczęściej są niekoherentne z osnową. Oba mechanizmy wymagają jednak modyfikacji z uwagi na konieczność uwzględnienia różnic w modułach sprężystości wydzielanych faz i austenitu oraz morfologii cząstek, jak również w odkształceniu koherencyjnym [128, 247]. W przypadku mechanizmu Motta-Nabarro, Friedla - umocnienie roztworu zachodzi, kiedy odległość między wydzieleniami ( $\lambda$ ) jest zbliżona do promienia krzywizny ( $R$ ), którą może uzyskać dyslokacja pod działaniem pola naprężeń. Przyrost umocnienia jest efektem addytywnym od odkształcenia koherencji i umocnienia chemicznego. Pierwsze z nich pojawia się w wyniku zaburzenia pola odkształceń wokół wydzielenia koherentnego z osnową. Dla wydzielen dyspersyjnych o wielkości  $< 10$  nm umocnienie wynikające z braku koherencji zwiększa się ze wzrostem wydzielenia, natomiast dla wydzielen  $> 10$  nm efekt jest odwrotny - umocnienie to zmniejsza się. Drugie z nich - umocnienie (chemiczne) wynika ze zmiany EBU w wydzieleniu ściętym przez dyslokację oraz zmiany granicy podziału wydzielenie-osnowa.



**Rysunek 6.1.** Schemat oddziaływania cząstek faz obcych z dyslokacjami mobilnymi:  
a) parametry analizy ilościowej, b) mechanizm Orowana-Ashby'ego [12]

Zwykle zwiększenie powierzchni kontaktowej podziału powoduje zwiększenie energii niedopasowania. W tym przypadku zwiększenie umocnienia wiąże się ze wzrostem wielkości wydzielenia. W przypadku stali mikrostopowych wydzielenia węglikoazotków (Nb, V, Ti) mają strukturę krystaliczną inną niż osnowa austenityczna. Nie występuje zatem lub jest jedynie częściowa koherencja na granicy fazy wydzielenia i osnowy. Również systemy poślizgu w wydzieleniach i w osnowie nie są zgodne. Z tych powodów za podstawowe źródło umocnienia wydzieleniowego w badanych stalach mikrostopowych przyjęto mechanizm Orowana-Ashby’ego. Zgodnie z tym mechanizmem, w przypadku bardzo twardych faz wtórnych, niekoherentnych i nieodkształcalnych plastycznie, gdy  $\lambda \gg R$  (rys. 6.1a) dyslokacja przemieszcza się między przeszkodami i pozostawia za sobą zamknięte pętle na każdej przeszkodzie (rys. 6.1b). Wielkość cząstki obcej fazy wpływa na zmianę stopnia koherencji na granicy z osnową oraz wynikający z tego przyrost granicy plastyczności. Stwierdzono, że wraz ze zwiększeniem wielkości cząstek fazy wydzielenia zmienia się wielkość umocnienia oraz, że zależność ta nie jest stała. Ustalone związki między rodzajem fazy wydzielenia, ich wielkością i udziałem objętościowym dla poszczególnych mikrodotadków w badanych stalach przedstawiono na wykresie (rys. 6.2) [248].



**Rysunek 6.2.** Zależność umocnienia wydzieleniowego ( $\Delta R_e$ ) od udziału objętościowego wydzieleni dla badanych mikrodotadków [248]

Analiza tych zależności prowadzi do ustalenia zasadniczych kryteriów oceny skuteczności danego wydzielenia w mechanizmie umocnienia wydzieleniowego, a mianowicie:

- określenie maksymalnej objętości wydzieleni dla danej stali,
- ustalenie udziału objętościowego wydzieleni w austenicie i ferrycie dla danego mikrodotatku,
- określenie udziału objętościowego cząstek w roztworze  $\gamma$  i  $\alpha$  o dużej i małej dyspersji.

Spośród wymienionych kryteriów, zwłaszcza to ostatnie ma istotne znaczenie dla własności mechanicznych badanych stali mikrostopowych zarówno jako gotowego produktu, jak i półproduktu przeznaczonego do dalszej przeróbki plastycznej na zimno. Zastosowana w pracy metoda rentgenowskiej analizy fazowej jakościowej i ilościowej do izolatów z roztwarzanej stali mikrostopowej G1 ujawniła po obróbce cieplnej w warunkach równowagi termodynamicznej, ustalonej dla austenituzowania w temperaturze 1200°C z przesyleniem do temperatury 1100°C i 900°C odpowiednio węgliki złożone typu  $(Ti_{0,5}Nb_{0,5})C_{0,67}$  w ilości 73,9±4,7% (rys. 5.95) oraz podobne węgliki tej samej grupy  $(Ti_{0,2}Nb_{0,8})C_{0,96}$  w ilości 64,1±7% i węglikoazotki  $Ti(C_{0,52}N_{0,48})$  w ilości 0,9±5,6% (rys.5.96). Ponadto w izolatach badanej stali ujawniono węglikosiarcezek typu  $Ti_2CS$  w ilości ok. 1,5%±0,2% oraz pojedyncze azotki AlN i VN w ilości ok. 22,2±6,4% oraz siarczki typu MnS w ilości ok. 3±1%.

Paradoksalnie - korzystne oddziaływania mikrodotatków stopowych w stalach HSLA, szczególnie w mechanizmach umocnienia dynamicznie wydzielanych faz międzywęzłowych licznych węglików, azotków lub węglikoazotków może stanowić konkurencyjny czynnik zaniżenia ich wysokotemperaturowej plastyczności z towarzyszącym jej występowaniem pękania o charakterze międzykryształicznym. Podstawowym problemem zjawiska zaniżonej plastyczności na gorąco wielu materiałów metalicznych jest wyjaśnienie przyczyn uzyskiwania różnych wartości odkształcenia do zniszczenia ( $\epsilon_{gr}$ ) dla tych samych materiałów odkształcanych w odmiennych procesach przeróbki plastycznej. Jedną z propozycji wyjaśnienia tego zachowania się materiału jest zastosowanie równania zdolności do przeróbki plastycznej [64, 249] definiowanej również jako odkształcalność wyrobów  $D(\epsilon)$  w postaci:

$$D(\epsilon_r) = f(f_1, f_2) \quad (6.1)$$

gdzie:

$D(\epsilon_r)$  - odkształcalność wyrobu określona ilościowo na podstawie wartości odkształcenia  $\epsilon_r$ ,

$f_1$  - funkcja podstawowej plastyczności metalu,

$f_2$  - funkcja czynników zewnętrznych modyfikujących podstawową plastyczność metalu.

Wyrażenie  $f_2$  uwzględnia wpływ warunków odkształcenia, takich jak: tarcie, zmiany geometrii wyrobu, szybkość i równomierność odkształcenia. Zależy też w pewnym zakresie od samego materiału ponieważ efekty geometryczne mogą być bardziej wyraźne przy dużych stopniach odkształcenia uzyskiwanych na materiałach o większej plastyczności, niż w przypadku małych odkształceń, osiąganych przy materiałach bardziej kruchych. Z zależności (6.1) wynika, że zniżenie plastyczności może być kompensowane polepszeniem warunków odkształcenia i na odwrót. Funkcyjnie wyrażona plastyczność ( $f_1$ ) charakteryzuje ogólnie wewnętrzne właściwości materiału i zachodzące w nim procesy strukturalne. Można sądzić, że akumulacja defektów sieciowych prowadząca do pęknięcia jest ściśle związana z procesem odkształcenia i aktywowaną cieplnie restauracją struktury podczas przeróbki cieplno-plastycznej na gorąco.

Znacznym utrudnieniem analizy wyników w tym zakresie jest stosowanie różnych metod pomiaru plastyczności. Niektóre z nich umożliwiają wprawdzie uszeregowanie materiałów pod względem ograniczeń technologicznych odnośnie stosowanych procesów przeróbki plastycznej, niemniej jakiegokolwiek próby uogólnienia wyników w tym zakresie wydają się być jednak dyskusyjne. Najpowszechniej stosowanymi metodami pomiaru plastyczności wysokotemperaturowej są próby mechaniczne rozciągania i skręcania, które charakteryzują ilościowo zachowanie się materiału od całkowicie kruchego do zupełnie plastycznego. Badania na ściskanie i zginanie mają natomiast ograniczone zastosowanie w ocenie plastyczności stosunkowo kruchych materiałów lub w ocenie zdolności do pęknięcia podczas przeróbki plastycznej na gorąco. Każda metoda ma też swoje zalety i ograniczenia. Ocenę plastyczności wysokotemperaturowej badanych w pracy stali mikrostopowych prowadzono metodą plastometryczną skręcania na gorąco. W próbie tej można stosować duże odkształcenia z zasadniczo stałą geometrią próbki aż do momentu jej zniszczenia. Plastyczność oceniano liczbą skręceń do zniszczenia próbki ( $\epsilon_{gr}$ ). Ponieważ intensywność odkształcenia jest stała podczas badania to alternatywnym wskaźnikiem plastyczności jest również czas do zniszczenia i często podaje się go do korelacji danych plastyczności różnych materiałów.

W badanych stalach mikrostopowych z Nb, Ti i N odkształconych na gorąco metodą skręcania wyraźny wzrost naprężeń uplastyczniających ( $\sigma_{max}$ ) i zniżenie plastyczności stwierdzono w stali S9 o podwyższonym stężeniu węgla do ok. 0,38% i składników stopowych Cr(0,56%) i Si (0,63%). Efekt ten występuje szczególnie podczas odkształcenia w zakresie temperatury (800÷900°C) niezależnie od prędkości odkształcenia (rys. 5.10). Ze wzrostem



temperatury odkształcenia plastyczność badanych stali zwiększa się istotnie. Zaniżenie plastyczności badanej stali związane jest wyraźnie z efektem hamowania rekrytalizacji dynamicznej w tym zakresie temperatury odkształcenia wskutek wydzielania dynamicznego dyspersyjnych węglikoazotków Nb. Dane uzyskane z prób skręcania na gorąco badanych stali mikrostopowych wykorzystano do określenia optymalnych parametrów obróbki cieplno - plastycznej w warunkach przemysłowych.

W pracy potwierdzono, że najbardziej efektywną metodą optymalizowania tych parametrów, jak również weryfikacji składu chemicznego badanych stali mikrostopowych jest aktualnie modelowanie matematyczne naprężeń uplastyczniających i mikrostruktury oraz symulacja fizyczna procesów technologicznych przeróbki cieplno - plastycznej, w szczególności procesu walcowania przemysłowego kształtowników oszczędnościowych typu [240 E. Przeprowadzone badania pozwoliły na określenie istotnych czynników warunkujących poprawność i skuteczność zastosowanych w pracy metod modelowania matematycznego i strukturalnego oraz metody symulacji fizycznej odkształcenia plastycznego metodą plastometryczną w celu określenia optymalnych warunków walcowania regulowanego analizowanych ceowników typu 240 E.

Przyjęty w pracy model reologiczny zaproponowany przez C.M. Sellarsa i opisujący naprężenie uplastyczniające badanych stali z mikrodotatkami w funkcji odkształcenia, prędkości odkształcenia i temperatury okazał się poprawnym i skutecznym narzędziem dobrego dopasowania przebiegu eksperymentalnych i teoretycznych krzywych płynięcia  $\sigma$ - $\epsilon$  wyznaczonych na podstawie prób plastometrycznych skręcania i ściskania na gorąco. Niezależnie od szerokiego spektrum składu chemicznego badanych stali z mikrodotatkami, w szczególności zawartości węgla w zakresie (0,15÷0,70%) i dodatków stopowych Si (ok. 0,5÷0,8%) i Cr (ok. 0,9%) przyjęta funkcja typu  $\sigma_p=f(\epsilon, \dot{\epsilon}, T)$  dobrze uwzględniała wpływ procesu rekrytalizacji dynamicznej na naprężenie płynięcia podczas procesu wysokotemperaturowego odkształcenia plastycznego badanych stali. W procedurze identyfikacji naprężeń uplastyczniających wyznaczonych na podstawie próby osiowosymetrycznego ściskania na gorąco niezwykle przydatna okazała się metoda analizy odwrotnej, eliminująca praktycznie większość zakłóceń występujących w tej próbie mechanicznej, jak: nierównomierność odkształcenia, prędkości i temperatury próbki, zjawiska tarcia na styku kowadło – odkształcany metal, wymiana ciepła z próbki do uchwytu i otoczenia itp. Najwyższą dokładność dopasowania analizowanych krzywych określono w pracy

minimalną wartością funkcji celu, która reprezentowała jednocześnie najlepszą skuteczność stosowanego rozwiązania odwrotnego metodą elementów skończonych. Stwierdzono, że najlepszą dokładność dopasowania analizowanych krzywych  $\sigma$ - $\epsilon$  uzyskano w przypadku stali konstrukcyjnej średniowęglowej (0,38%C) z podwyższonym stężeniem Si i Cr oraz z mikrodotądkiem Nb i Ti typu S9 (rys. 5.49). W całym zakresie badanych warunków odkształcenia wysokotemperaturowego uzyskano minimalną wartość funkcji celu  $\Phi = 0,0336$ .

Badania statycznych procesów aktywowanych cieplnie zachodzących po odkształceniu na gorąco prowadzone dla programu odkształceń cyklicznych symulujących proces walcowania [240E wykazały, że zarówno kształt krzywych płynięcia, jak również analiza procesów zdrowienia i rekrytalizacji statycznej oraz badania metalograficzne wnoszą komplementarny wkład do opisu kinetyki i mechanizmu tych procesów. Stwierdzono, że przebieg procesów relaksacyjnych zależy głównie od parametrów odkształcenia plastycznego realizowanych na poszczególnych przepustach oraz od stopnia addytywności efektów odkształcenia wprowadzonego podczas kolejnych przepustów. Przeprowadzona analiza metalograficzna dotycząca głównie zmian wielkości umownych, pierwotnych ziarn austenitu w procesie odkształcenia symulującego walcowanie [ 240 E wykazała wyraźne zróżnicowanie wielkości ziarn w zależności od warunków odkształcenia plastycznego na gorąco oraz liczby przepustów. Stwierdzono, że wielkość ziarn  $\gamma$  zależy przede wszystkim od temperatury odkształcenia i wielkości sumarycznego gniotu (rys. 5.75). Próbkę ze stali K1 wykazującą po austenitowaniu w temperaturze 1180°C niejednorodną ziarną austenitu pierwotnego o wielkości ok. 200 $\mu$ m. Odkształcenie plastyczne w próbach sekwencyjnego skręcania symulującego kolejne przepusty walcowanego pasma powoduje rozdrobnienie ziarn do ok. 130 $\mu$ m (walcarka BD) (rys. 5.75a) i ok. 10÷8 $\mu$ m (klatka D1 i D2) (rys. 5.75 c,d)

Przemysłowe próby walcowania regulowanego [ 240 E stanowiły realny etap weryfikacji uzyskanych wcześniej wyników w zakresie symulacji fizycznej procesu walcowania wybranych kształtowników jak również kinetyki procesów aktywowanych cieplnie badanej stali mikrostopowej typu K1. Wykorzystanie w pracy założeń teoretycznych oraz wyników prób laboratoryjnych stanowiło racjonalną przesłankę wprowadzenia do produkcji nowszej technologii regulowanego walcowania zapewniającej wyrobom walcowanym wyższą jakość. Badane wstępnie warianty regulowanego walcowania, jak również wariant optymalny zaproponowany w pracy zakładały w zasadzie obniżenie temperatury nagrzewania wsadu do ok. 1180°C i temperatury końca walcowania ceowników do ok. 850°C poprzez selektywne

wytrzymywanie pasma lub chłodzenie między poszczególnymi przepustami w celu uzyskania określonych efektów strukturalnych wynikających z przebiegu procesów rekrytalizacji statycznej i wydzielania. Obniżenie temperatury austenitowania wynikało z przeprowadzonej analizy termodynamicznej rozpuszczalności wydzielen węglikoazotków niobu w zakresie roztworu  $\gamma$  i ich oddziaływania na pierwotną wielkość ziarn austenitu. Obniżenie temperatury końca walcowania wynikało natomiast z analizy procesów kinetyki rekrytalizacji statycznej badanych stali z mikrodotatkami, głównie z niobem w zakresie temperatury austenitu stabilnego. Uzyskane własności mechaniczne kwalifikują walcowane kształtowniki ze stali mikrostopowej K1 do kategorii wytrzymałości E440 w odmianie plastyczności, w zakresie R, D, i E. Analiza procesu regulowanego walcowania badanych kształtowników oraz uzyskanych własności mechanicznych pozwala na stwierdzenie, że w przypadku walcowni liniowych o stosunkowo dużych czasach międzyoperacyjnych, istotne znaczenie dla rozdrobnienia ziarna w procesie walcowania na gorąco przed przemianą  $\gamma \rightarrow \alpha$  ma proces rekrytalizacji statycznej. Z uwagi na hamowanie tego procesu w stalach mikrostopowych z Nb, możliwa jest również kumulacja odkształcenia w końcowych przepustach, zwłaszcza przy obniżonej temperaturze końca walcowania, prowadząca dodatkowo do rozdrobnienia struktury odkształconego austenitu i polepszenia własności mechanicznych gotowych wyrobów.

Na podstawie przedstawionej rozprawy można sformułować następujące wnioski:

1. Mikrostruktura i stan termomechaniczny badanych stali konstrukcyjnych z mikrodotatkami (Nb, V, Ti, B, N) podczas wysokotemperaturowego odkształcenia plastycznego i po jego zakończeniu w procesie wytrzymania izotermicznego determinowane są głównie synergicznym oddziaływaniem mechanizmów umocnienia odkształceniowego i procesów aktywowanych cieplnie, w szczególności rekrytalizacji dynamicznej i statycznej, jak również procesów wydzieleniowych - zależnych od składu chemicznego stali i parametrów odkształcenia plastycznego na gorąco.
2. W stalach mikrostopowych (B1, B2, K1, K2 i G1) o zawartości węgla w zakresie  $0,15 \div 0,17\%$  istotny wpływ na przebieg krzywych płynięcia  $\sigma$ - $\epsilon$ , wyznaczonych metodą skręcania i ściskania na gorąco, w szczególności na hamowanie procesu rekrytalizacji dynamicznej wywiera przede wszystkim mikrodotatek Nb w układzie indywidualnym lub kompleksowym (Nb+V+N) i (Nb+Ti+N).

3. Zwiększenie zawartości węgla w zakresie od ok. 0,38% do ok. 0,70% oraz dodatków stopowych Si (ok. 0,48÷0,45%) i Cr (ok. 0,56÷0,91) w stalach z mikrododatkami w układzie indywidualnym (V – stal S2 i S7, Nb – stal S8) lub w układzie binarnym (Nb+Ti) (stal S9) oraz kompleksowym (V+Ti+N –stal S4 i B+Ti+N –stal S5) powoduje wyraźny wzrost naprężeń płynięcia na krzywych  $\sigma$ - $\epsilon$  oraz zniżenie wysokotemperaturowej plastyczności w porównaniu do stali mikrostopowych (B1, B2, K1, K2 i G1). Maksymalne ograniczenie procesu rekrytalizacji dynamicznej i zniżenie plastyczności do poziomu  $\epsilon_{gr}$  ok. 4÷5 wystąpiło w przypadku stali S9 dla zakresu temperatury odkształcenia (800÷850°C) oraz (800÷900°C) przy prędkości odkształcenia odpowiednio 1,0s<sup>-1</sup> i 10,0s<sup>-1</sup>.
4. W badanych stalach mikrostopowych wytrzymywanych izotermicznie po wysokotemperaturowym odkształceniu plastycznym zachodzą typowe procesy aktywowane cieplnie, jak: zdrowienie i rekrytalizacja statyczna oraz rekrytalizacja metadynamiczna, których szybkość zależy głównie od temperatury odkształcenia i składu chemicznego stali, a w szczególności stężenia mikrododatków. Maksymalne zmniejszenie szybkości procesu rekrytalizacji statycznej w stalach z mikrododatkiem Nb (B1, B2 i K1) występuje dla największego stężenia mikrododatku ok. 0,04% (stal B2 i K1) w zakresie temperatury odkształcenia (850÷900°C). Mikrododatek V wykazuje podobne oddziaływanie w badanych stalach perlitycznych S1 i S7.
5. Zastosowany model termodynamiczny procesów wydzieleniowych w zakresie austenitu stabilnego pozwala na określenie pełnej ilościowej charakterystyki temperaturowej składu chemicznego oraz rozpuszczalności składników i faz międzywęzłowych potencjalnych węglików, azotków lub złożonych węglikoazotków występujących w badanych stalach mikrostopowych B2 i G1 analizowanych w warunkach stanu równowagi fazowej. Wyznaczona analitycznie temperatura rozpuszczalności złożonych węglikoazotków typu Nb<sub>0,98</sub>V<sub>0,02</sub>C<sub>0,48</sub>N<sub>0,52</sub> w stali B2 i Ti<sub>0,58</sub>Nb<sub>0,42</sub>C<sub>0,04</sub>N<sub>0,96</sub> w stali G1 wynosi odpowiednio 1204°C i 1330°C.
6. Dobre metody badań plastometrycznych skręcania i ściskania oraz relaksacji naprężeń w zakresie temperatury odkształcenia (800÷1100°C) pozwoliły na analizę procesu kinetyki wydzielenia dynamicznego (stal B2) i statycznego (stal B2 i G1) zarówno w austenicie nieodkształconym, jak i po odkształceniu plastycznym w procesie izotermicznego wytrzymania.

7. Zastosowany do opisu matematycznego procesu wysokotemperaturowego odkształcenia plastycznego badanych stali z mikrodotatkami model reologiczny zapewnia dobre dopasowanie przebiegu teoretycznych i eksperymentalnych krzywych płynięcia  $\sigma$ - $\epsilon$  wyznaczonych metodą badań plastometrycznych skręcania i ściskania na gorąco. Zastosowana do oceny dokładności dopasowania analizowanych krzywych minimalna wartość funkcji celu reprezentuje jednocześnie najlepszą skuteczność stosowanego rozwiązania odwrotnego metodą elementów skończonych.
8. Symulacja fizyczna procesu walcowania sekwencyjnego ceownika typu [240E metodą plastometryczną skręcania na gorąco zapewnia wyznaczenie wartości  $\sigma_p$  w kolejnych przepustach dając podstawę do obliczenia parametrów siłowych procesu kontrolowanego walcowania. Umożliwia także analizę zjawisk strukturalnych zachodzących podczas odkształcenia pasma oraz w przerwach między przepustami, zapewniając możliwość kształtowania struktury i własności mechanicznych gotowych wyrobów.
9. Odkształcenie wysokotemperaturowe stali mikrostopowych w badanym zakresie temperatury ( $1200 \div 800^\circ\text{C}$ ) i stopnia odkształcenia ( $\epsilon \leq 1,2$ ) zapewnia znaczne rozdrobnienie pierwotnej struktury austenitu proporcjonalnie do obniżenia temperatury i zwiększenia stopnia odkształcenia. W stali G1 umowna wielkość pierwotnych ziarn  $\gamma$  zmniejsza się w wyniku rekrytalizacji dynamicznej od ok. 80  $\mu\text{m}$  do ok. 10  $\mu\text{m}$ , natomiast rozdrobnienie uzyskane w wyniku rekrytalizacji statycznej dla czasu wytrzymania  $t_{0,5}$  przy temperaturze  $900^\circ\text{C}$  i odkształceniu  $\epsilon$  z zakresu (0,4  $\div$  0,6) prowadzi do wielkości ziarna ok. 40  $\mu\text{m}$ .
10. Zastosowane metody badań dyfrakcji elektronowej i rentgenowskiej w celu identyfikacji wydzielen oddziałujących na mechanizmy umocnienia stali mikrostopowych podczas wysokotemperaturowego odkształcenia plastycznego oraz w dynamicznych i statycznych procesach rekrytalizacji i wydzielenia ujawniły w mikrostrukturze osnowy martenzytu listwowego, częściowo zbliźniaczonego o dużej gęstości dyslokacji dyspersyjne wydzielenia, głównie pojedynczych węglików Nb i Ti typu NbC i TiC oraz azotków NbN i TiN, jak również węgliki złożone typu (Ti,Nb)C potwierdzone obserwacjami w HRTEM, w polu ciemnym oraz metodą analityczną spektroskopii dyspersji energii (EDX). W izolatach stali mikrostopowej G1 obrobionej cieplnie w warunkach równowagi termodynamicznej przy temperaturze  $1100^\circ\text{C}$  i  $900^\circ\text{C}$  ujawniono odpowiednio węgliki złożone typu  $\text{Ti}_{0,5}\text{Nb}_{0,5}\text{C}_{0,67}$  w ilości ok.  $74 \pm 4,7\%$  oraz węglík tej samej grupy  $\text{Ti}_{0,2}\text{Nb}_{0,8}\text{C}_{0,96}$  w ilości ok.  $64 \pm 7\%$  i węglikoazotki typu  $\text{TiC}_{0,52}\text{N}_{0,48}$  w ilości ok.  $9 \pm 5,6\%$ .

11. Walcowanie ceownika 240E ze stali mikrostopowej K1 według zmodyfikowanego schematu regulowanego walcowania z obniżoną temperaturą austenitzowania do ok. 1180°C i temperaturą końca walcowania ok. 850°C jest możliwe przy nieznacznym wzroście obciążenia walców w warunkach przemysłowych (W.D. Huty Katowice) przy zachowaniu stosowanej prędkości walcowania. Alternatywny wariant regulowanego walcowania od standardowej temperatury austenitzowania 1220°C jest również możliwy przy zastosowaniu dodatkowego chłodzenia pasma między kłatkami Z2 i D1 w czasie ok. 50s. Warunkuje to temperaturę końca walcowania stopek ceownika ok. 850°C.
12. Regulowane walcowanie ceowników oszczędnościowych typu 240E w warunkach przemysłowych (W.D. Huty Katowice) według zaproponowanego w pracy wariantu zapewnia odwalcowanym wyrobom ze stali mikrostopowej K1 drobnoziarnistą strukturę ferrytyczno-perlityczną oraz kategorię wytrzymałości E440, w tym: wyższą umowną granicę plastyczności ( $R_{p0,2}$ ) o ok. 10% na poziomie 450 MPa przy porównywalnej wytrzymałości ( $R_m$ ) ok. 610 MPa i istotnie wyższej (o ok. 50%) udarności przy temperaturze obniżonej -50°C określonej w próbie KCV na poziomie ok. 103 J/cm<sup>2</sup> w stosunku do standardowego wariantu walcowania przemysłowego.

## Literatura

1. Microalloying'95, Processing of the International Conference Microalloying'95, Iron and Steel Society, 1995, Warrendale, PA, US.
2. HSLA Steels'95 - Metallurgy and Applications, Processing 3<sup>rd</sup> International Conference on HSLA Steels, 1995, Beijing, China.
3. Microalloyed HSLA (High Strength Low Alloy) Steels. Processing of Microalloying '88 held in conjunction with the 1988 World Materials Congress, 1988, Chicago, Illinois, US.
4. Microalloyed Steels - Processing, Microstructure, Properties and Performance, Processing International Conference, 2007, Pittsburgh, PA, US.
5. FORMING'1996. Processing International Science Conference on the Plasticity of Materials „Forming”, 1996, Ustroń, Poland.
6. FORMING'2012. Processing International Science Conference on the Plasticity of Materials „Forming”, 2012, Zakopane, Poland.
7. H. Adrian, Numeryczne modelowanie procesów obróbki cieplnej, Wydawnictwo AGH, Kraków, 2011.
8. Y. Weng, H. Dong, Y. Gan, Advanced Steels, The recent scenario in steel science and technology, Part IV Advanced HSLA Steels, Metall. Ind. Press and Springer - Verlag, Berlin, Heidelberg, 2011, 281÷356.
9. R. Kuziak, Modelowanie zmian struktury i przemian fazowych zachodzących w procesach obróbki cieplno-plastycznej stali, Instytut Metalurgii Żelaza, Gliwice, 2005.
10. J. Adamczyk, Inżynieria wyrobów stalowych, Wydawnictwo Politechniki Śląskiej, Gliwice, 2000.
11. J. Adamczyk, Metaloznawstwo teoretyczne, cz. 2, Odkształcenie plastyczne, umocnienie i pękanie, Wydawnictwo Politechniki Śląskiej, Gliwice, 2002.
12. J. Majta, Odkształcanie i własności, Stale mikrostopowe, Wybrane zagadnienia, Uczelniane Wydawnictwo Naukowo-Dydaktyczne, AGH, Kraków, 2008.
13. A. Le Bon, J. Rofes-Vernis, C. Rossard, Metal Science, 9, 1975, 36.
14. B. Dutta, C.M. Sellars, Materials Science and Technology, 3, 1987, 197.
15. W. Liu, J. Jonas, Metal Trans, 19A, 6, 1988, 1403.
16. C.M. Sellars, Mathematical modelling of hot rolling of steel (Ed. S. Yue), 1990, Montreal, The Canadian Institute of Mining and Metallurgy, 1.
17. E. Valdes, C.M. Sellars, Materials Science and Technology, 7, July, 1991, 622.
18. S. Park, S. Yue, J. Jonas, Metall. Trans. A., 23A, 1992, 1641.
19. M. Pietrzyk, H. Kuziak, Z. Kędziński, Hutnik, 8, 1991, 266.
20. P. D. Hodgson, Mathematical Modelling of Recrystallization Processes during the Hot Rolling of Steel PhD Thesis, Univ. of Queensland, May, 1993.
21. R. Kuziak, Prace Instytutu Metalurgii Żelaza, Gliwice, 2, 1997,3.
22. Z. Gronostajski, Journal of Materials Processing Technology, 106, 2000, 40.
23. M. Pietrzyk, Journal of Materials Processing Technology, 2002, 125.
24. B. Kowalski, A. Lacey, C.M. Sellars, Materials Science and Technology, 19, 11, 2003, 1564.
25. F. Grosman, E. Hadasik, Technologiczna plastyczność metali. Badania plastometryczne, Wydawnictwo Politechniki Śląskiej, Gliwice, 2005.
26. D. Szeliga, M. Pietrzyk, Archives of civil and mechanical engineering V/7, 1, 2007, 35.
27. C. M. Sellars, Iron making and Seelmaking, 38, 4, 2011, 250.
28. R. Kuziak, W. Pidvysots'kyy, W. Zalecki, R. Molenda, Z. Łapczyński, Prace instytutu Metalurgii Żelaza, Gliwice, 1, 2012, 17.
29. Materiały ofertowe Thyssen Krupp Steel, Secure 500, 600, 2008, Ausgabe, Juni, 2008, 1, v. 3, 4.
30. Materiały ofertowe SSAB, Oxelösund, Sweden, General product information Weldox, Hardox and Armox, [www.oxelosund.ssab.se](http://www.oxelosund.ssab.se).
31. Materiały ofertowe SSAB, Tunnplatt AB, Domex, Protect 250, [www.ssabtunnplatt.com](http://www.ssabtunnplatt.com).
32. Materiały ofertowe ARMOTEC Ltd., Armotec-Armour Steel, [www.armotec.co.uk](http://www.armotec.co.uk).

33. Materiały ofertowe Union Stahl GmbH, Stähle für den Ballistischen, Schutz, Dortmund, www.unionstahl.com.
34. Materiały ofertowe Rautaruukki Corporation, Finland, Ramor - Stähle, 2006, www.ruukki.com.
35. Materiały ofertowe ZBW H. Częstochowa, Blachy pancerne HCM 380, 480, MILAR, www.isd-hcz.com.pl.
36. Materiały ofertowe HSW - Huta Stali Jakościowych S.A., Złomrex, www.hsw-hsj.com.pl
37. X.L. He, C.J. Shang (Eds.), High Performance Low Carbon Bainite Steel, Chemistry, Processing, Microstructure, Property and Application, Metallurgical Industry Press, Beijing, 2008.
38. D. Barbier, L. Chapuis, T. Jung, Project Raport 7 to Vanitec, ArcelorMittal Maizières Research S.A., France, 2009.
39. Yu Li, D. Milbourn, *ibid.* [8], 303.
40. H. Dong (i in.), *ibid.* [8], 35.
41. J.W. Wyrzykowski, E. Pleszakow, J. Sieniawski, Odształcenie i pękanie metali, Wydawnictwo WNT, Warszawa, 1999.
42. L. Karjalainen, *Materials Science and Technology*, 11, 6, 1995, 557.
43. L. Karjalainen, J. Perttula, *The Iron and Steel Institute of Japan International* 36, 6, 1996, 729.
44. H. Andrade, M. Akben, J. Jonas, *Metall Trans*, 14A, 1983, 1731.
45. H. Chos, K-B. Kong, J. Jonas, *Materials Science and Technology*, 18, 4, 2002, 389.
46. J. Sińczak, *Procesy przeróbki plastycznej*, Wydawnictwo AKAPIT, Kraków, 2003.
47. T. Tanaka, *ibid.* [1], 165.
48. J. Majta, J.G. Lenard, M. Pietrzyk, *ibid.*, [12], 176.
49. H. Mc Queen, *Metalurgia i Odlewnictwo*, 5, 3, 1979, 421.
50. I. Weiss, T. Sakai, J. Jonas, *Meat Science*, 18, 1984, 77.
51. M. Blicharski, *Hutnik*, 1, 1980, 1.
52. T. Sakai, J. Jonas, *Acta Metallurgica*, 32, 1984, 189.
53. P. Djaic, J. Jonas, *JISI*, 210, 4, 1972, 256.
54. T. Chandra, I. Weiss, J. Jonas, *Can. Met. Quart.*, 20, 4, 1981, 421
55. M. Akben, B. Bacroix, J. Jonas, *Acta Metallurgica*, 31, 1983, 161.
56. Ch. Ouchi, K. Matsumoto, *Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan*, 22, 3, 1982, 181.
57. L. Meyer, Thyssen, *Tech. Ber.*, 16, 1, 1984, 34.
58. J.R. Wilcox, R.W. Honeycombe, *Materials Science and Technology*, 3, 10, 1987, 849.
59. Y. Machara, K. Yatsumoto, *Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan*, 27, 3, 1987, 222.
60. D.N. Growth, B. Mintz, *Materials Science and Technology*, 2, 9, 1986, 951.
61. B. Mintz, J. Jonas, *Materials Science and Technology*, 10, 8, 1994, 72.
62. R. Oleksiak, *Zjawisko obniżonej plastyczności stali szynowej w podwyższonych temperaturach*, Praca Doktorska Politechniki Śląskiej, IMiS, Gliwice, 1987.
63. R. Nowosielski, *Eksplikacja efektu minimalnej plastyczności mosiądzów jednofazowych*, *Zeszyty Naukowe Mechanika*, 135, Gliwice, 2000.
64. W. Ożgowicz, *Fizykochemiczne, strukturalne i mechaniczne czynniki kruchości międzykrystalicznej brązów -  $\alpha$  w temperaturze podwyższonej*, *Zeszyty Naukowe nr 1632*, Politechniki Śląskiej, Gliwice, 2004.
65. R.W. Honeycombe, *Scandinavian Journal of Metallurgy*, 8, 1, 1979, 21.
66. H. Inagaki, *Z. Metallkde*, 79, 6, 1988, 364.
67. Y. Ohmori, T. Kunitake, *Metal Science*, 17, 7, 1983, 325.
68. D. Martin, *Materials Science and Technology*, 10, 10, 1994, 855.
69. E. Poliak, J. Jonas, *The Iron and Steel Institute of Japan International* 43, 5, 2003, 684.
70. P. Choquet, *Processing International Symposium Mathematical Modelling of Hot Rolling of Steel*, Hamilton, Canada, Aug. 26-29, 1990, Ed. S. Yue, CI MM, 1990, 34.
71. P. Hodgson, D. Collinson, *ibid* [70], 239.
72. C.M. Sellars, *ibid* [70], 1.
73. W. Roberts, A. Sanadberg, T. Siwecki, T. Werlefors, *Processing International Conference HSLA Steels'85*. ed. J. Gray (i in.) 4-8 November, 1985, Beijing, China, 67.



74. T. Siwecki, The Iron and Steel Institute of Japan International, 32, 1992, 368.
75. A.D. Rollett, M.J. Luton, D.J. Srolovitz, Acta Metallurgica et Materialia, 40, 1, 1992, 43.
76. P. Hodgson (i in.), ibid [1], 341.
77. N. Komatsubara (i in.), The Sumitomo Search, 44, 10, 1990, 159.
78. H. Yoshida, A. Yorifuji, S. Koseki, M. Saeki, The Iron and Steel Institute of Japan International, 31, 6, 1991, 571.
79. T. Spittel, M. Spittel, Neue Hütte, 36, Jahrgang, 6, Juni, 1991, 222.
80. M. Pietrzyk, Hutnik - Wiadomości Hutnicze, 6, 1993, 190.
81. H.S. Zurob, C.R. Hutchinson, Y. Brechet, G. Purdy, Acta Materialia, 50, 2002, 3075.
82. A. Grajcar, Struktura stali C-Mn-Si-Al kształtowana z udziałem przemiany martenzytycznej indukowanej odkształceniem plastycznym, Monografia, Wydawnictwo Politechniki Śląskiej, Gliwice, 2009.
83. W. Ozgowicz, E. Kalinowska-Ozgowicz, Ł. Cieślak, Analiza procesów rekrytalizacji stali 15GA i 15G2ANb odkształczonych plastycznie w zakresie temperatury 850÷1050°C, Biuletyn Huty Katowice, Wrzesień, 1985, 42.
84. Ł. Cieślak, E. Kalinowska-Ozgowicz, W. Ozgowicz, Wpływ parametrów odkształcenia na gorąco na proces rekrytalizacji i wydzielania w stali mikrostopowej 15G2ANb, Materiały XIII Konferencji Metaloznawczej, 1987.
85. Ł. Cieślak, E. Kalinowska-Ozgowicz, W. Ozgowicz, J. Ludyga, Wytwarzanie kształtowników ze stali mikrostopowych z gwarantowaną udarnością w temperaturze 233K, Materiały VII Konferencji N-T w KM - Huta Katowice, Dąbrowa Górnicza, Listopad, 1987, Zbiór ref. t. II, 16.
86. Ł. Cieślak, E. Kalinowska-Ozgowicz, W. Ozgowicz, Walcowanie kształtowników ze stali mikrostopowych o gwarantowanej udarności w obniżonych temperaturach w KM Huta Katowice, Biuletyn Huty Katowice, Spraw. z prac RNK Komb., Wrzesień, 1989, 20.
87. E. Kalinowska, Wpływ wysokotemperaturowego odkształcenia na procesy rekrytalizacji stali szynowej St90PA, P. Dok. IMiS, Politechniki Śląskiej, Gliwice, 1980.
88. Ł. Cieślak, E. Kalinowska, W. Ozgowicz, Die statische Rekristallisation von Schienenstahl bei der Warmumformung, Materiały V Symposium Międzynarodowe Verformung und Brüchigkeit, Magdeburg, Sept., 1979.
89. E. Kalinowska-Ozgowicz, W. Ozgowicz, Ł. Cieślak, Einfluss der termomechanischen Wärmebehandlung auf die Struktur und mechanischen Eigenschaften von Schienenstahl, Materiały Konferencji Wärmebehandlungstagung, Karl-Marx-Stadt, Maj, 1983.
90. Ł. Cieślak, E. Kalinowska-Ozgowicz, W. Ozgowicz, Wpływ warunków walcowania i sposobu chłodzenia na strukturę i własności stali szynowych z mikrodotatkami, Materiały V Konferencji N-T Huty Katowice, Dąbrowa Górnicza, Listopad, 1985.
91. Ł. Cieślak, W. Ozgowicz, E. Kalinowska-Ozgowicz, Thermomechanische Wärmebehandlung von draht mit Schnellerwärmung, Materiały V Kongresu Obróbki Ciepłej, Budapeszt, WRL, Październik, 1986.
92. E. Kalinowska-Ozgowicz, W. Ozgowicz, Ł. Cieślak, Wlianie chemiczskowo sostawa i termoobrotki na strukturu i mechaniczeskie swojstwa mikrolegirowanych rielowych stali, Materiały V Kongresu Obróbki Ciepłej, Budapeszt, WRL, Październik, 1986.
93. E. Kalinowska-Ozgowicz, W. Ozgowicz, J. Jędruch, Wpływ parametrów obróbki ciepłoplastycznej i obróbki cieplnej na strukturę i własności mechaniczne stali szynowej gatunku St90PA Termoobrotka Hutnicza'89, Jastrzębia Góra, Gdynia, Maj, 1989, 171.
94. J. Adamczyk, R. Wusatowski, E. Kalinowska-Ozgowicz, W. Ozgowicz, R. Grzyb, Influence of the casting technology and the thermo-mechanical treatment on the structure and mechanical properties of the forgings made from the V-N microalloyed steel, Processing International Conference Achievements In Mechanical And Materials Engineering'93, Gliwice, 1993, 9.
95. J. Adamczyk, R. Wusatowski, E. Kalinowska-Ozgowicz, W. Ozgowicz, R. Grzyb, The influence of hot forming and cooling conditions on the structure and mechanical properties of a V-N microalloyed constructional steel, Arch. Nauki o Materiałach 15, 1/2, 1994, 27.
96. J. Adamczyk, W. Ozgowicz, R. Wusatowski, E. Kalinowska-Ozgowicz, R. Grzyb, Wpływ czystości metalurgicznej na własności mechaniczne blach grubych ze stali 14H NMBCu ulepszonych

- cieplnie, Processing of the International Conference Achievements In Mechanical And Materials Engineering'94, Gliwice, 1994, 9.
97. J. Adamczyk, R. Wusatowski, E. Kalinowska-Ozgowicz, W. Ozgowicz, R. Grzyb, Wpływ technologii wytopienia i obróbki cieplno-mechanicznej na strukturę i własności mechaniczne odkuwek ze stali mikrostopowej, Materiały Konferencji Termoobróbka'94, Instytut Metalurgii Żelaza, Komputerowej Nauki o Materiałach PAN, SITPH Gliwice-Ustroń, Zawodzie, 1994, 13.
  98. J. Adamczyk, E. Kalinowska-Ozgowicz, W. Ozgowicz, R. Wusatowski, Obróbka cieplno-mechaniczna odkuwek ze stali mikrostopowej V-N, Materiały Konferencji N- T, Termoobróbka'96, Wisła, 24-27.09.1996, 33.
  99. Ł. Cieślak, E. Kalinowska, W. Ozgowicz, S. Struk, Einfluss der Wärmebehandlung auf die mechanischen Eigenschaften von mikrolegiertem Schienenstahl, III Konferencja Metal., Freiberg - Bergakademie, 6-8.02.1980.
  100. J. Adamczyk, E. Kalinowska-Ozgowicz, W. Ozgowicz, R. Wusatowski, Struktura i własności mechaniczne stali konstrukcyjnej z mikrodotatkami V i N po kuciu regulowanym, Materiały Konferencji Metal. Kom. Metal. PAN, Warszawa-Popowo, 23-25.09.1992, 155.
  101. J. Adamczyk, E. Kalinowska-Ozgowicz, W. Ozgowicz, R. Wusatowski, Interaction of carbonitrides V(CN) undissolved in austenite on the structure and mechanical properties of microalloyed V-N Steels, Journal of Materials Processing Technology, 53, 1995, 23.
  102. J. Adamczyk, E. Kalinowska-Ozgowicz, W. Ozgowicz, R. Wusatowski, Interaction of carbonitrides V(C,N) undissolved in austenite on the structure and mechanical properties of microalloyed V-N steels, Processing of the 14<sup>th</sup> International Science Conference AMT, Gliwice-Zakopane, Poland, 17-21.05.1995, Extended Abst., 1, 9.
  103. J. Adamczyk, W. Ozgowicz, R. Wusatowski, E. Kalinowska-Ozgowicz, R. Grzyb, Struktura i własności mechaniczne blach ze stali mikrostopowych z borem ulepszanych cieplnie, Processing of the 4<sup>th</sup> International Science Conference Achievements In Mechanical And Materials Engineering'95, Gliwice-Wisła, 30.11-01.12, 1995, 1.
  104. J. Adamczyk, W. Ozgowicz, R. Wusatowski, E. Kalinowska-Ozgowicz, R. Grzyb, Boron-treated microalloyed quenched and tempered plates their structure and properties, J. Mater. Processing Technol., 64, 1997, 1.
  105. Ł. Cieślak, E. Kalinowska-Ozgowicz, W. Ozgowicz, Die Widerstandsfähigkeit auf die Bruchsprödigkeit von Schienenstahl, VI Symposium Międzynarodowe Verformung und Brüchigkeit, Magdeburg, Sept., 1982.
  106. E. Kalinowska-Ozgowicz, W. Ozgowicz, Ł. Cieślak, Odporność na kruche pęknięcie stali szynowej poddanej wysokotemperaturowej obróbce cieplno-plastycznej, Materiały Konferencji Metal., Częstochowa, Wrzesień, 1983.
  107. W. Ozgowicz, E. Kalinowska-Ozgowicz, Investigations on the impact strength of constructional high-strength Weldom steel at lowered temperature, Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering, 32, 1, 2008, 99.
  108. Ł. Cieślak, W. Ozgowicz, E. Kalinowska, R. Szkutnik, Aktualny stan produktów i kierunki poprawy jakości szyn kolejowych, Spraw. z prac RNT Komb. Huty Katowice, Dąbrowa Górnicza, Grudzień, 1978, 22.
  109. Ł. Cieślak, E. Kalinowska, W. Ozgowicz, Zmiany strukturalne zachodzące przy wysokotemperaturowym odkształceniu stali konstrukcyjnych, Spraw. z prac RNT Komb, Huty Katowice, Marzec, 1979, 39.
  110. E. Kalinowska, W. Ozgowicz, Plastyczność i odkształcalność stali w przeróbce plastycznej na gorąco, Biuletyn Huty Katowice, Spraw. z prac RNT Komb., Lipiec, 1982, 15.
  111. Ł. Cieślak, E. Kalinowska-Ozgowicz, PrzemianNew Jork wydzielanie i rekrytalizacja w mikrostopowych spawalnych stalach konstrukcyjnych, Materiały VII Konferencji N-T KM - Huta Katowice, Dąbrowa Górnicza, Listopad, 1987, Zbiór referatów t. II, 2.
  112. Ł. Cieślak, E. Kalinowska-Ozgowicz, W. Ozgowicz, S. Struk, Wpływ warunków walcowania i sposobu chłodzenia na strukturę i własności stali szynowych z mikrodotatkami, Biuletyn Huty Katowice, Spraw. z prac RNK Komb. Huty Katowice, Czerwiec, 1986, 22.

113. J. Adamczyk, R. Wusatowski, E. Kalinowska-Ozgowicz, W. Ozgowicz, R. Grzyb, Stal konstrukcyjna średnio węglowa z mikrodotatkami V i N przeznaczona na odkuwki i wyroby profilowe, Materiały Konferencji Termooobróbka Hutnicza, 1993, Instytut Metalurgii Żelaza, SITPH, Huta Częstochowa, Poraj k. Częstochowy, 1993, 5.
114. J. Adamczyk, R. Wusatowski, E. Kalinowska-Ozgowicz, W. Ozgowicz, Wpływ warunków obróbki cieplnej na własności mechaniczne blach grubych ze stali mikrostopowej z borem, Materiały Konferencyjne N-T, Termooobróbka'96, Wisła, 24-27 Wrzesień, 1996, 39.
115. Ł. Cieślak, E. Kalinowska, W. Ozgowicz, Symulacja wysokotemperaturowego odkształcenia plastycznego i rekrytalizacji na plastometrze skrętnym i maszynie wytrzymałościowej, Materiały Konferencyjne SIMP Gliwice, Listopad, 1979.
116. E. Kalinowska-Ozgowicz, W. Ozgowicz, Ł. Cieślak, Simulation of a 240E microalloyed steel channel rolling process on the torsional plastometer, Materiały V Konferencji Międzynarodowej Tvaritelnost kovu a slitin, Ostrava, CSSR, Wrzesień, 1988, 1.1, 104.
117. A. Grajcar, E. Kalinowska-Ozgowicz, M. Opiela, B. Grzegorzczak, K. Gołombek, Effects of Mn and Nb on the macro- and microsegregation in high-Mn high-Al content TRIP steels, Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering, 49, 1, 2011, 5.
118. Grajcar, E. Kalinowska-Ozgowicz, M. Opiela, S. Lesz, Microstructural characterization of novel increased-manganese TRIP steels, Conference Processing of the 20<sup>th</sup> Anniv. International Conference on Metals and Materials, METAL'2011, Brno, Czech Republic, 18-20 Maj, 2011, 497.
119. J. Adamczyk, R. Wusatowski, E. Kalinowska-Ozgowicz, W. Ozgowicz, R. Grzyb, Stal konstrukcyjna z mikrodotatkami V i N przeznaczona na odkuwki i wyroby profilowe, Mechanik 3, 1994, 98.
120. J. Adamczyk, R. Wusatowski, E. Kalinowska-Ozgowicz, W. Ozgowicz, R. Grzyb, Stal konstrukcyjna mikrostopowa V-N przeznaczona na odkuwki i wyroby profilowe o wysokiej wytrzymałości, Hutnik - Wiad. Hutnicze 2, 1995, 44.
121. W. Ozgowicz, M. Opiela, A. Grajcar, E. Kalinowska-Ozgowicz, W. Krukiewicz, Metallurgical products of microalloy constructinal steels, Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering, 44, 1, 2011, 7.
122. Ł. Cieślak, E. Kalinowska-Ozgowicz, W. Ozgowicz, Rekrytalizacja stali szynowych w procesie odkształcenia na gorąco, Konf PAN, Przeróbka plastyczna, Wisła, Październik, 1982.
123. E. Kalinowska-Ozgowicz, W. Ozgowicz, Ł. Cieślak, Wlianie parametrów wysokotemperaturowej deformacji na kinetyku rekrytalizacji rielsowej stali, Materiały Konferencji, Podolanki, CSSR, Wrzesień, 1983.
124. A. Tokarz, E. Kalinowska-Ozgowicz, Wpływ parametrów odkształcenia na dynamiczne wydzielanie węgliskoazotka niobu w stalach manganowo-molibdenowych z mikrodotatkami niobu, Hutnik - Wiad. Hutnicze 3, Marzec, 1994, 78.
125. E. Kalinowska-Ozgowicz, Kinetics of the dynamic recrystallization of low-alloy steel, 5<sup>th</sup> International Science Conference Achievements In Mechanical And Materials Engineering'96, Poland, 1996, 153.
126. E. Kalinowska-Ozgowicz, D. Szwieczek, Energia aktywacji procesu odkształcenia na gorąco wybranych stali konstrukcyjnych, 10th International Science Conference Achievements In Mechanical And Materials Engineering'2001, Poland, 2001, 259.
127. M. Opiela, E. Kalinowska-Ozgowicz, Badania kinetyki rekrytalizacji stali z mikrodotatkami Ti, V i B, Processing 18<sup>th</sup> International Science Conference on Contemporary Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering Science, Gliwice-Ustroń, 2012, 71.
128. D. Hull, Dyslokacje, Wydawnictwo PWN, Warszawa, 1982.
129. A.H. Cottrell, Theory of crystal dislocations, London, 1964.
130. M.W. Grabski, Struktura granic ziarn w metalach, Śląsk, Katowice, 1969.
131. M. W. Grabski, K. J. Kurzydłowski, Teoria dyslokacji, Oficyna Wydawnicza Politechniki Warszawskiej, Warszawa, 1984.
132. K. J. Kurzydłowski, R. A. Varin, W. Zieliński, Acta Metall, 32, 1984, 74.
133. R. A. Varin, J. W. Wyrzykowski, Phys. Stat. Sol., 48, 1978, K79.
134. W. T. Reael, Dislocations in crystals, McGraw-Hill, New York, 1953.

135. A. J. Ardell, *Metal. Trans.*, AIME, 16A, 12, 1985, 2131.
136. T. Gladman, *ibid.*, [12], 91.
137. W. Ratuszek, *Tekstury odkształcenia i rekrytalizacji w stopach na osnowie miedzi*, Monografia 27, Wydawnictwo AGH, Kraków, 1995.
138. F. Stalony-Dobrzański, *Stereologiczna analiza tekstury w badaniach strukturalnych*, Uczelniane Wydawnictwo Naukowo-Dydaktyczne AGH, Kraków, 2008.
139. R. W. Honeycombe, *ibid.* [11], 20.
140. N. F. Mott, F. R. Nabarro, *ibid.* [135], 7.
141. E. Orowan, *ibid.* [135], 8.
142. A. Kelly, R. B. Nicholson, *ibid.* [135], 10.
143. P. B. Hirsch, F. J. Humphreys, *ibid.* [128], 22.
144. J. Ryś, *Stereologia materiałów*, Fotobit Design, Kraków, 1995.
145. H. J. Mc Queen, *Met. Trans. A*, 8, 1977, 807.
146. C. M. Sellars, *Metals Forum*, 4, Australian Institute of Metals, 1981.
147. J. Michel, J. Jonas, *Acta Metallurgica*, 29, 1981, 513.
148. T. Chandra, M. Akben, J. Jonas, *Processing 6<sup>th</sup> International Cong. on Strength of Metals and Alloys*, 1982, Melbourne, Australia.
149. M. J. Luton, C. M. Sellars, *Acta Metallurgica*, 17, 1969, 1033.
150. W. Roberts, H. Boden, B. Ahlblom, *Met. Science*, 13, 1979, 195.
151. L. Błaż, *Praca dokt.*, Wydział Metali Nieżelaznych AGH, Kraków, 1979.
152. C. M. Sellars, *Metalurgia i Odlewnictwo*, *Zeszyty Naukowe AGH*, 5, 1979.
153. L. Błaż, *Metalurgia i Odlewnictwo*, *Zeszyty Naukowe*, 114, Nr 1196, AGH Kraków, 1988.
154. E. Schnabel, G. Richardson, H. Stüwe, *Metall.* 23, 1969, 1139.
155. J. Sah, G. Richardson, C.M. Sellars, *Met. Science*, 8, 1974, 325.
156. G. Glover, C.M. Sellars, *Met. Trans.*, 4, 1973, 765.
157. R. Petkovic, M. Luton, J. Jonas, *Can. Met. Quart.*, 14, 1973, 137.
158. K. Gardner, R. Grimes, *Met. Science*, 13, 1979, 216.
159. B. Bacroix, C. G'Sell, M. Akben, J. Jonas, *Acta Metallurgica* 31, 1983, 619.
160. M. Akben, T. Weiss, J. Jonas, *Acta Metallurgica* 29, 1981, 111.
161. D. Towle, T. Gladman, *Met. Science* 13, 1979, 246.
162. L. Błaż, *Dynamiczne procesy strukturalne w metalach i stopach*. Wydawnictwo AGH, Kraków, 1998.
163. H. Mc Queen, J. Jonas, *Plastic deformation of materials*, Acad. Press, New York, 1975, 393.
164. R. Sandstrom, R. Lagneborg, *Scripta Met.*, 9, 1975, 59.
165. W. Sun, E. Hawbolt, *The Iron And Steel Institute Of Japan International*, 35, 7, 1995, 908.
166. W. Sun, E. Hawbolt, Meadowcroft T., *36<sup>th</sup> Mechanical Working and Steel Processing Conference Processing ISS*, Baltimore, MD, 1994, U.S.
167. O. Kwon, A.J. De Ardo, *Acta Metallurgica Materiały*, 39, 1991, 529.
168. O. Kwon, *The Iron And Steel Institute Of Japan International*, 32, 1992, 350.
169. A. Laasraoui, J. Jonas, *Metall. Trans.*, 22A, 1991, 151.
170. R. Petkovic, M. Luton, J. Jonas, *The hot deformation of austenite*, Ed. by J. B. Balance, AIME, New York, 1977, 68.
171. J. Jonas, I. Weiss, *Metall Science*, 13, 1979, 238.
172. I. Weiss, J. Jonas, *Metall. Trans.*, 10A, 1980, 831.
173. G. Gottstein, *Recrystallisation Metallischer Werkstoffe DMG*, 1924.
174. L. Lesne, H. Regle, J. Driver, *Materiały Trans. JIM*, 41, 1, 2000, 91.
175. M. Blicharski, S. Gorczyca, *Rekrytalizacja z udziałem drugiej fazy*, Śląsk, Katowice, 1979.
176. J. Jonas, *Effect of interpass time on dynamic and static softening during rolling*. *Processing 2<sup>nd</sup> International Conference on Thermomechanical Processing of Steels*, Stahleisen, CRM, 2004, 35.
177. C. Zener, J. Hollomon, *Journal of Applied Physics*, 39, 1994, 163.
178. I. Schindler, J. Boruta, *Utilization potentialities of the torsion plastometer*, Silesian Univ. of Technol., Katowice, 1998.
179. T. Spittel, M. Spittel, *Processing Conference Formability'94*, Ostrawa, 24-27.10.1994, 125.

180. K. Nakanishi, Report of the Faculty of Engineering, Kagoshima Univ. 30, 1998, 13.
181. J.H. Beynon, C.M. Sellars, The Iron And Steel Institute Of Japan International, 32, 3, 1992, 359.
182. S. Davenport, N. Silk, C. Sparks, C.M. Sellars, Materiały Science Techn., 16, 1999, 1.
183. B. Kowalski, C.M. Sellars, M. Pietrzyk, The Iron And Steel Institute Of Japan International, 40, 2000, 1230.
184. B. Kowalski, W. Wajda, M. Pietrzyk, C.M. Sellars, 4<sup>th</sup> International ESAFORM, Conference on Material Forming, Liege, Belgium, April, 23-25.2001, 561.
185. M. Pietrzyk, R. Kuziak, Steel GRIPS, 2, 2004, 465.
186. J. Lenard, M. Pietrzyk, L. Cser, Mathematical and physical simulation of the properties of hot rolled products, Elsevier, Amsterdam, 1999.
187. D. Szeliga, M. Pietrzyk, A State of the volume in honour of Prof. J.A. Schey's 80th Birthday, Ed. Lenard J. Elsevier, Amsterdam, 2002, 227.
188. T. Kondek, M. Pietrzyk, Informatyka w technologii materiałów, 2, 2002, 65.
189. J. Ordon, R. Kuziak, M. Pietrzyk, History dependent constitutive law for austenitic steel, Processing of Conference Metal Forming'2000, Kraków 1-7.08.2000, 747.
190. M. Pietrzyk, Numerical Aspects of the Simulation of the Metal Forming Using Internal Variable Method, Metallurgy and Foundry Engineering, 20, 1994, 429.
191. R. Snadström, R. Lagneborg, Acta Metallurgica, 23, 1975, 387.
192. H. Mecking, U. Kocks, Acta Metallurgica, 29, 1981, 1865.
193. Y. Estrin, H. Mecking, Acta Metallurgica 29, 1984, 57.
194. C. Davies, Scr. Met. Mater., 30, 1994, 349.
195. M. Pietrzyk, Raport z realizacji projektu KBN R0700502 03/2010 (niepublik.).
196. M. Pietrzyk, J. Lenard, Thermal-Mechanical Modelling of the Flat Rolling Process Springer Verlag, Berlin, Heidelberg, 1991.
197. S. Hayashi, Analysis of Shape Rolling and Cold Forging of Bars and Wire Rods by Rigid-Plastic Finite Element Method, Nippon Steel Technical Report, No. 53 April, 1992, 67.
198. M. Avrami, Journal of Chemical Physics, 7, 1939, 1103.
199. J. Piaskowski, Hutnik, 3, 1965, 92.
200. I. Anderson, O. Grong, Acta Metallurgica et Materialia, 43, 1995, 2673.
201. H. Hsun, B. Rath, Metall. Trans., 1 Nov., 1970, 3181.
202. P. Mahonor, D. Dunne, T. Chandra, The Iron And Steel Institute Of Japan International, 36, 1996, 194.
203. I. Anderson, O. Grong, N. Ryum, ibid [200], 2689.
204. H. Adrian, Processing International Conference Iron and Steel Society, Pittsburgh, PA, 1995, 285.
205. E. Palmiere, ibid. [204], 307.
206. M. Hillert, L. Staffanson, Acta Chemica Scandinavica, 24, 1970, 3618.
207. H. Adrian, Materials Science and Technology, 8, May, 1992, 406.
208. G. Stewart, A. Elwazri, S. Yue S., J. Jonas, Materials Science and Technology, 22, 5, 2006, 519.
209. A. Elwazri, P. Wonjara, S. Yue, Can. Metall. Quart., 43, 2004, 507.
210. C.M. Sellars, Hot Working and Forming Processes, Ed. C.M. Sellars and G. J. Davies The Metals Society, London, 1979, 3.
211. G. Glover, C.M. Sellars, Metall. Trans., 3, 1972, 256.
212. S. Yue., C. Roucoules, T. Maccagano, J. Jonas, ibid [1], 353.
213. A. Davenport, R. Miner, A. Kot, The hot deformation of austenite, The Metall. Soc. of AIME, New York 1977, 186.
214. W. Liu, J. Jonas, Metall. Trans., 20A, 4, 1989, 689.
215. B. Dutta, E. Palmiere, C.M. Sellars, Acta Materialia 49, 2001, 785.
216. C. Janampa, PhD Thesis, University of Sheffield, 1982.
217. S. Hansen, J. Vandersande, M. Cohen, Metall. Trans., 11A, 1980, 387.
218. C.M. Sellars, Processing Conference HSLA Steels'85 Beijing, PRC, Nov., Chinese Society of Metals, 1985
219. B. Dutta, C.M. Sellars, Materials Science and Technology, 2, 1986, 146.
220. M. Bepari, Metall. Trans., 21A, 1990, 2839.

221. M. Unemoto, Z. Gao, I. Tamura, *Materials Science and Technology*, 3, 1987, 249.
222. S. Park, PhD Thesis, McGill University, Montreal, 1991.
223. H. Stüwe, *Recrystallization of Metallic Materials*, Ed. F. Haessner, Verlag, Stuttgart, 1978, 11.
224. J. Geise, C. Herzig, *Z. Metallkd.*, 76, 1985, 622.
225. R. Wagner, R. Kampmann, *Materials Science and Technology* 5, 1991, 213.
226. A. De Ardo, J. Gray, L. Meyer, *Processing I<sup>th</sup> Symposium Niobium*, Ed. H. Stuart. San Francisco, 1981, 585.
227. B. Dutta, E. Valdes, C.M. Sellars, *Acta Metallurgica et Materialia*, 40, 1992, 653.
228. C. M. Sellars, Mc W. J. Tegart, *Mem. Science Rev. Metall.*, 63, 1966, 731.
229. Z. Kuźmiński, A. Nowakowski, M. Gębala, *Hutnik - Wiadomości Hutnicze*, 8-9, 2006, 394.
230. B. Niźnik, Wielkoskalowy numeryczny model przemiany austenit-ferryt uwzględniający wpływ wydzielenia węglikoazotków niobu, P. Dok., AGH, Kraków, 2008.
231. E. Hadasik, *Metodyka wyznaczania charakterystyk plastyczności w próbie skręcania na gorąco*, *Zeszyty Naukowe, Hutnictwo*, 63, Politechniki Śląskiej Gliwice, 2002.
232. M. Gigla, P. Pączkowski, *Arch. Materiały Science*, 27, 1, 2006, 49.
233. Powder Diffraction File for International Centre for Diffraction Data (JCPDS) 1990.
234. Pearson's Handbook of Crystallographic Data for Intermetallic Phases by P. Villars and L.D. Calvert, edited American Society for Metals, Metals Park, 04 44073 1985.
235. Wyckoff Position of Space Groups, <http://www.crys.ehil.es>.
236. G.K. Tirumalasetty i in., *Acta Materialia*, 59, 2011, 7406.
237. G.K. Tirumalasetty i in., *Acta Materialia*, 60, 2012, 7160.
238. S.H. Mousavi Anijdan, *Acta Materialia*, 60, 2012, 1221.
239. Hy J. Jun i in., *Acta Materialia*, 49, 2003, 1081.
240. U. Kocks., H. Mecking, *Physics and phenomenology of strain hardening: the FCC case*, *Progress in Materials Science*, 48, 2003, 171.
241. N.Shams, *Journal of Metals*, 5, 1986, 31
242. M.J.Crooks i in., *Metall.Trans.AIME*, 12A, 1981, 12, 1999
243. 243.N. Mott, F. Nabarro, *ibid.* [12], 216.
244. J. Friedel, *Dislocations*, Pergamon Press, N.Y., 1967.
245. E. Orowan, *ibid.* [12], 235.
246. M. Ashby, *Philosophical Magazine*, 21, 1970, 399.
247. A.Kelly, R. Nicholson, *Precipitation hardening*. *Progress in Materials Science*, 10, 1963,
248. T.Gladman, D. Dulieu, I. Mc Ivor, *Structure - Property Relationships in High-Strength Microalloyed Steels. Microalloying'75*, Ed. Korchynsky M., Union Carbide Corporation, New York, 1976, 32.
249. D.J. Latham, PhD Thesis, Univ. Birmingham, 1963.

ISSN 2083-5191

ISBN 978-83-63553-15-9

EAN 9788363553159