MECHANIKA 28



UDAROWE WYZARZANIE ZMIĘKCZAJĄCE ZGNIECIONEJ STALI EUTEKTOIDALNEJ WĘGLOWEJ

POLITECHNIKA ŚLĄSKA ZESZYT NAUKOWY Nr 188 – GLIWICE 1967

SPIS TREŚCI

	Sti	•
W	stęp.,	3
1.	Przegląd piśmiennictwa	5
	1.1. Szybkość nagrzewania jako nowy parametr wyżarzania . 6	;
	1.2. Teoria procesów koagulacji)
2.	Badania własne	5
	2.1. Cel pracy	5
	2.2. Materiał do badań	;
	2.3. Obróbka cieplna	}
	2.3.1. Parametry obróbki cieplnej	,
	2.3.2. Urządzenia do obróbki cieplnej 30)
	2.4. Wyniki badań	
	2. 5. Dyskusja wyników	ļ
	2. 6. Wnioski	j
3.	Literatura	1
Sp	is rysunków	

POLITECHNIKA ŚLĄSKA

ZESZYTY NAUKOWE

Nr 188

P. 3361 67

ŁUCJA CIEŚLAK

UDAROWE WYŻARZANIE ZMIĘKCZAJĄCE Zgniecionej stali eutektoidalnej węglowej

PRACA HABILITACYJNA Nr 63

Data otwarcia przewodu habilitacyjnego 17. I. 1967 r.

GLIWICE 1967

REDAKTOR NACZELNY ZESZYTÓW NAUKOWYCH POLITECHNIKI ŚLĄSKIEJ

Fryderyk Staub

REDAKTOR DZIAŁU

Ryszard Gryboś

SEKRETARZ REDAKCJI

Tadeusz Matula

P.J.236167

Dział Nauki — Sekcja Wydawnictw Naukowych — Politechniki Śląskiej Gliwice, ul. Konarskiego 23

1201

Nakł. 100+175 egz.
Ark. wyd 3,66
Ark. druk. 6,14
Papier offset. kl. III, 70x100, 80 g

Oddano do druku 29.3, 1967
Podpis. do druku 26 4. 1967
Druk ukończ. w maju 1967

Zam. 776
25. 3. 1967
E-22
Cena zł 6,-

Skład, fotokopie, druk i oprawę wykonano w Zakładzie Graficznym Politechniki Śląskiej w Gliwicach WSTĘP

Obróbka cieplna metali i ich stopów jest jednym z podstawowych działów technologii, umożliwiającym znaczne polepszenie jakości wyrobów przez uzyskanie odpowiedniej struktury. Warunkiem głównym dla uzyskania pożądanego efektu jest zastosowanie odpowiedniego rodzaju obróbki cieplnej - wybór najbardziej właściwego rodzaju zależy w pierwszej mierze od znajomości zagadnień teoretycznych. W obecnym burzliwym rozwoju nauk - uzupełnieniem wywodów naukowych są badania laboratoryjne przy użyciu wysoce precyzyjnej aparatury jak np. mikroskopu elektronowego, aparatu rentgena strukturalnego, mikrosondy itp., zaś uzyskane efekty wymagają odpowiedniej interpretacji.

Wyżarzenie zmiękczające ma na celu uzyskanie struktury ziarnistego cementytu w ferrytycznej osnowie jako struktury charakteryzującej się najmniejszą twardością, co zapewnia optymalną podatność do odkształceń plastycznych przy przeciąganiu, tłoczeniu, walcowaniu na zimno i innych zabiegach, a dla stali powyżej 0,5%C także najlepszą skrawalność. Cementyt jest wprawdzie nieplastycznym składnikiem stali, ale gdy występuje w postaci kulkowej w osnowie miękkiego ferrytu dopuszcza znaczny stopień odkształcenia stali na zimno. Dla eutektoidalnej i nadeutektoidalnej stali wyżarzanie zmiękczające pozwala otrzymać korzystną strukturę wyjściową do hartowania pod warunkiem, że cementyt będzie drobny i równomiernie rozłożony w osnowie ferrytu.

W praktyce przemysłowej stosuje się kilka odmian wyżarzania zmiękczającego różniących się temperaturą nagrzewania. Ogólnie temperatura wyżarzania zmiękczającego zbliżona jest do A_{c1}, a zakres jej jest dosyć wąski. Sprawia to dużo trudności w warunkach przemysłowych i na ogół niezależnie od sposobu przeprowadzenia zabiegu nie uzyskuje się jednorodnej struktury.

W dużej mierze przyczyniają się do tego nierównomierny rozkład temperatur w piecu i mała jej stabilność. Najbardziej niekorzystną cechą wyżarzania zmiękczającego jest jednak bardzo długi czas zabiegu sięgający kilku do kilkudziesięciu godzin.

Cementyt kulkowy trudno jest otrzymać w stalach bezpośrednio po przeróbce plastycznej na gorąco. Natomiast sferoidyzację cementytu ułatwia wstępna przeróbka plastyczna na zimno. W wyniku tego najłatwiej uzyskuje się strukturę cementytu kulkowego w drutach poddawanych patentowaniu i przeciągnaniu.

Główne trudności występujące przy wyżarzaniu zmiękczającym wynikają z przeciwstawnego oddziaływania parametrów tego zabiegu. Zbyt wysoka lub za niska temperatura prowadzi do pojawienia się perlitu płytkowego względnie struktury mieszanej z cementytem sferoidalnym. Zbyt krótki lub za długi czas wygrzewania, bądź zwiększona szybkość studzenia również daje nieodpowiednią strukturę. Perlit pasemkowy bowiem w stali wyżarzonej zmiękczająco pogarsza własności plastyczne i zwiększa twardość, a może być też przyczyną nierównomiernego hartowania po zmiękczeniu.

Jedną z wad wyżarzania zmiękczającego stali po przeróbce plastycznej na zimno jest gruboziarnistość cementytu kulkowego, szczególnie występująca w drutach. Inną wadą jest powierzchniowe odwęglenie, tym większe, im wyższe temperatury oraz dłuższe były czasy wyżarzania.

Dotychczasowe, konwencjonalne metody wyżarzania zmiękczającego nie pozwoliły więc rozwiązać wspomnianych podstawowych trudności technologicznych tego zabiegu.

Spełnienie tego postulatu umożliwia dopiero zastosowanie wyżarzania udarowego, które stwarza możliwości takiego doboru parametrów, że pod wpływem skróconego nagrzewania pewne pożądane zjawiska zostają przyspieszone, zaś inne zostają zahamowane.

Nagrzewanie udarowe polegające na wykorzystaniu w zabiegach cieplnych parametru szybkości nagrzewania znalazło już zastosowanie do wyżarzania rekrystalizującego, natomiast dla udarowego wyżarzania zmiękczającego brak jest dotąd badań umożliwiających pełne teoretyczne uzasadnienie tego zabiegu.

Podjęto więc badania mające na celu ujęcie teoretyczne zjawisk towarzyszących udarowemu wyżarzaniu zmiękczającemu drutów ciągnionych ze stali eutektoidalnej oraz opracowanie na tej podstawie nowej technologii zabiegu.

sampering the ment coloriges of destroyed to opte the

1. PRZEGLĄD PIŚMIENNICTWA

1.1. Szybkość nagrzewania jako nowy parametr wyżarzania

W dotychczasowej technologii obróbki cieplnej stali i stopów metali nieżelaznych podstawowymi parametrami były temperatura, czas wygrzewania i szybkość chłodzenia.

W ostatnich latach [1, 2, 3, 4, 5] wprowadzono dla wyżarzania nowy dodatkowy parametr - szybkość nagrzewania, uwzględniającą duże szybkości powyżej 500°C/sek i wyżarzanie to nazwano wyżarzaniem przyspieszonym lub udarowym. Szybkość nagrzewania wywiera bowiem istotny wpływ na przemiany strukturalne, a tym samym na własności metali i stopów. Duże szybkości uzyskuje się przez bezpośrednie nagrzewanie metodą indukcyjną lub oporową.

Temperatury przemian fazowych stali określane układem równowagi żelazo - węgiel, a więc w warunkach powolnego nagrzewania, ulegają znacznym przesunięciom przy szybkim nagrzeweniu [6]. Przemiany fazowe o charakterze dyfuzyjnym przemieszczają się w kierunku wyższych temperatur.

Przemiana perlit-austenit przy szybkim nagrzewaniu zaczyna się w temperaturze znacznie wyższej niż Ac₁ i zachodzi w pewnym zakresie temperatur. Rozpiętość tego zakresu jest tym większa im wyższa jest szybkość nagrzewania. To samo odnosi się do temperatury zakończenia przemiany ferrytu w austenit (Ac₃). Przy powolnym nagrzewaniu stali podeutektoidalnej przemiana perlitu w austenit kończy się wcześniej niż przemiana ferrytu w austenit. Ta ostatnia bowiem przebiega w warunkach nieprzerwanej dyfuzji węgla (tworzący się z perlitu austenit zawiera znacznie więcej węgla niż wyjściowy ferryt). Przy szybkim nagrzewaniu, kiedy dostarczone ilości ciepła przewyższają potrzeby endotermicznej przemiany perlitu w austenit, znaczna jego część może być zużyta na podwyższenie temperatury, stal może więc być nagrzana do temperatury przemiany alotropowej α w y zanim perlit zdąży przemienić się w austenit. Wtedy przemiana alotropowa zachodzi równocześnie lub nawet wcześniej niż przemiana perlitu i w wyniku tego początkowo powstanie austenit niskowęglowy, gdyż szybkość nagrzewania przewyższa szybkość dyfuzji.

Przy szybkim nagrzewaniu możliwe jest więc przesunięcie zakończenia przemiany perlitu w austenit do temperatur wyższych niż temperatura przemiany czystego ferrytu.

Przy szybkim nagrzewaniu przemiany strukturalne zachodzą równocześnie w całej objętości, tak jak przebiega proces nagrzewania. Zjawisko to ma zalety, zmniejsza bowiem niebezpieczeństwo przegrzania powierzchni metalu i zapewnia jednakową strukturę w całym przekroju. Ogólnie zatem można powiedzieć, że duże szybkości nagrzewania zmieniają warunki zachodzenia przemian fazowych. Przy wolnym nagrzewaniu wszystkie zmiany zachodzą zgodnie z wykresem równowagi, natomiast zwiększenie szybkości zakłóca tenże stan równowagi.

Niewystarczająca znajomość przebiegu tych zjawisk powodowała, że początkowe badania zawężono tylko do wyżarzania rekrystalizującego, gdzie zjawiska zachodzą poniżej temperatury przemiany. Wyżarzanie rekrystalizujące udarowe badano w metalach czystych Fe, Al, Cu, stopach jednofazowych (stale ferrytyczne, mosiądze) i ostatnio dwufazowych (stale ferrytycznoperlityczne i mosiądze) [6, 7, 11].

Cechy charakterystyczne udarowego wyżarzania rekrystalizującego czystych metali i stopów jednofazowych są następujące:

- 1. temperatura i szybkość nagrzewania jako parametry:
 - a) temperatura zależy od szybkości nagrzewania i jest wyższa o 200 do 300°C niż przy konwencjonalnym;
 - b) szybkość nagrzewania jest większa od 500°C/sek, a dla stali nawet od 1000°C/sek;
- zahamowanie poprzedzającego rekrystalizację zdrowienia, wskutek czego energia wewnętrzna metalu powiększona jest o tę część energii zatrzymanej, która przy powolnym

nagrzewaniu wyzwala się w czasie zdrowienia, co wyjaśnia szybszy przebieg rekrystalizacji:

- 3. znaczna drobnoziarnistość struktury oraz zanik skłonności do tworzenia tekstury rekrystalizacji:
- 4. w stopach samostarzejących się po zgniocie np. w stalach niskowęglowych występuje zahamowanie procesu starzenia, co umożliwia otrzymanie niestarzejących się stali niskowęglowych [8];
- 5. uzyskane własności mechaniczne charakteryzują się zwiększeniem plastyczności przy zachowaniu lub nieznacznym przekroczeniu wytrzymałości na rozciąganie. Wyższe własności plastyczne znajdują wyjaśnienie w zaniku tekstury rekrystalizacji, zaś na własności wytrzymałościowe ma wpływ drobnoziarnistość [9].

Przebieg rekrystalizacji w stopach dwufazowych zachodzi nieco odmiennie aniżeli w czystych metalach i stopach jednofazowych. Cechy charakterystyczne udarcwego wyżarzania rekrystalizującego stopów dwufazowych są rastępujące:

- temperatura i szybkość nagrzewania są również parametrami wiodącymi i wpływają podobnie jak dla stopów jednofazowych;
- rekrystalizacja zachodzi równocześnie w obu fazach w przeciwieństwie do konwencjonalnej, gdzie kaźda z faz rekrystalizuje oddzielnie i we właściwej dla siebie temperaturze, niezaleźnie od ziarnistości i postaci geometrycznej [10, 11].

Przy udarowym wyżarzaniu stopów dwufazowych dostarczone duże ilości ciepła w krótkim czasie przewyższają zapotrzebowanie dla zaistnienia rekrystalizacji fazy o niższej temperaturze rekrystalizacji. Ten nadmiar ciepła zużywa się na podwyższenie temperatury, przez co stop osiąga temperaturę rekrystalizacji fazy drugiej przed zakończeniem rekrystalizacji fazy pierwszej. Powoduje to, przy ckreślonej szybkości nagrzewania równoczesną rekrystalizację obu faz;

- 3. powstająca struktura jest drobnoziarnista, nie wykazuje pasmowości, ani tekstury rekrystalizacji w obu fazach;
- 4. wpływ na uzyskane własności mechaniczne jest podobny jak w stopach jednofazowych.

W stalach ferrytyczno-perlitycznych rekrystalizacja udarowa przebiega w charakterystyczny sposób, gdyż jedna z faz - cementyt przy zgniocie nie ulega odkształceniu i późniejszej rekrystalizacji. W wyniku otrzymuje się strukturę zrekrystalizowanego ferrytu, zaś cementyt wykazuje tendencje do przyjęcia postaci skoagulowanej [12].

Udarowe wyżarzanie rekrystalizujące jest stosunkowo młodą dziedziną wiedzy metaloznawczej, a dotychczasowe badania są dopiero zaczątkiem dalszych prac wymagających współczesnej teorii jak i nowoczesnych metod badawczych.

1.2. Teoria procesów koagulacji

Tworzenie się struktury ferrytu z cementytem ziarnistym zachodzi przez koagulację cementytu. Termin koagulacja został przyjęty z fizyki koloidów. Z łacińskiego słowa "coagulatio": zsiadanie się, ścinanie się, zgęszczanie – oznacza zrastanie cząstek układów dyspersyjnych z częściowym zanikiem rozdzielających je powierzchni. Jednak w metaloznawstwie termin "koagulacja" ma znaczenie o wiele szersze i najczęściej obejmuje również zjawiska koalescencji (wzrostu cząstek większych, kosztem rozpuszczanych wydzieleń drobnych) i sferoidyzacji polegającej na zmianie nierównowymiernych kryształów jednej fazy (np. płytkowej Fe₃C) rozmieszczonej w drugiej fazie, w kryształy równowymierne. T tym znaczeniu użyto go również w niniejszej pracy.

Koagulować mogą różne struktury, otrzymane przy różnych szybkościach chłodzenia z zakresu austenitu. Po podgrzaniu do temperatury poniżej Ac₁ zawarty w nich cementyt zawsze dąży do zmiany stanu o maksymalnej stabilności. Końcowym stanem równówagi jest rozkład Fe₃C na ferryt i grafit, lecz poza wyjątkowymi warunkami bardzo długiego działania wysokiej temperatury, stanem rzeczywistej stabilności dla normalnych warunków jest struktura złożona z ferrytu i sferoidalnych węglików.

Koagulacja cementytu zachodzi w wyniku zwiększenia swobodnej energii sprężystej układu i jej współzależności ze swobodną energią powierzchniową.

Przy ogrzaniu stali wzrasta całkowita energia swobodna układu ΔF , w skład której wchodza:

$$\Delta F = \Delta F_{v} + \Delta F_{p} + \Delta F_{sp} \tag{1}$$

gdzie:

 ΔF_v - chemiczna swobodna energia.

- ΔF_p energia tworzenia powierzchni rozdziału faz,

Na zmianę △F wpływa zmiana energii sprężystej i powierzchniowej, gdyż energia chemiczna ulec zmianie nie może [13].

Obliczenia ΔF_{sp} dokonuje się na podstawie teorii sprężystości zgodnie z wzorem:

$$\Delta F_{\rm sp} = \frac{1}{2} \iint {\rm s} \cdot {\rm P} \cdot {\rm df}$$
 (2)

gdzie:

- P siła działająca na jednostkę powierzchni płaszczyzny granicznej,
- s przesunięcie wywołane siłą P,
- f powierzchnia wydzielenia.

Po rozkładzie siły P na P₁ (prostopadła) i P₂ (styczna) i określeniu przynależne tym siłą przesunięcia jako s₁ i s₂₅ otrzymuje się wzór na

$$\Delta F_{sp} = \frac{1}{2} \iint \varepsilon_1 \cdot P_1 \cdot df + \frac{1}{2} \iint s_2 \cdot P_2 \cdot df + \iint s_2 \cdot P_1 \cdot df \qquad (3)$$

Teorię o wpływie energii sprężystej na kształt cząstek drugiej fazy (wydzieleń) podał NABARRO [14].

Przy założeniu niekoherentnej granicy między wydzieleniem a osnową siły ścinające P₂ nie mogą być przeniesione od sieci wydzielenia do sieci osnowy. Występują więc tylko siły prostopadłe P₁, które zgodnie z twierdzeniem Nabarro dla niekoherentnych wydzieleń są sobie równe, to znaczy cząsteczka wtrącona znajduje się pod ciśnieniem hydrostatycznym, co można zapisać

$$P_1 = Cn$$

gdzie:

C - stała,

n - wektor jednostkowy prostopadły do powierzchni.

Energia sprężysta będzie minimalna gdy P_2 na powierzchni będzie zdążało do 0 oraz gdy powstała przesunięciem zmiana objętości $\Delta V = \iint s.n.df$ pozostanie stała (zanika ostatnia całka) wtedy

$$\Delta F_{sp} = \frac{1}{2} \iint s_1 \cdot P_1 \cdot df \tag{4}$$

Nie uwzględniono anizotropowych własności kryształów, których opis wymaga większej liczby współczynników sprężystości. Wg KRÖNERA [15] dla kuli w krysztale o sieci regularnej współczynnik sprężystości c_a wyniesie

$$c_a = \frac{4}{15} (5 c_{44} + \mu')$$
 (5)

dla drugiej elipsoidy obrotowej (igła)

$$c_{a} = \frac{1}{4} (4 c_{44} + \mu')$$
 (6)

zaś dla krótkiej elipsoidy obrotowej (płytka)

$$c_{a} = \frac{\pi}{4} \left[\mu' + c_{12} + 3c_{44} - \frac{4(c_{12} - c_{44})^{2}}{3 + 4c_{12} + 12c_{44}} \right] \cdot \frac{c}{a}$$
(7)

gdzie:

 c_{12} i c_{44} - są anizotropowymi stałymi sprężystości dla kryształu regularnego (kubicznego), zaś $\mu' = c_{11} - c_{12} - 2c_{44}$.

Jeżeli $\mu'=0$, to kryształ jest izotropowy. Energia sprężysta na jednostkę objętości cząstki wydzielonej z uwzględnieniem anizotropii wyraża się wzorem:

$$F_{sp} = \frac{\frac{1}{2}}{\frac{1}{c_{i}} + \frac{1}{c_{a}}} \cdot \frac{(V_{i} - V_{a})^{2}}{V_{i}}$$
(8)

gdzie:

V_i i V_a są objętościami właściwymi cząstki i osnowy. Graficznie zależność energii sprężystej od kształtu wydzielenia opracował Kröner - rys.1, przy założeniu, że c, = ∞, i wydzielenia mają kształt elipsoid obrotowych o średnicach C i A. Wydzieleniem w postaci cienkich krążków (płytek), dla których $\frac{C}{A} \ll 1$ odpowiada minimalna energia sprężysta. Doświadczenie potwierdza te wyniki, gdyż wydzielenia mają najczęściej kształt płytek. Wydzielenie kuliste $\frac{C}{A} = 1$ odpowiada max energii, wydzielenie w kształcie igieł $\frac{10}{\Lambda} \gg 1$ jest wielkości pośredniej. Tak więc wzrost energii sprężystej sprzyja tworzeniu się cząstek kulistych. Przejście od płytki do kuli wpływa również na zmianę energii powierzchniowej. Układ jest termodynamicznie trwalszy, jeżeli jego sumaryczna energia powierzchniowa jest minimalna, co osiąga się przede wszystkim w wyniku zmniejszenia powierzchni wydzieleń. Najmniejszej energii powierzchniowej odpowiada kulisty kształt wydzieleń. Stop, w którym faza wydzielona ma kształt płytek

lub igież, wskutek dużej powierzchni międzyfazowej odznacza się podwyższoną energią swobodną. Obniżenie energii powierzchniowej sprzyja tworzeniu cząstek o formie kulistej, zaś obniżenie energii sprężystej cząstek płytkowych. Współdziałanie tych dwóch przeciwnych tendencji decyduje o kształcie wydzielenia.

Powstanie wydzieleń równowymiarowych możliwe jest również w wyniku podziału płytki na kilka części. Nie zachodzi to jednak we wszystkich przypadkach. Warunkiem jest zmniejszenie sumarycznej powierzchniowej energii swobodnej. Podział płytkowych kryształów na kilka równowymiarowych wydzieleń w rzeczywistych kryształach tłumaczy się istnieniem wielu miejscowych wad takich jak: skupiska domieszek, naprężenia własne, defekty sieci, które mogą powodować zwiększanie rozpuszczalności poszczególnych stref kryształu w wyniku czego następuje jego podział na oddzielne części.

Geometryczne zmiany przy koagulacji są związane z przebiegiem procesow dyfuzyjnych. Oprócz dyfuzyjnego przemieszczania węgla w ferrycie, obejmują one elementarne procesy dysocjacji rozpuszczających się cząsteczek Fe₃C i tworzenia nowych krystalicznych warstw rosnących węglików. Następuje przy tym przejście atomów metalu przez granicę rozdziału faz cementytferryt i ferryt-cementyt.

Boksztajn [16] podaje związek między koagulacją i elementarnym procesem dyfuzji węgla w ferrycie. Stężenie roztworu stałego i wielkość cząstki wydzielonej związane jest równaniem Thomsona:

$$\ln \frac{c_r}{c_{\infty}} = \frac{2 M F_p}{R \cdot T \cdot q \cdot r}$$

gdzie:

M	-	ciężar	cząsteczkowy	wę	glika;
Fn		energia	powierzchnic	owa	węglika;
Q	-	gęstość	węglika;		

13

(9)

c _r ic∞-	stężenie węgla w ferrycie na powierzchni cząstki
	o promieniu r i nieskończenie wielkiej cząstki
	węglika;

-	- S'	tała	gazowa	;
---	------	------	--------	---

T - temperatura w skali bezwzględnej;

r – promień cząstki wydzielonej.

Zmniejszenie cząstki o promieniu r prowadzi do zwiększenia koncentracji węgla w ferrycie na granicy z tą cząsteczką. Koncentrację węgla w ferrycie na granicy z cząsteczkami dwóch róźnych rozmiarów podaje rys. 2. Koncentracja C_1 jest większa na powierzchni cząstki o mniejszym promieniu r_1 , niź koncentracja C_2 na powierzchni cząstki o większym promieniu r_2 .

Zgodnie z tym utworzy się określony spadek koncentracji proporcjonalny do różnicy C₁-C₂, który jest przyczyną rozpuszczania drobnych i rozrostu dużych cząstek weglika. Elementarnym procesem określającym przebieg koagulacji jest więc dyfuzja węgla w ferrycie wywołana gradientem koncentracji. Dyfuzję w polu koncentracji określają prawa Ficka.

Pierwsze prawo, stoscwane głównie przy analizie procesów stacjonarnych, podaje związek między strumieniem składnika dyfundującego J i gradientem koncentracji tego składnika c:

$$\vec{J} = - D \nabla c \tag{10}$$

gdzie:

D - współczynnik dyfuzji.

Drugie prawo umożliwia analizę procesów nieustalonych określając koncentrację w funkcji czasu i współrzędnych. W formie wektorowej posiada ono postać:

$$\frac{\partial c}{\partial t} + \operatorname{div} \vec{J} = 0 \tag{11}$$

gdzie:

Oc - szybkość zmiany koncentracji,

div J - rozbieżność strumienia.

Przy niezmiennej wartości współczynnika D równanie można zapisać jako:

$$\frac{\partial c}{\partial t} = D \cdot \nabla^2 c \tag{12}$$

Jak stwierdzono [16] energia aktywacji procesu koagulacji węglików praktycznie równa jest energii aktywacji procesu dyfuzji węgla w ferrycie. Stąd proces koagulacji można powiązać z elementarnym procesem dyfuzji.

Jeżeli kulista cząstka węglika o średnicy d_{śr} zwiększy swoje rozmiary w czasie GtoOd(rys. 2), to przyrost masy wyniesie

$$dM = s_{\text{sr}} \cdot Q \cdot Od \tag{13}$$

gdzie:

g - gęstość.

dM zgodnie z I prawem dyfuzji można wyrazić równaniem

$$dM = -D\nabla c \cdot s_{sr} \cdot L \cdot d\tau$$
(14)

gdzie:

D - współczynnik dyfuzji węgla w ferrycie,

Vc - gradient koncentracji wegla w ferrycie.

Stad

$$\partial d = -D \cdot \nabla e \cdot \frac{L}{Q} \cdot d\tau$$
 (15)

L jest równe stosunkowi masy węglika do masy węgla, który przedyfundował.

Na przykład dla Fe₃C przy ilości węgla 1 g, ciężarze cząsteczkowym Fe₃C = 3 . 56 + 12 = 180, ciężarze atomowym węgla = 12

$$L = \frac{\text{masa } Fe_3^C}{\text{masy } C} = \frac{180}{12} = 15$$
(16)

Gradient koncentracji maleje z czasem, w wyniku zmniejszenia różnic koncentracji i zwiększenia odległości między cząsteczkami (rys. 2). Po uwzględnieniu tego, otrzymuje się:

$$d_{sr} = k \cdot D^2 \cdot \tau^{\frac{1-n}{2}}$$
 (17)

gdzie:

$$\frac{1-n}{2} = 0,1$$
 wyznaczono z zależności $d_{\text{śr}} = a \cdot \tau^n$,
a - odległość między cząsteczkami,
k = 0,11 - wyznaczono eksperymentalnie,

stad

$$a_{sr} = 0,11 \cdot D^2 \cdot \tau^{0,1}$$
 (18)

Wielkość współczynnika dyfuzji węgla w ferrycie D oblicza się ze wzoru

$$D = D_0 \cdot e^{\left(-\frac{Q}{R \cdot T}\right)}$$
(19)

D_o - współczynnik zależny od materiału i typu sieci krystalicznej.

Systematyczne badania nad wyznaczeniem współczynnika dyfuzji w ferrycie ze względu na duże trudności eksperymentalne prowadzone są dopiero od niedawna [16, 18, 19]. Mała rozpuszczalność węgla w ferrycie eliminuje klasyczną metodę, opierającą się na konstruowaniu krzywych rozkładu węgla w warstwie dyfuzyjnej. Zakres temperatur, przy których istnieje α - Fe jest również niedogodny dla przeprowadzenia badań. Czasy potrzebne dla przeprowadzenia badań wyżarzania dyfuzyjnego w tym zakresie temperatur są bardzo długie. Stąd dla zastąpienia metody konwencjonalnej [18] opracowano szereg innych metod [16, 19, 20]. Na ich podstawie określono wartość czynnika D_ooraz energię aktywacji Q dla procesu dyfuzji węgla w ferrycie - tablica 1 oraz obliczono współczynniki dyfuzji węgla w ferrycie - rys. 3.

Tablica 1

D _o cm ² /sek	Q Kcal/gratom	Na podstawie badań
-	18100	Stanley [18]
0,167	19600	S.Z. Boksztajn [16]
0,02	20100	S. Wert [19]
0,062	19200	Poko Gruzin [20]

Czynnik D i energia aktywacji dla procesu dyfuzji węgla w ferrycie wg różnych badaczy

Porównanie obliczonych współczynników dyfuzji węgla w ferrycie z współczynnikami węgla w austenicie dla tych samych temperatur wykazuje, że ruchliwość atomów węgla w ferrycie jest wielokrotnie większa niż w austenicie. Mniejsza energia aktywacji przy dyfuzji C w ferrycie wynika z jego budowy krystalicznej. Ferryt posiada mniejszą gęstość obsadzenia, mniejszą liczbę koordynacyjną i współczynnik wypełniania sieci ($l_{kC} = 8$, $l_{ky} = 12$, współczynnik wypełniania sieci $\infty - Fe = 0,68$, $\gamma - Fe = 0,74$). Parametr sieci jest także znacznie mniejszy od $\gamma - Fe$ (2,86 i 3,56 Å), stąd amplituda drgań atomów węgla konieczna dla "przeskoku" w położenie sąsiednie jest znacznie mniejsza dla ferrytu niż dla austenitu.

Wielka ruchliwość atomów węgla w ferrycie umożliwia zachodzenie przy niezbyt wysokich temperaturach takich procesów jak: odpuszczanie stali, koagulację węglików, grafityzacji cementytu eutektoidalnego, odwęglanie i licznych innych zjawisk. Badania długotrwałości przebywania atomów węgla w poszczególnych międzywęzłach sieci [17] wykazały, że w ferrycie w temperaturze otoczenia atomy węgla wykazują 2 do 3 "przeskoki" w sekundzie. Ze wzrostem temperatury ilość przeskoków gwałtownie rośnie i osiąga przy temperaturze 200°C wartość 5 . 10⁵, zaś przy 400°C - 3 . 10⁶ przemieszczeń na sekundę.

Na migrację atomów węgla w żelazie wpływa również występowanie pola naprężeń i pola elektromagnetycznego [17]. Przy wystąpieniu pola naprężeń prawo Ficka nie jest już pełnym równaniem strumienia. W polu potencjału V(x, y, z), gradient potencjału jest siłą F działającą na cząsteczkę

$$\overline{\mathbf{F}} = -\nabla \mathbf{V} \tag{20}$$

Doświadczalnie stwierdzono, że gradient potencjału prowadzi do dyfuzyjnego przemieszczania atomów z pewną prędkością v, która związana jest z siłą zależnością

$$\overline{\mathbf{v}} = \mathbf{B} \cdot \overline{\mathbf{F}}$$
 (21)

gdzie:

B - ruchliwość mierzona w jednostkach prędkości przez jednostki siły.

Przemieszczanie się cząstki nie jest ciągłe ponieważ atomy zderzając się stale zmieniają kierunek ruchu. Siła potrzebna do zaistnienia zjawiska dyfuzji może wynikać zatem zarówno z oddziaływania pola koncentracji jak i pola naprężeń. Dlatego koniecznym jest aby ruchliwość proporcjonalna była do współczynnika dyfuzji D.

Wykazano [21], że zależność między B i D będzie miała postać

$$B = \frac{D}{KT}$$

(22)

gdzie:

k - stała Bolzmana,

T - temperatura bezwzględna.

Strumień powstający w jednorodnym układzie pod działaniem wektora F jest równy średniej szybkości cząsteczki pomnożonej przez liczbę cząstek w jednostce objętości

$$\mathbf{F} = \mathbf{c} \cdot \mathbf{v} = \mathbf{BF}\mathbf{c} = -\frac{\mathbf{D} \cdot \mathbf{c}}{\mathbf{k} \cdot \mathbf{T}} \nabla \mathbf{V}$$
(23)

Jeżeli obok pola naprężeń występuje pole koncentracji, to w pierwszym przybliżeniu równanie dla strumienia jest sumą równań na określenie strumienia w polu koncentracji i w polu naprężeń – równania (10) i (23)

$$\overline{J} = -D\nabla c - \frac{D \cdot c}{k \cdot T} \nabla V$$
(24)

stad

$$\overline{J} = -D(\nabla c + \frac{c \cdot \nabla V}{kT})$$
(25)

oraz

$$\frac{\partial c}{\partial t} = D\nabla (\nabla c + \frac{c \cdot \nabla V}{k \cdot T})$$
(26)

Rozwiązanie równania (26) daje wartość c(x, y, z, t) przy istnieniu dodatkowo gradientu potencjału.

Pole naprężeń wokół dyslokacji w roztworze stałym przyciąga i sprzyja gromadzeniu się w tych obszarach atomów międzywęzłowych. Dlatego w przesyconym stopie, jeżeli zawartość składnika przewyższa granicę rozpuszczalności, prędkość wydzielania na dyslokacjach będzie wzrastać dzięki "unoszeniu" w polu naprężeń, nakładającym się na ruch pod działaniem pola koncentracji. Jeżeli r jest odległością między ustalonymi atomami i jądrem liniowej lub śrubowej dyslokacji - to zależność między nimi może być zapisana w postaci [22]

$$V(\mathbf{r}, \boldsymbol{\Theta}) = -\frac{\boldsymbol{\beta}}{\mathbf{r}}$$
 (dla dyslokacji śrubowej) (27)

$$\nabla(\mathbf{r}, \boldsymbol{\theta}) = -\frac{A}{r} \sin \boldsymbol{\theta} \quad (\text{dla dyslokacji liniowej}) \tag{28}$$

gdzie:

9 - kąt między wektorem Burgersa i wektorem wskazującym kierunek linii dyslokacyjnej.

Jeżeli czasy są bardzo krótkie, można założyć

t = 0 i $c = c_0$ przy r > 0

to równanie (26) daje:

$$\frac{\partial c}{\partial t} = D\nabla^2 c + \frac{D \cdot \nabla c \cdot \nabla V}{kT} + \frac{D c \nabla^2 V}{kT}$$
(29)

Początkowy strumień atomów do izolowanej dyslokacji powinien zależeć od ∇c i ∇V . W odróźnieniu od ∇c , ∇V nie zmienią się w czasie. Rozwiązując równanie (26) otrzymuje się zależność ∇c od czasu. Jednak dla bardzo małych czasów można zaniechać rozwiązania tego trudnego zadania.

W jednorodnym stopie przy t = 0, $\nabla c = 0$ i $\nabla^2 c = 0$, tak, ze $\frac{\partial c}{\partial t}$ określa się ostatnim członem równania (29)

$$\frac{\partial c}{\partial t} = \frac{D \cdot c \cdot \nabla^2 v}{kT}$$
(30)

Wyrażenie $\nabla^2 \nabla(\mathbf{r}, \boldsymbol{\theta})$ we współrzędnych walcowych posiada postać

$$\nabla^2 \nabla(\mathbf{r}, \theta) = \frac{\theta^2 \nabla}{\theta \mathbf{r}^2} + \frac{1}{\mathbf{r}} \cdot \frac{\theta \nabla}{\theta \mathbf{r}} + \frac{1}{\mathbf{r}^2} \cdot \frac{\theta^2 \nabla}{\theta \theta^2}$$
(31)

Jeżeli V(r, 0) podane jest równaniem (28), to

$$\nabla^2 V = 0$$
 i $\frac{\partial c}{\partial t} = 0$

Jeżeli $V = -\frac{\beta}{r}$ (równanie 27), to $\nabla^2 V \neq 0$.

Jednak zmiana koncentracji w zależności od czasu jest taka, że gradient koncentracji bardzo powoli osiąga wielkość zauważalną, dlatego przy małych czasach "unoszenie" atomów do dyslokacji można wystarczająco opisać założywszy, że ⊽c = 0 [23]. Wtedy

$$\nabla V = \frac{\beta}{r^2}$$
(32)

Z wykorzystania wzorów (21) i (22) wynika, że gradient pola naprężeń zmusza rozproszone atomy do poruszania się z prędkością określoną równaniem

$$\mathbf{v}(\mathbf{r}) = \frac{-\mathrm{d}\mathbf{r}}{\mathrm{d}\mathbf{t}} = \frac{\mathrm{D}}{\mathrm{k}\mathrm{T}} \cdot \frac{\beta}{r^2}$$
(33)

po scałkowaniu od r = r' przy t = 0, do r = 0 przy t = t' otrzymuje się

$$\mathbf{r}' = \left(\frac{3 \ \mathbb{D} \cdot \boldsymbol{\beta} \cdot \mathbf{t}'}{kT}\right)^{\frac{1}{3}}$$
(34)

Moźna to interpretować w następujący sposób:

Atomy, które początkowo znajdowały się w odległości r' od jądra dyslokacji podchodzą do niego w czasie t = t', a inne znajdujące się w odległości r > r' zajmują miejsca przy r = r'. Dlatego mimo, że $\frac{\partial c}{\partial t}$ jest nadal równe 0, w momencie t = t' cała rozpuszczona substancja znajduje się w obszarze r < r', przy t = 0 powinna wydzielać się lub segregować w jądrze dyslokacji. Ilość przemieszczonej substancji q na jednostkę długości dyslokacji w momencie t' określona jest wzorem [23]

$$q = c_0 \cdot \pi \cdot r'^2 = c_0 \cdot \pi \cdot \left(\frac{3 D \cdot \beta \cdot t'}{kT}\right)^{\frac{2}{3}}$$
(35)

Okres czasu w ciągu którego to rozwiązanie może być stosowane, określony jest objętością w granicach której potencjał okazuje zauważalne działanie na rozpuszczone atomy. Wpływu potencjału można więc nie uwzględniać, gdy r jest na tyle wielkie, że energia cieplna rozpuszczonego atomu kT >- V(r) (to jest gdy energia cieplna cząstki jest większa od energii potencjalnej).

Wobec tego efektywny promień działania potencjału r = R określa równanie

$$- V(R) = kT = \frac{\beta}{R}$$
(36)

W ten sposób warunek $\frac{\partial c}{\partial t} \approx 0$ musi być zachowany również w obszarze r < R, gdzie wpływ ∇V jest wielki w porównaniu z obszarem r \geqslant R.

Rozwiązanie równania (35) można stosować tylko w stosunku do rozpuszczonych substancji znajdujących się w początkowym okresie w obszarze r' < R. W czasie kiedy r' > R pojawiają się zauważalne gradienty koncentracji i wtedy należy stosować równanie

$$q = -D(2 \cdot \pi \cdot lt) \cdot \left(\frac{\partial c}{\partial lnr}\right)_t$$
(37)

Dla dyfuzji węgla w ferrycie przy gęstości dyslokacji rzędu 10^{15} mm^{-2} , R wynosi 3 · $10^{-8} \text{ mm} (\sim 300 \text{ Å})$, zaś dla $\beta \approx 10^{-21}$, R = 25 · $10^{-10} \text{ mm} (25 \text{ Å})$ [22].

Na dyfuzję atomów węgla w Fe & oddziaływuje również pole elektromagnetyczne. Zależności matematyczne dla tego przypadku nie zostały jeszcze opracowane. Doświadczalnie stwierdzono, [17], że własna częstotliwość przemieszczeń atomów węgla w

ferrycie może ulegać rezonansowi z częstotliwością pola elektromagnetycznego generatora wysokiej częstotliwości.

M.A. Kriształ badał odpuszczanie zahartowanej stali niskowęglowej, przy nagrzewaniu indukcyjnym z częstotliwością 2650. 8000 i 15000 do 250000 Hz w zakresie temperatur 300-700°C. Krzywe przedstawiające zmiany wytrzymałości w zależności od temperatury odpuszczania wykazywały charakterystyczne minima, których temperatura rosła ze wzrostem częstotliwości pola generatora. Minima wytrzymałości powstawały w wyniku wzrostu ziarn, spowodowanego koagulacją węglików. Świadczy to o przyspieszeniu dyfuzji węgla przy temperaturach ujawnionych minimów. Przy dalszym nieznacznym podniesieniu temperatury następował spadek prędkości dyfuzji mimo podniesienia temperatury, stąd obniżenie intensywności koagulacji weglików i wzrost własności wytrzymałościowych. Przy odpuszczaniu z częstotliwością 2650 Hz, charakterystyczne minimum krzywej wytrzymałości znajduje się przy temperaturze 450°C. Wyższe częstotliwości generatora wymagają stosowania wyższych temperatur odpuszczania dla osiągnięcia charakterystycznego minimum.

Własna częstotliwość przemieszczeń atomów węgla zwiększająca się ze wzrostem temperatury nagrzewania może więc przy pewnych określonych częstotliwościach generatora wywołać w materiale rezonans, co powoduje zwiększenie amplitudy drgań atomów i przyspieszenie dyfuzji.

Szybkość dyfuzji węgla do lub od cząstek cementytu np. płytkowych będzie zależna od jej kierunku. Posługując się równaniem Thomsona przystosowanym do płytkowej formy węglików

$$b = \frac{4 \cdot F_{p} \cdot M}{q \cdot T \cdot R \cdot \ln \frac{c}{c_{\infty}}}$$
(38)

gdzie:

b - wymiar płytki węglika w jednym z trzech kierunków,

M - ciężar cząsteczkowy,

- g gęstość węglika,
- R stała gazowa,
- maksymalna rozpuszczalność węgla w fazie przy danej temperaturze.

Arbuzow [24] wyznaczył przybliżone energie powierzchniowe ścian płytki węglika przy różnych temperaturach. Są one zawsze wyższe dla płaszczyzn prostopadłych do osi y niż dla ścian prostopadłych do osi x. Stąd i dyfuzja węgla będzie różna. Jeżeli w roztworze stałym istnieją, nierównowymiarowe wydzielenia fazy drugiej płytki Fe₃C, to krzywizna powierzchni międzyfazowej będzie różna. Niejednakowa krzywizna powierzchni międzyfazowej doprowadza do niejednorodności chemicznej roztworu [25].

Nasycony roztwór o przy płaskiej powierzchni płytki ma skład bliski punktowi a - rys. 4, w pobliżu roztworów pól o dużej krzywiźnie - bliski punktowi b. W następstwie niejednorodności roztworu α zachodzi kierunkowy proces dyfuzyjnego przenoszenia składników A i B. W wyniku tego w bliskości powierzchni płaskiej wydzielenia roztwór œ wzbogaca się w składnik B i staje się przesycony, natomiast w pobliżu wydzielenia Z roztwór ubożeje w składnik B i staje się nienasycony. W wyniku tego zjawiska części kryształu Z o większej krzywiźnie będą się rozpuszczały w nienasyconym roztworze α , w miejscach natomiast o mniejszej krzywiźnie będzie się wydzielała faza Z z przesyconego roztworu powodując wzrost kryształu. Na skutek więc wydzielania i rozpuszczania się fazy Z utrzymuje się niejednorodność chemiczna roztworu c, a więc i możliwość dalszego dyfundującego przenoszenia atomów.

Z przeglądu piśmiennictwa wynika, że wprawdzie wielu badaczy zajmuje się teoretyczną stroną podjętego zagadnienia, jednak z uwagi na bardzo skomplikowaną problematykę i konieczność zakładania wielu uproszczeń, wyjaśnienie omawianego zjawiska będzie możliwe przez prowadzenie dalszych badań, których wyniki zezwolą na dalsze komentowanie zachodzących zjawisk, zgodnie z teoretycznymi wywodami.

2. BADANIA WŁASNE

2.1. Cel pracy

W cyklu technologicznym wyrobu drutów, zabiegi obróbki cieplnej należą do najbardziej czasochłonnych i mają decydujący wpływ na ostateczną wydajność produkcji. Dotyczy to szczególnie wyżarzania zmiękczającego, stosowanego dla drutów przeznaczonych do dalszej przeróbki plastycznej i obróbki mechanicznej. Konwencjonalne zabiegi zmiękczania drutów wymagają niejednokrotnie stosowania czasów wygrzewania nawet do kilkudziesięciu godzin.

Dotychczasowe próby udoskonalenia technologii tej obróbki cieplnej nie pozwoliły na zasadnicze skrócenie czasu zabiegu. Możliwość taka zaistniała dopiero przy uwzględnieniu w procesach obróbki cieplnej parametru - szybkości nagrzewania, realizowanego przez nagrzewanie udarowe. Jak stwierdzono [1-9]. nagrzewanie udarowe może być w pełni i z powodzeniem stosowane dla wyżarzania rekrystalizującego metali i stopów. Inne rodzaje wyżarzania nie były jak dotąd prowadzone z wykorzystaniem parametru szybkości nagrzewania. W szczególności gdy chodzi o wyźarzanie zmiękczające drutów ciągnionych, jest ono sumarycznym efektem procesów rekrystalizacji osnowy - ferrytu oraz zmian kształtu, wielkości i rozmieszczenia wydzieleń cementytu. Stąd też dla potwierdzenia praktycznej przydatności udarowego wyżarzania zmiękczającego drutów okazuje się niezbędne zbadanie przebiegu procesów koagulacyjnych w funkcji temperatury i szybkości nagrzewania oraz wzajemnego oddziaływania i współzależności procesów rekrystalizacji osnowy oraz zmian w obrebie cementytu.

Zagadnienie udarowego wyżarzania zmiękczającego zawiera więc w sobie dwa ważkie aspekty badawcze - teoretyczny i praktyczny. Jak dotąd odczuwa się brak prac naukowo-badawczych o znaczeniu podstawowym wyjaśniających istoty zmian struktural-

nych zachodzących podczas nagrzewania udarowego przy uwzględnieniu współczesnych osiągnięć fizyki metali. Utrudnia to przewidywanie przebiegu zjawisk podczas tego rodzaju obróbki cieplnej dla różnych zabiegów i ich wariantów. Sprawa ta jest tym bardziej istotna, że zastosowanie nagrzewania udarowego szczególnie do tak długotrwałych procesów jak wyżarzanie zmiękczające posiadałoby ogromne znaczenie przemysłowe. Pozwoliłoby bowiem skrócić czasy obróbki cieplnej, która tym samym przestałaby być operacją najbardziej opóźniającą cykl produkcyjny. Rozwiązanie tego problemu dałoby zarówno duże zyski ekonomiczne jak też faktyczny postęp techniczny w tej dziedzinie.

Z tych też względów podjęto w pracy habilitacyjnej badania dla teoretycznego wyjaśnienia zjawisk zachodzących podczas wyżarzania zmiękczającego udarowego stali eutektoidalnej węglowej po zgniocie. Wyniki tych badań mogą stanowić podstawę dla opracowania nowej technologii wyżarzania udarowego zmiękczającego w warunkach przemysłowych.

2.2. Material do badan

Do badań użyto drutu ze stali D85A (PN-54/H84025) o następującym składzie chemicznym:

%C	%Mn	%Si	%P	%S	%Cr	SNi	%Cu
0,83	0,50	0,14	0,02	0,015	0,06	0,1	0,1

Przed zgniotem drut poddano patentowaniu. Temperatura austenityzacji wynosiła 850°C, zaś temperatura izotermicznego wytrzymania w ciekłym ołowiu 560°C. Po tym zabiegu drut o średnicy $\phi = 4,2$ mm wykazywał $R_m = 135$ kG/mm², twardość 275 HV, ilość skręceń 26, ilość przegięć 15.

Na mikroskopie świetlnym w strukturze drutu patentowanego ujawniono perlit ścisły - rys. 5. Szczegółowe obserwacje na mikroskopie elektronowym potwierdziły istnienie bardzo drobnych płytek ferrytu i cementytu, a ponadto pewną ilość bainitu górnego - rys. 6. Po patentowaniu zastosowano 4 stopnie zgniotu: 30, 50, 70 oraz 90%, przy czym proces technologiczny był następujący:

- Drut 1 średnica wyjściowa 1,6 mm, końcowa 1,35 mm Technologia 1,6/1,45/1,35; (2 ciągi) $\Sigma Z = 29\%$
- Drut 2 średnica wyjściowa 1,9 mm, końcowa 1,35 mm Technologia 1,9/1,75/1,6/1,45/1,35; (4 ciągi) ΣΖ = = 49,5%
- Drut 3 średnica wyjściowa 2,5 mm, końcowa 1,35 mm Technologia 2,5/2,3/2,1/1,9/1,75/1,6/1,45/1,35; (7 ciągów) ΣZ = 71%
- Drut 4 średnica wyjściowa 4,2 mm, końcowa 1,35 mm Technologia 4,2/3,9/3,5/3,10/2,8/2,5/2,3/2,1/1,9/1,75 /1,60/1,45/1,35; (12 ciągów) ∑Z = 89,7%.

W tablicy 2 zestawiono własności mechaniczne po zgniocie. Badania struktury po zgniocie wykazały dużą zależność od stopnia zgniotu. Dla zgniotu 30% przy powiększeniach do 1000x nie występują spostrzegalne zmiany w strukturze. Po zgniocie 50% zaznacza sie pewne wydłużenie ziarn w kierunku przeróbki plastycznej, występujące jeszcze wyraźniej dla zgniotu 70%. Przy zgniocie 90% otrzymuje się bardzo wyraźną strukture pasmową - rys. 7. Powiększenia mikroskopu świetlnego nie dają jednak możliwości rozróżnienia zmian strukturalnych zachodzacych w poszczególnych fazach pod wpływem zgniotu. Pozwoliły na to dopiero badania na mikroskopie elektronowym. Zaobserwowano zarówno zmiany w ferrycie, jak również wpływ zgniotu na cementyt perlitu. W czasie odkształcenia płytki cementytu ulegają pękaniu, a więc mechanicznemu rozdrobnieniu na małe. zmiennej wielkości cząstki i to tym bardziej, im wyższy jest stopień zgniotu - rys. 8-11. Średnia liniowa wielkość cząstek cementytu wynosi:

dla zgniotu 30% - ok. 0,4µ dla zgniotu 50% - ok. 0,3µ dla zgniotu 70% - ok. 0,3-0,2µ dla zgniotu 90% - ok. 0,2µ

Tablica 2

	Tlość	TOSTSORTA		15			9			2				2		1 10 1 10 1 10 1		
	Ilość skreceń i	skręceńis 22			22		36				35			の語を言う	34			
TG	HV średnie		315				373				382			401				
DOTING ON .	HV 1kG/15sek		321	305 313			378 378 368			390 390 378		010	401 401 401					
0 TTI20 TOTAL	Rm średnie	średnie 147		E TA		161			10 10 10 10 10 10 10 10 10 10 10 10 10 1	176	2		227		in the second			
101 101	Rm kG/mm2	1.0	148	146	147		161	162	160,5		176	176.5	176		227	227	227	
	Fm średnie			210				231	dice dice			252				340		
	中 大 に 力	010	1 000	209	211	004	102	232	230	010	202	253	252	010	340	340	340	
	Lp. drutu	5		N	З	4		N	e		-	N	e			N	e	
P	zgniotu		00	200				50		a service of		20				90		

Wlasności mechaniczne po zgnio

Kształt płytek zbliżony jest do wielokątów o ostrych narożach. Pękanie płytek cementytu zachodzi wzdłuż pasm poślizgu w ferrycie. W miarę wzrostu stopnia zgniotu rozmieszczenie cząstek cementytu zatraca swoje pierwotne położenie wzdłuż płytki macierzystej - rys. 10 i 11 i w wyniku przemieszczeń mechanicznych cząstki cementytu układają się w osnowie w pasmach wzdłuż kierunku przeciągania. W pewnych obszarach, o mniejszej ilości cementytu a więc uboższych w węgiel, obserwuje się wyraźniej przebieg pasm poślizgu w ferrycie - rys. 12.

Badania rentgenograficzne wykazały rozmycie prąźków od płaszczyzn (110), (200), (211), (220) ferrytu oraz ostre prąźki płaszczyzn (121), (210), (004) i (140) cementytu - rys. 13.

2.3. Obróbka cieplna

Zabiegi obróbki cieplnej obejmowały wyżarzanie udarowe zmiękczające metodą bezpośredniego indukcyjnego nagrzewania. Przy tym sposobie ciepło wytwarza się równocześnie w całym przekroju przedmiotu, co umożliwia nagrzewanie w czasie praktycznie dowolnie krótkim, przy zastosowaniu odpowiedniej mocy grzejnej.

Dla porównania wyników wyżarzania udarowego przeprowadzono dodatkowo wyżarzanie konwencjonalne. W celu określenia wpływu temperatury na strukturę po udarowym wyżarzaniu zastosowano stacjonarne nagrzewanie indukcyjne. Przeprowadzono również cykliczne wyżarzanie udarowe oraz zabieg łączony udarowego wyźarzania z następnym wytrzymaniem w temperaturze wyżarzania konwencjonalnego.

2.3.1. Parametry obróbki cieplnej

a) Wyżarzanie indukcyjne

Parametry nagrzewania indukcyjnego ustalono w wyniku wstępnych prób po sprawdzeniu, że dane znamionowe generatora zapewniają właściwy przebieg procesu grzejnego badanego drutu. Głębokość wnikania prądu przy założeniu najwyższej stosowanej częstotliwości nagrzewania f = 250 KHz obejmcwała grubość stosowanego drutu. Moc generatora 10-60 KW pozwoliła na stosowanie szybkości nagrzewania od 1000 do 5000°C/sek i odpowiadającym im szybkościom przeciągania drutu przez induktor w zakresie 20-90 mm/sek. Stosowane szybkości nagrzewania indukcyjnego uzależnione były również od konstrukcji podajników materiału, która ograniczyła maksymalną szybkość do 5000°C/sek.

Udarowe wyżarzanie zmiękczające prowadzono w zakresie temperatur 700-900°C, z chłodzeniem w powietrzu.

b) Wyżarzanie konwencjonalne

Wyżarzanie konwencjonalne przeprowadzono w temperaturze 680[°]C, czasy nagrzewania wynosiły od 1 do 10 godzin, chłodzenie z piecem.

c) Inne zabiegi wyżarzania

Maksymalną temperaturę nagrzewania indukcyjnego stacjonarnego ustalono na 1000°C przy szybkości nagrzewania 1500°C/sek. Wielokrotne cykliczne wyżarzanie w temperaturze 800°C powtarzano do 20 razy przy różnych szybkościach nagrzewania. Obróbka dwuzabiegowa dla próbek o 90% zgniocie składała się z wyżarzania udarowego w temperaturze 800°C z szybkością 1500°C/sek. oraz izotermicznego wytrzymania w kąpieli solnej o temperaturze 680°C przez okres do 2 godzin.

2.3.2. Urządzenia do obróbki cieplnej

Do wyżarzania udarowego użyto generatora wysokiej częstotliwości Typ ŁGZ60 produkcji TEST "ELEKTROPIECZ" ZSRR o mocy wyjściowej 100 kW - rys. 14. Moc obwodu drgającego wynosiła 60 kW, zakres częstotliwości Toboczej 150-250 KHz. Maksymalne napięcie anodowe 13500V. Generator posiadał możliwość stopnicwej regulacji mocy.

Cenerator wyposażony był w podajnik o napędzie hydraulicznym z posuwem pionowym i możliwością regulacji w granicach od 0,10-0,01 m/sek. Do przeprowadzenia prób grzania indukcyjnego skonstruowano specjalny wzbudnik - rys. 15. Przy konstrukcji wzbudnika oparto się na trzech parametrach: średnicy drutu, możliwych do osiągnięcia szybkościach posuwu oraz mocy grzewczej generatora, wynikającej z mocy obwodu drgającego i zakresu częstotliwości roboczej. Wzbudnik wykonano z rurki profilowej o jednej pętli grzewczej. Szczelinę powietrzną zmniejszono do średnicy 2 mm przez zastosowanie wymiennej wkładki z miedzi, w której zamocowano eternitową tulejkę prowadzącą.

Pomiaru temperatury przy udarowym nagrzewaniu ciągłym dokonano przy pomocy pirometru optycznego typu PR-1 produkcji Warszawskich Zakładów Aparatury Laboratoryjnej i Pomiarowej. Dokładność tego pomiaru można ocenić na ± 25°C. Dla wyżarzania udarowego stacjonarnego temperaturę mierzono termoparą Cr-Al przyspawaną do drutu i sprawdzano dodatkowo pirometrem. Pozwoliło to na prawidłową ocenę pomiaru temperatury pirometrem.

Do wyżarzania konwencjonalnego zastosowano piec elektryczny oporowy F-my General Elektric Co-Anglia, Typ HMP2 o mocy 12 kW i maksymalnej temperaturze 1000° C. Piec wyposażony jest w urządzenie do regulacji temperatury w zakresie 20-1000°C z dokładnością $\pm 2^{\circ}$ C. Dla ochrony przed utlenieniem i odwęgleniem próbki umieszczono w szczelnych skrzynkach w opiłkach żeliwnych. Temperaturę mierzono termoparą Cr-Al.

2.4. Wyniki badań

Celem określenia wpływu obróbki cieplnej na przebieg zjawisk strukturalnych i własności posłużono się następującymi metodami badawczymi:

- pomiarem wytrzymałości na rozciąganie:
- pomiarem twardości;
- pomiarem ilości skręceń i przegięć;
- obserwacjani struktury na mikroskopie świetlnym i elektronowym;
- obserwacjami interferencji rentgenowskich.

Doboru metod dokonano biorąc pod uwagę możliwość określania własności kwalifikacyjnych dla drutu, a w odniesieniu do badań struktury możliwość wzajemnego uzupełnienia się poszczególnych metod.

Badania wytrzymałości na rozciąganie wykonano na maszynie do zrywania F-my Schopper o trzech zakresach obciążeń. Próbki zrywano w zakresie obciążeń do 250 kG. Wymiary próbek Ø 1,35x x250 mm.

Twardość mierzono na twardościomierzach F-my Hauser metodą Vickersa przy obciążeniu 1 kg.

Pomiar ilości skręceń wykonano na skręcarce pionowej F-my Amsler, zaś technologiczną próbę zginania wielokrotnego zgodnie z PN-57/M-80002.

Do badań metalograficznych próbki inkludowano w duracrylu a zgłady trawiono 0,5-2% roztworem alkoholowym kwasu azotowego. Obserwacji dokonano na mikroskopie świetlnym F-my Reichert, przy powiększeniu 1000x.

Badania na mikroskopie elektronowym JEM6A firmy Joel prowadzono przy zastosowaniu replik mowitalowych cieniowanych chromem. Zgłady trawiono odczynnikiem o składzie: 2g FeCl₃ + 1 cm³ HCl + 100 cm³ C₂H₅OH. Obserwacje prowadzono przy powiększeniach 5-50000x stosując napięcie anodowe 80 kV.

Badania rentgenograficzne przeprowadzono na aparacie strukturalnym "Mikrometa" produkcji Chirana CSSR metodami Bragg-Brentano i promieni wstecznych. Użyto promieniowania Cox. Warunki ekspozycji: napięcie 45 kV, natężenie prądu anodowego 10mA, czas 2-8 godzin.

a) Wyniki badań własności po wyżarzaniu udarowym zestawiono w tablicy 3 oraz wykresach rys. 16-21. Wyraźny wpływ wywiera przede wszystkim temperatura wyżarzania. W 700°C własności wytrzymałościowe są najwyższe: Rm około 120 kG/nm², twardość około 250 HV; w 800°C najniższe: Rm około 92 kG/nm², twardość około 180 HV. Szybkość nagrzewania w badanym zakresie nie wykazała zasadniczo wpływu na własności wytrzymałościowe. Natomiast zgrilot wpływa jedynie dla temperatury 700°C i przy 90% wywołuje obniżenie własności wytrzymałościowych. Najwyższe wartości dla ilości skręceń i przeglęć występują przy temperaturze żarzenia udarowego wynoszącej 800°C, maleją w temperaturze 900°C,a są najniższe w 700°C. Stopień zgniotu natomiast wpływa tylko nieznacznie.

Badania metalograficzne wykazały, że przy nagrzewaniu udarowym do temperatury 700°C w strukturze fazy odkształconej plastycznie rozmieszczone są bardzo drobne węgliki - rys. 22 -24. Obserwacje na mikroskopie elektronowym struktury przedstawionej na rys. 24 potwierdzają w pełni pasmowe rozmieszczenie cząstek węglików, zachowujących nieregularny, znacznie wydłużony kształt i niejednorodną wielkość - rys. 25. Faza a wykazuje charakterystyczny relief i nierównomierność trawienia się. Średnia wielkość cząstek cementytu zbliżona jest do cząstek po zgniocie (rys. 11 i 25).

Po wyżarzaniu udarowym w temperaturze 800° C struktura dla wszystkich zgniotów i wszystkich stosowanych szybkości nagrzewania wykazuje zasadnicze różnice w porównaniu do struktur uprzednio omówionych. Przy obserwacji na mikroskopie świetlnym nie stwierdza się w niej śladów pasmowości, zaś intensywność trawienia i szary odcień obrazu strukturalnego wskazuje na dyspersję struktury - rys. 26. Poszczególne składniki ujawniono dopiero przy powiększeniu elektronowym - rys. 27-28. W osnowie zrekrystalizowanego ferrytu o wyraźnych podziarnach - rys. 27 rozłożone są równomiernie, drobne, zbliżonej wielkości sferoidalne węgliki o średniej wielkości 0,1 μ . Zgniot nie wpływa na ich rozmieszczenie. Struktura po wyżarzaniu w 900°C jest niejednorodna, a można w niej zaobserwować perlit pasmowy i ziarnisty z niewielką ilością wolnego ferrytu - rys. 29, 30 i 31.

Badania rentgenograficzne pozwoliły na określenie kinetyki rekrystalizacji ferrytu, która przebiega do końca jedynie w temperaturze 800°C. Ziarna ferrytu są bardzo drobne o czym świadczą ostre prąźki interferencyjne, z nielicznymi tylko refleksami punktowymi, charakterystycznymi dla początku rozrostu ziarn po rekrystalizacji pierwotnej - rys. 32. W temperaturze 700°C rekrystalizacja ferrytu zachodzi jedynie dla du-

Tablica 3

Wlasności próbek po wyżarzaniu udarowym

-					
	Ilość prze- gięć i	22 21 25	22 26 28	24 27 28	26 25 27
000	Iloác skrę ceń is	31 31 33	29 40 42	30 38 37	26 35 33
Ub	HV 15 sek	232 234 242	241 243 235	210 230 230	230 227 230
	Rm Rg/mm2	110 115	110 101 108	105 107 110	107 107 106
	Ilosé Brze- gieć iz	37 39 40	36 39 42	40 41 42	41 40 43
000	Ilosé skrę- ceń is	64 04	48 53 53	49 52 49	52 49 53
80	HV 1 kG/ 15 sek	190 184 180	184 190 190	190 180 180	190 190 190
	RI KG/III2	92 92 90	93 96 93	93 92 92	94 95 93
	Ilość prze- gięć iz	17 18 21	19 21 22	19 23 24	25 24 26
	Ilość skrę- ceń is	18 16 17	19 15	22 24 23	34 36 36
700°C	HV 1 kG/ 15 sek	260 290 285	260 275 280	276 260 270	200 200 227
	kG/mm2	120 130 127	118 125 128	125 117 117	102 110 120
	Szyb- kość na- grzew. ^o c/sek	1000 2500 5000	1000 2500 5000	1000 2500 5000	1000 2500 5000
Temperatura	Alasnośoi S zgniotu	30	50	02	06
żych stopni zgniotu, przy mniejszych zgniotach(do 50%) zostaje tylko zapoczątkowana, na co wskazuje duże rozmycie prążków rys. 33.

b) Wyniki badań po wyżarzaniu konwencjonalnym w temperaturze 680[°]C zestawiono w tablicy 4 oraz na wykresach - rys. 34 i 36.

Tablica 4

Zgniot	Czas wyża- rzania w temp. 680°C w godz.	Rm _{śr} kG/ /mm ²	HVár 1kG/15 sek	Ilość skręceń ⁱ s	Ilość przegięć iz
	1	88	285	13	12
	3	87	260	15	14
30%	5	82	230	18	16
-	8	69	190	35	19
	10	57	190	34	21
in the second	1	81	240	17	16
10.200.00	3	78	190	36	21
50%	5	66	185	36	20
	8	61	170	37	19
	10	62	170	38	21
	1	80	220	21	11
	3	70	190	35	21
70%	5	64	182	34	23
	8	61	165	40	27
	10	62	160	42	22
	1	78	188	37	19
-	3	73	180	39	23
90%	5	69	179	43	22
	8	66	160	43	27
	10	63	155	44	24

Własności próbek po wyżarzaniu konwencjonalnym

35

Własności po konwencjonalnym wyżarzaniu zmiękczającym są zgodne z danymi literaturowymi dla badanej stali.

Badania metalograficzne struktury wykazały dla niskich zgniotów i krótkich czasów wyżarzania wyraźne wydłużone w kierunku przeróbki ziarna ferrytu, w których występują drobne kulki cementytu. Dla dłuższych czasów następuje wzrost kulek cementytu, zachowujących jednak różne wielkości - rys. 37. Dla zgniotów powyżej 50% dla wszystkich czasów wyżarzania kulki cementytu ułożone są zawsze pasmowo - rys. 38, a wielkość ich rośnie z czasem wyżarzania.

Przy powiększeniach elektronowych ujawnia się nieregularny kształt cząstek cementytu i w większości przypadków wydłużony rys. 39-41. Wielkość ich jest znacznie zróźnicowana. Kształt cząstek wskazuje na dużą nierównomierność wzrostu w róźnych kierunkach, powodującą powstanie charakterystycznych wydłużonych narostów - poszarpania (rys. 40). Daje się również zauważyć wykształcenie podstruktury ferrytu (rys. 40).

Średnią wielkość cząstek cementytu w zależności od czasu wygrzewania ujęto w tablicy 5.

Tablica 5

Czas wygrze-	Zgniot w %				
[godziny]	30	50	70	90	
1	~0,4µ	~0,5µ	~0,25µ	~0,2µ	
3	~0,5µ	~0,5µ	~0,4µ	~0,5µ	
5	~0,7µ	0,7-1,0µ	~0,6µ	0,3-0,9µ	
10	~1,0µ	0,5-1,5,1	1,55-1,5μ	0,4-1,2µ	

Średnia wielkość cząstek cementytu w zależności od czasu wygrzewania konwencjonalnego

Badania rentgenograficzne wykazały, że dla krótszych czasów wyżarzania do 3 godzin i niskich zgniotów w ferrycie nie zachodzi rekrystalizacja, prąźki interferencyjne ferrytu są nadal rozmyte. Pojedyncze refleksy punktowe na ostrych prąźkach interferencyjnych występują po dłuźszych czasach wyżarzania. Wyższe stopnie zgwiotu przyspieszają rekrystalizację ferrytu.

c) Wyniki badań po wyżarzaniu udarowym stacjonarnym

Rozkład twardości w próbkach po 90% zgniocie w zależności od temperatury nagrzewania udarowego stacjonarnego przedstawia rys. 42.

Badania metalograficzne wykazały, że struktura zależy znacznie od temperatury nagrzewania. Po nagrzaniu udarowym do temperatury 1000°C struktura odpowiada grubopłytkowemu perlitowi rys. 43. W temperaturze 900°C ilość perlitu ulega znacznemu zmniejszeniu, natomiast występują duże ilości cementytu kulkowego - rys. 44. Struktura po nagrzaniu do 800°C wykazuje drobnoziarnisty równomiernie rozłożony cementyt, który dla temperatury 700°C przyjmuje ułożenie pasmowe - rys. 45, 46. Kulki cementytu są znacznie większe niż po wyżarzaniu udarowym ciągłym i wyraźnie rozróżnialne przy powiększeniu 1000x.

d) Wyniki po wyżarzaniu udarowym cyklicznym w temperaturze 800°C z szybkością 1500°C/sek.

Wyżarzanie udarowe cykliczne nie powoduje zasadniczych zmian w strukturze nawet przy 20-krotnym powtórzeniu zabiegu. Każdorazowo struktura przedstawia się jak po jednym cyklu wyżarzania udarowego, cząsteczki cementytu są zawsze bardzo drobne i równomiernie rozmieszczone w osnowie ferrytycznej.

e) Wyniki badań po wyżarzaniu udarowym z następnym izotermicznym wygrzaniem w temperaturze 680⁰C.

Twardość próbek, po łącznym zabiegu udarowego wyżarzania z następnym izotermicznym wygrzaniem, zestawiono w tablicy 6 oraz wykresie - rys. 47.

Izotermiczne wytrzymanie nie wpływa na zmianę struktury, a jedynie na wielkość kulek cementytu.

Po wyżarzaniu udarowym w temperaturze 700[°]C układ kulek cementytu jest pasmowy, zaś wielkość ich po 2 godzinach izotermicznego wytrzymania odpowiada wielkości po 10 godzinach wyżarzania konwencjonalnego. Poprzedzające izotermiczne wytrzymanie wyżarzanie udarowe w temperaturze 800[°]C prowadzi do

Tablica 6

Temperatura wyżarzania udarowego ^o C	Temperatura wytrzymania izotermicznego ^o C	Czas wytrzymania (godz.)	Twardość HV 1kG/15 sek.
700	680	1	225
		2	205
720	680	1	195
		2	180
800 6	680	1	160
	A AN ANY ANALY AND	2	140
850	680	1	165
	And the first of the second	2	145
900	680	1	240
angelian alter	20-irotara pantée	2	235
950	680	1	229
and an entry	A DECKING OF A	2	220

zaniku pasmowego ułożenia kulek i znacznego ich wzrostu z wzrostem czasu izotermicznego wytrzymania. Po dwu godzinach wyżarzania osiągają wielkość cząstek jak po 10 godzinach wyżarzania konwencjonalnego.

Przekroczenie temperatury 900⁰ udarowego wyżarzania prowadzi do otrzymania struktury perlitycznej ze skłonnością do koagulacji cząstek cementytu - tym większą im dłuższy był czas izotermicznego wytrzymania.

2.5. Dyskusja wyników

Na wyżarzanie zmiękczające konwencjonalne stali eutektoidalnej po przeróbce plastycznej na zimno składają się zasadniczo dwa procesy - rekrystalizacja ferrytu i koagulacja cementytu. Ze wzrostem temperatury rekrystalizacja poprzedza przebieg procesów koagulacji. Rekrystalizacja fazy a zachodzi bowiem w temperaturze do około 600°C, natomiast dolną granicą koagulacji cementytu są temperatury około 680°C. Ponadto czasy potrzebne do przeprowadzenia tych zabiegów wykazują różnice dochodzące nawet do kilkunastu godzin. Wynika to z istoty zjawisk towarzyszących obu tym procesom - rekrystalizacja ferrytu zachodzi poprzez przemieszczanie defektów, ułatwione zamagazynowaną energią odkształcenia plastycznego, natomiast koagulacja cementytu warunkowana jest dyfuzją atomów węgla w ferrycie na znaczne odległości. Stąd też w stosowanych warunkach temperatur i czasów wyżarzania zmiękczającego po zgniocie nie udaje się na ogół uzyskać drobnoziarnistej osnowy ferrytu o korzystnych własnościach, charakterystycznej dla prawidłowo przeprowadzonej rekrystalizacji. Stosowane bowiem warunki zmiękczania powodują najczęściej rozrost ziarn.

W efekcie, wyżarzanie zmiękczające po zgniocie obejmujące dwa procesy, w każdym przypadku odbywa się przy temperaturach i czasach, w których tylko jeden z procesów może przebiegać optymalnie ze względu na strukturę i własności.

Na podstawie rozważań teoretycznych ustalono, że idealnie przebiegający proces wyżarzania zmiękczającego winien odpowiadać następującym wymaganiom:

- dyfuzyjne procesy rekrystalizacji i kozgulacji mają się odbywać przy maksymalnym wykorzystaniu zdefektowania struktury wywołanego zgniotem;
- proces winien odbywać się w warunkach maksymalnego wykorzystania ilości zarodków przy ograniczeniu liniowej szybkości ich wzrostu, co zapewniał by maksymalnie możliwy wzrost temperatury;

- równoczesny przebieg składowych procesów ma zapewnić otrzymanie struktury drobnoziarnistej o jednakowych drobnych sferoidalnych węglikach;
- idealny proces wyżarzania powinien nadto wyeliminować pasmowość struktury, występującą w warunkach dotychczasowej technologii zawsze po dużych zgniotach.

Obróbką cieplną najbardziej odpowiadającą wyszczególnionym wymogom może być udarowe wyżarzanie przy zastosowaniu bezpośredniego nagrzewania indukcyjnego.

We wcześniejszych badaniach stwierdzono [3-5] że ten rodzaj obróbki przy szybkościach nagrzewania powyżej 1000°C/sek przesuwa temperatury rekrystalizacji ferrytu do zakresu 750-850°C, zapewniając równocześnie otrzymanie drobnoziarnistej struktury, bez tekstury rekrystalizacji i nadającej stali wysokie własności wytrzymałościowe i plastyczne. Zatem ten rodzaj obróbki odnośnie zjawisk w ferrycie podczas wyżarzania zmiękczającego zapewnia spełnienie wymogów hipotetycznego modelu idealnego wyżarzania zmiękczającego.

Zagadnieniem wymagającym przeprowadzenia badań było ustalenie jak zachowuje się cementyt podczas wyżarzania udarowego. W szczególności bardzo krótkie czasy tej obróbki stwarzały obawy, że nie będą one wystarczające do przebiegu procesów sferoidyzacji. Zasadniczy problem pracy habilitacyjnej wymagał rozstrzygnięcia kwestii, czy czynniki podwyższonej temperatury, zwiększonego pola naprężeń wywołanego zgniotem i przyspieszającego działanie pola elektromagnetycznego potrafią zrównoważyć skrócenie czasu zabiegu.

Na podstawie uzyskanych wyników własnych badań zagadnienie to przedstawia się następująco:

Badana stal eutektoidalna odkształcona na zimno wykazała bardzo dogodną strukturę do zmiękczania. Z obserwacji na mikroskopie elektronowym wynika, że zgniot powoduje równomierne pękanie płytek cementytu perlitu, przy czym płaszczyznami "tnącymi" są płaszczyzny poślizgu ferrytu. Przy małych gniotach powstające cząsteczki są większe i zachowują położenie płytki rodzimej (rys. 8-9). Ze wzrostem stopnia zgniotu następuje nie tylko rozdrobnienie cząstek, lecz również mechaniczne przemieszczanie w osnowie i skupianie się ich w pasmach (rys. 10-11). O ile rozdrobnienie cząstek jest zjawiskiem niewątpliwie korzystnym, ponieważ ułatwia dysocjację cementytu, to pasmowość i związana z nią znaczna niejednorodność rozmieszczenia prowadzi po dużych zgniotach do pasmowości po obróbce konwencjonalnej (rys. 38).

Przy wyżarzaniu udarowym zmiany w cementycie przebiegają w sposób charakterystyczny. Dla stosowanych szybkości nagrzewania decydujący wpływ na przebieg zmian wywiera temperatura, natomiast zmiany szybkości nagrzewania w stosowanym zakresie $1000-5000^{\circ}$ C/sek, nie mają istotnego znaczenia. Przy nagrzewaniu do temperatury 700°C i niższych zgniotów, struktura składa się z drobnych cząstek cementytu w osnowie tylko częściowo zrekrystalizowanego ferrytu (rys. 22-23). Oznacza to, że proces sferoidyzacji wyprzedza proces rekrystalizacji fazy α . Natomiast po dużych zgniotach ferryt jest już zrekrystalizowany (rys. 24-25), jednak cząstki cementytu układają się pasmowo. Struktura odpowiada strukturze po wyżarzaniu konwencjonalnym, przy mniejszych cząstkach cementytu, stąd wyższe własności wytrzymałościowe.

W zakresie temperatur wyższych 750-850°C niezależnie od stopnia gniotu po udarowym wyżarzaniu zmiękczającym występuje struktura złożona z drobnych zrekrystalizowanych ziarm ferrytu i równomiernie rozłożonych sferoidalnych cząstek węglików, o średniej liniowej wielkości około 0,1µ (rys. 26-28) podczas gdy po wyżarzaniu konwencjonalnym wielkości cząstek są około 10x większe, a ich kształt jest nieregularny. 0 ile różnice wielkości mogą być uzależnione od różnic czasów zabiegu, to równomierność rozłożenia cząstek i związany z nią zanik pasmowości, nawet po dużych zgniotach stanowi zasadnicze novum w technologii wyżarzania zmiękczającego.

Teoretycznego wyjaśnienia tego zjawiska należy się dopatrywać zarówno w odmiennym przebiegu zarodkowania cementytu przy udarowym wyżarzaniu, jak również w oddziaływaniu prądów wysokiej częstotliwcści.

Równomierny rozkład cząstek węglików o zbliżonej wielkości i wyeliminowanie niekorzystnej struktury pasemkowej wskazuje, że powstające w wyniku zmiękczania sferoidalne cząsteczki nie są zarodkowane przez rozpuszczone węgliki wyjściowe. Wynika z tego, że czynnikiem miarodajnym są nowe zarodki tworzące się równomiernie w osnowie α . Jak stwierdzono w badaniach struktury zgniecionego ferrytu deformacja plastyczna wyrażona gęstością dyslokacji ma charakter niejednorodny [27]. Istnieją bowiem na przemian w strukturze mikroobszary o bardzo dużej gęstości oraz o strukturze prawie niezmienionej przez zgniot. Opóźnienie procesów rekrystalizacji ferrytu podczas zmiękczania udarowego pozwala wykorzystać te mikroobszary o dużej gęstości dyslokacji jako miejsc tworzenia zarodków wydzieleń cementytu. Możliwe to jest w warunkach, gdy istniejące w strukturze wydzielenia wyjściowe węglików ulegną szybkiej dysocjacji.

Wyjaśnienia zjawiska polegającego na przebiegu w czasie ułamków sekundy procesu rozpuszczania oraz wydzielania nowych cząstek cementytu można się doszukiwać w dążności układu do obniżenia energii.

Przyspieszenie dyfuzji podczas udarowego wyżarzania zmiękczającego uwarunkowane jest nie tylko podwyższeniem temperatury i istniejącym polem naprężeń wywołanym zgniotem, ale przede wszystkim zjawiskami towarzyszącymi bezpośredniemu nagrzewaniu indukcyjnemu.

Jednym z tych zjawisk jest tak zwany "efekt Gewelinga" polegający na zagęszczeniu linii prądowych na granicy faz o różnym przewodnictwie elektrycznym - rys. 48 [26], w przypadku stali eutektoidalnej - ferryt-cementyt. Na skutek tego działania występuje lokalny wzrost temperatury we wspomnianych obszarach, co stwarza korzystniejsze warunki dyfuzji. Efekt Gewelinga niewątpliwie przyspiesza zarówno dysocjację cząstek, jak również ich wzrost i sferoidyzację. Działanie efektu Gewelinga ma jednak charakter ciągły z temperaturą i nie wyjaśnia wystarczająco istnienia krytycznego zakresu temperatur 750-850°C przy udarowym wyżarzaniu zmiękczającym.

Istnienie charakterystycznego zakresu temperatur można wyjaśnić występowaniem zjawisk rezonansu częstotliwości przemieszczeń atomów węgla w ferrycie z częstotliwością pola elektromagnetycznego generatora wysokiej częstotliwości. Z podwyższeniem temperatury wiąże się wzrost drgań własnych atomów. W pewnych zakresach temperatur i częstotliwości pola, jak stwierdzono [17] może wystąpić zjawisko rezonansu wpływające na zwiększenie amplitudy drgań atomów. Powoduje to bardzo wybitne przyspieszenie dyfuzji węgla w ferrycie i stwarza możliwość niespotykanego w innych warunkach przyspieszenia zmian strukturalnych.

Dla stosowanej w pracy częstotliwości generatora 250 kHz zakres rezonansu obejmuje zatem temperatury 750-850°C i wyżarzanie zmiękczające udarowe prowadzone w tych granicach warunkuje otrzymanie drobnoziarnistej struktury ferrytu z równomiernie rozłożonym bardzo drobnym cementytem.

Potwierdza to również występujące na przejściu od temperatury 750°C do 700°C, charakterystyczne pojawienie się ostrej granicy pomiędzy ułożeniem pasmowym a równomiernym kulek cementytu, ujawniene przy wyżarzaniu indukcyjnym stacjonarnym (rys. 45).

Z przepr.wadzonych rozważań wynika, że z obniżeniem drgań generatora zakres krytycznych temperatur udarowego wyżarzania powinien przesunąć się do niższych temperatur, choć trudno przesądzić, że rezonansowe pobudzenie atomów w tym obniżonym zakresie temperatur wystarczy dla przebiegu zjawisk zmiękczania w bardzo krótkim czasie. Przekroczenie wspomnianego charakterystycznego zakresu temperatur, które zaistniało przy nagrzaniu powyżej 900°C, prowadzi już do przekroczenia temperatury przemiany eutektoidalnej. W wyniku tego struktura jest perlityczna z niewielką ilością ziarn ferrytu (rys. 29--31) świadczącą o dużej niejednorodności ziarn austenitu. Na to wskazują również występujące obok płytkowego perlitu obszary drobnego cementytu ziarnistego, który nie uległ rozpuszczeniu w austenicie. Przedstawiony mechanizm oddziaływania prądów wysokiej częstotliwości pozostaje w ścisłym związku z wyjściową strukturą i stanem energii wewnętrznej materiału wyjściowego. Niewątpliwie działanie rezonansu powtarza się przy każdorazowym dalszym nagrzewaniu do zakresu 750-850°C, lecz tylko nagrzanie pierwsze ze względu na podwyższony stan energii wewnętrznej odbywa się w warunkach optymalnych umożliwiających przebieg maksymalnych zmian strukturalnych. Każde dalsze nagrzewanie udarowe odbywa się juź w warunkach, kiedy układ ma znacznie niższą energię wewnętrzną a ewentualne zmiany po chłodzeniu nie ujawniają się.

Zgodność takiego rozumowania potwierdzają uzyskane wyniki podczas prób wielokrotnego udarowego wyżarzania. Sumaryczny czas tych nagrzewań wynoszący już sekundy nie wystarczył do przebiegu procesów koagulacji, bowiem przebieg tych procesów wymaga czasów znacznie dłuższych. Mimo to koagulacja po wyżarzaniu udarowym zachodzi w czasie znacznie przyspieszonym, co stwierdzono wyżarzając w czasach do 2 godzin w temperaturach 680°C próbki uprzednio zmiękczone udarowo. Otrzymane zaś cząstki węglików odpowiadały wielkością cząstkom po 10 godzinnym wyżarzaniu konwencjonalnym.

Wyżarzanie zmiękczające udarowe ze względu na możliwość bardzo dużego skrócenia czasu zabiegu oraz uzyskania wyższych niż po wyżarzaniu konwencjonalnym własności wytrzymałościowych, stwarza więc możliwości wprowadzenia go jako zabiegu międzyoperacyjnego mogącego zastąpić drogie patentowanie na ścisły perlit. Otrzymana wybitnie drobnoziarnista struktura nadaje się szczególnie dobrze jako wyjściowa do wszystkich innych zabiegów obróbki cieplnej; np. hartowanie. Wiadomo, że dla prawidłowego zahartowania stali eutektoidalnej lub nadeutektoidalnej, podstawowym warunkiem jest właściwa struktura wyjściowa, o równomiernym rozmieszczeniu w osnowie sferoidalnych węglików, co zapewnia uzyskanie najwyższej twardości oraz optymalnych innych własności mechanicznych. Próby hartowania stali perlityoznej uprzednio zmiękczonej udarowo wykazały niemal idealną strukturę o znacznej jednorodności przy wysokiej twardości HV ok. 730 - rys. 49-50. W przypadku drutów o obniżonych własnościach wytrzymałościowych a podwyższonych plastycznych istnieje także możliwość stosunkowo szybkiego przeprowadzenia koagulacji w czasie do 2 godzin.

Przedstawiony w pracy habilitacyjnej model przebiegu badanych zjawisk i ich współzależności podczas udarowego wyżarzania zmiękczającego stali eutektoidalnej węglowej po zgniocie wyjaśniają całkowicie zaobserwowane i stwierdzone badaniami fakty. Wyniki pracy dają również możliwość wprowadzenia nowej bardziej ekonomicznej technologii wyżarzania zmiękczającego do przemysłu.

2.6. Wnioski

Z przeprowadzonych badań udarowego wyżarzania zmiękczającego stali eutektoidalnej wynikają następujące wnioski:

1. Udarowe wyżarzanie zmiękczające stali eutektoidalnej jest realizowane przez bezpośrednie indukcyjne nagrzewanie z szybkościami 1000-5000⁰C/sek. do zakresu temperatur 750-850⁰C przy częstotliwości prądu indukcyjnego około 250 kHz.

2. W czasie udarowego wyżarzania zmiękczającego proces rekrystalizacji ferrytu zostaje opóźniony i zachodzi równocześnie z koagulacją cementytu, co pozwala na wykorzystanie zdefektowania struktury wywołanego zgniotem. W dotychczasowej konwencjonalnej technologii koagulacja zachodziła dopiero w zrekrystalizowanej osnowie fazy α .

3. Zjawisko zarodkowania cementytu podczas udarowego wyżarzania zmiękczającego zachodzi prawdopodobnie głównie w obszarach osnowy o dużej gęstości dyslokacji, a nie na cząstkach nierozpuszczonych węglików wyjściowych. Pozwala to na wyeliminowanie niekorzystnej pasmowości struktury występującej po dużych zgniotach przy wyżarzaniu konwencjonalnym.

4. Na wybitne przyspieszenie dyfuzji podczas udarowego wyżarzania zmiękczającego ma wpływ wzajemne oddziaływanie następujących czynników:

- wyższej temperatury niż przy konwencjonalnym zabiegu:

45

- istniejącego pola naprężeń w ferrycie wywołanego zgniotem;
- efektu Gewelinga;
- zjawiska rezonansu częstotliwości pola elektromagnetycznego generatora wysokiej częstotliwości z częstotliwością przemieszczeń własnych atomów wegla.

5. Po wyżarzaniu zmiękczającym udarowym stali eutektoidalnej uzyskuje się następujące własności:

- wyższą wytrzymałość na rozciąganie o około 30 kG/mm² w stosunku do wyżarzania konwencjonalnego:
- wyższą twardość o około 30 HV;
- wzrost ilości skręceń o około 10:
- wzrost ilości przegięć o około 15.

6. Struktura po wyżarzaniu udarowym składa się z drobnoziarnistego ferrytu z bardzo drobnymi, jednakowej wielkości sferoidalnymi węglikami przy zaniku pasmowości i jest szczególnie korzystna dla następnego hartowania.

7. W zastosowaniu praktycznym udarowe wyżarzanie zmiękczające stwarza następujące możliwości:

- ze względu na podwyższone własności wytrzymałościowe i plastyczne może być stosowane jako zabieg międzyoperacyjny;
- w przypadku szczególnym, gdy wymagana jest struktura i własności charakterystyczne dla wyżarzania konwencjonalnego zabieg ten można zastąpić i około 5-krotnie skrócić stosując po wyżarzaniu udarowym izotermiczne wytrzymanie w temperaturze 680°C.

8. Wyniki pracy dają możność wprowadzenia nowej technologii wyżarzania zmiękczającego do przemysłu zapewniającej większą ekonomię tej obróbki cieplnej.

ANEKS

Definicje stosowanych zabiegów obróbki cieplnej

Wyżarzanie zmiękczające konwencjonalne

Wyżarzanie w temperaturze zbliżonej do Ac₁, celem uzyskania struktury cementytu kulkowego (sferoidalnego), przy stosowaniu małych szybkości nagrzewania.

Wyżarzanie zmiękczające udarowe

Wyżarzanie z uwzględnieniem dużych szybkości nagrzewania (500-1000[°]C/sek), realizowane przez nagrzewanie bezpośrednie indukcyjne do zakresu temperatur 750-850[°]C, bez izotermicznego wytrzymania.

Wyżarzanie zmiękczające udarowe ciągłe

Wyżarzanie zmiękczające udarowe w czasie którego drut wykonuje ciągły ruch z określoną szybkością względem induktora.

Wyżarzanie zmiękczające udarowe stacjonarne

Wyżarzanie zmiękczające udarowe w czasie którego drut jest w spoczynku względem induktora. Nagrzewa się tylko odcinek drutu znajdujący się w induktorze.

Wyżarzanie zmiekczające udarowe cykliczne

Wyżarzanie zmiękczające udarowe ciągłe powtarzane kilkakrotnie na tych samych odcinkach drutu przy tych samych parametrach nagrzewania.

Wyżarzanie zmiękczające udarowe z następnym wyżarzaniem konwencjonalnym

Łączny zabieg wyżarzania zmiękczającego udarowego ciągłego z następnym izotermicznym wytrzymaniem w temperaturze zbliżonej do Ac₁.

LITERATURA

- Lwow G.K.: Skorostnaja rekristalizacja małouglerodistoj stali. Mietałłowiedienie i tiermiczeskaja obrabotka mietałłow, 4 Moskwa 1959 r.
- [2] Iwanow W., Osipow K.: Isledowanije kinetyki rekrystalizacji tiechniczeskowo źelieza pri skorostnan elektronagriewie. Mietałłurgia i Topliwo 2, Moskwa 1960 r.
- [3] Staub F., Cieślak Ł.: Rekrystalizacja przyspieszona blach zimnowalcowanych. Archiwum Hutnictwa 4, Kraków, 1962 r.
- [4] Cieślak Ł.: Przyspieszona rekrystalizacja stali niskoweglowej walcowanej na zimno. Praca doktorska, maszynopis niepublikowany. Katedra Metaloznawstwa Pol. Śl. Gliwice, 1962 r.
- [5] Staub F., Cieślak Ł., Kubala E.: Przyspieszona rekrystalizacja jako główny czynnik postępu technicznego w technologii wyrobu cienkich blach stalowych. Hutnik 9, Katowice, 1965 r.
- [6] Fomin G.T.: Gazowyje pierwraszczenija w uglierodisłych spławach pri powyższennych skorostijach nagrewa Mietałłurgizdat. Moskwa. 1966 r.
- [7] Cieślak L.: Rekrystalizacja przyspieszona stali ferrytyczno-perlitycznej. Materiały Konferencji Komitetu Hutnictwa PAN, Kraków, 1966 r.
- [8] Cieślak Ł.: Wpływ rekrystalizacji przyspieszonej na proces starzenia blach stalowych niskoweglowych. Zeszyty Naukowe Pol. Śl., Mechanika 23, Gliwice, 1965 r.
- [9] Cieślak Ł.: Zmiany tekstury blachy zimnowalcowanej przy rekrystalizacji konwencjonalnej i przyspieszonej. Materiały Konferencji IMŻ "Rentgenowska analiza strukturalna w metalografii i metaloznawstwie", Gliwice, 1962 r.

49

- [10] Wendorffowa Z.: Rekrystalizacja stopów Ag-Cu z zakresu składów dwufazowych. Zeszyty Naukowe AGH Nr 1 PWN Kraków, 1954 r., str. 47.
- [11] Cieślak Ł., Zwonek J.: Udarowa rekrystalizacja mosiądzów dwufazowych. Zeszyty Naukowe Politechniki Śl., w druku.
- [12] Cieślak Ł., Szewieczek D., Zwonek J.: Rekrystalizacja udarowa stali wysokowęglowej. Zeszyty Naukowe Politechniki Śl., w druku.
- [13] Dehlinger W.: Handbuch der Physik, tom VII/2 Springer-Verlag. Berlin 1958, str. 211.
- [14] Nabarro E.R.: Proc. Phys. Soc. 52 Londyn 1940, str. 90.
- [15] Kröner F.: Acta Metallographica 2, New York, 1954, str.
 302.
- [16] Boksztajn S.Z.: Struktura i miechaniczeskie swoistwa legirowannej stali. Mietałłurgizdat, Moskwa 1954, str. 65.
- [17] Kriształ: Diffuzijonnyje procesy w żelaznych spławach. Mietałłurgizdat, Moskwa, 1963. str. 114.
- [18] Stanley J., Wert C.: Jour. of Applied Physics 32, 1961, str. 267.
- [19] Wert C.: Physic Revue 1950, 79 str. 601.
- [20] Gruzin P.L.: Dokład na sosieszczanii po dyfuzji A.N. USSR, Moskwa, 1955 r.
- [21] Shewmon P.G.: Diffusion in Solid: . Mc. Graw-Hill Book Company, New York, 1963.
- [22] Cochardt A., Schoeck G., Wiedersich H.: Acta Metallographica 3, New York, 1955, str. 533.
- [23] Ham F.S.: Jour. of Applied Physics 30, 1959, str. 915.
- [24] Arbuzow P., Kurdjumow G.W.: Żurnał tieorieticzeskoj fiziki t. 13, Moskwa, 1940.
- [25] Czermiński J.: Wstęp do metalografii. Wyd. Górniczo-Hutnicze, Katowice, 1961 r.

50

- [26] Kidin J.N.: Tiermiczeskaja obrabotka stali pri indukcjonnym nagriewie. Mietałłurgizdat, Moskwa, 1950.
- [27] Habraken L., de Brouver J.L.: De Ferri Metallographia. Presses Académiques Europeénnes. Bruxelles, 1966 r.

STRESZCZENIE

Wyżarzanie zmiękczające stali należy do zabiegów obróbki cieplnej często stosowanych w przemyśle. Jest ono jednak obarczone wadami, gdyż powoduje niejednorodność struktury, gruboziarnistość cementytu sfercidalnego, odwęglenie i utlenienie powierzchni itp., co przy długotrwałości zabiegu stwarza niewątpliwie potrzebę ulepszenia technologii wyżarzania zmiękczającego.

W Katedrze Metaloznawstwa Politechniki Śląskiej prowadzone są badania w zakresie obróbki cieplnej przy wykorzystaniu grzania bezpośredniego prądami indukcyjnymi wysokiej częstotliwości. Takie wyżarzanie nazwano wyżarzaniem udarowym, w przeciwieństwie do dotychczas stosowanego wyżarzania konwencjonalnego. Nagrzewanie udarowe pozwala na wybitne skrócenie (do ułamków sekund) czasu zabiegu oraz w niektórych przypadkach stwarza możliwość ciągłej obróbki cieplnej, głównie dla drutów, poprzez połączenie zabiegów przeciągania i obróbki cieplnej.

W pracy zbadano przebieg zjawisk zachodzących przy udarowym wyżarzaniu zmiękczającym zgniecionej stali eutektoidalnej. Badania przeprowadzono na drutach \emptyset 1,35 mm ze stali o zawartości ok. 0,8% C dla zgniotów 30, 50, 70 i 90%, nagrzewając je indukcyjnie z częstotliwością 250 kHz, w zakresie temperatur 750-800°C przy szybkości 1000-5000°C/sek. Wykonano badania mechaniczne (Rm, HV) oraz próby technologiczne (i_z, i_s), badania metalograficzne na mikroskopie optycznym i elektronowym oraz rentgenograficzne.

Zaobserwowane i stwierdzone badaniami fakty pozwoliły na przedstawienie modelu przebiegu zjawisk i ich współzależności podczas udarowego wyżarzania zmiękczającego badanej stali. Stwierdzono, że zabieg ten w zastosowaniu praktycznym oprócz zalet technologicznych, podwyższa także własności wytrzymałościowe i plastyczne stali, w wyniku otrzymania drobnoziarnistej struktury ferrytu z bardzo drobnymi, jednakowej wielkości węglikami sferoidalnymi. Wytłumaczenie teoretyczne opiera się na zjawisku opóźnienia procesu rekrystalizacji ferrytu co pozwala na wykorzystanie zdefektowania struktury wywołanego zgniotem w zjawiskach zarodkowania,dyfuzji i koagulacji cementytu. Eliminuje to niekorzystną pasmowość struktury występującą przy dużych zgniotach po wyżarzaniu konwencjonalnym. Stwierdzono, że wyjątkowe przyspieszenie zmian strukturalnych uwarunkowane jest nie tylko podwyższeniem temperatury i istniejącym polem naprężeń, ale przede wszystkim zjawiskami towarzyszącymi nagrzewaniu indukcyjnemu. Wyniki pracy dają możliwość wprowadzenia do przemysłu nowoczesnej technologii wyżarzania zmiękczającego.

СОКРАЩЕНИЕ

Сферондизация стали относится к операциям термической обработки очень часто применяемым в промышленности. Имеет оно всетаки пороки, наступает неоднородность структуры, крупнозернистость цементита сфероидального, декарбонизацию и окисление поверхности итд., что при длительности сперации требует улучшения технологического процесса сферондизации.

В кафедре материалловедения Силезской Политехники проведено испытания в области термической обработки при использовании индукционными токами высокой частоты. Такой отжиг получил название ударного отжига, в противоречие до этого времени применяемого конвенционнального отжига. Ударный отжиг позволяет в большом степени сократить (дроби секунды) время операции а также в некоторых случаях позволяет на непрерывность термической обработки, главное для проволоки при помощи соединения вытяжки и термической обработки. В работе исследовано процессы проходящии при ударном отжиге смягченным сдеформированной евтектикальной стали.

Исследования проводились на проволоках ф 1.35 мм из стали о содержании около 0,8% С для сдеформированных 30, 50, 70, 90% нагревая индукционной частотой 250 кHz, в области температур 750-800°С при скорости 1000-5000°С/сек. Сделано межанические испытания (R_M, HV) и технологические пробы (iz, is), исследования металлографические при помощи оптического и электронического микроскопа, некоторые рентгенографические исследования. Обсервированное и утвержденное при исследованиях позволяет на представление моделярохождения явлений и их зависимостиво время ударного отжига исследоваемой стали. Утверждено, что эта операция в практическом применении кроме технологических положительсвойств, увеличивает также сопротивляемость и пластичность ных стали, которая получает благодаря операции мелкозернистую структуру феррита с очень мелкими одинаковой величины сфероидальных угликов.

Теоретически это можно объяснить при помощи явления замедления процесса рекристализации феррита, что позволяет на использование сдеформированной структуры. в явлениях зародыша и диффузии во время коагуляции цементита. Позволило это на устранение полос структуры выступающих при больших пластических деформациях после сфероидизации.

Угверждено, что имеющее место ускорение структуральных изменений зависит не только от увеличения температуры и существующего поля напряжения, а самое важное от всех явлений выступающих при индукционном нагреве.

Результаты испытаний представляют возможность введения в практику современную технологию сфероидизации.

SUMMARY

Spheroidization of steel as the process of heat treatment often used in industrial practice, may give sometimes unsatisfactory results due to structural heterogeneity, coarsening of cementite particles or surface decarburization and oxidation. These detrimental effects as well as a long time of annealing make necessary the improving of spheroidization process.

At the Chair of Physical Metallurgy of Silesian Politechnical Institute there are carred on investigations concerning to the application of induction heating in heat treatment of steel. Such performed annealing has been called an "impact" annealing, in opposite to the conventional process. The impact annealing makes it possible to short appreciably the time of annealing and to introduce the continuous process of wire-production, consisted of cold drawing and recrystallization annealing.

The phenomena have been occuring in cold worke steel containing 0,8% C during impact spheroidization have been examinated. Steel wires, 1,35 mm in diameter cold drawn to 30, 50, 70 and 90% reduction were investigated. Induction heating to the temperature of $750-800^{\circ}$ C with heating up rate of 1000- 5000° C/sek has been used at frequency of 250 kc.

It has been performed the tension tests, the DPH measurements, the torsion - and bend tests, as well as metallographic examination by means both the light and electron microscope. The X - rays investigation of ferrite recrystallization process has been also carried out. A model of the process of impact spheroidization has been proposed. The impact spheroidization gives the technological advanteges and makes possible to obtain the better mechanical properties of steel due to fine - grained ferrite matrix with fine, spheroid carbide particles. The structure imperfections due to cold work has been utilised to nucleation and diffusion processes during coagulation of cementite by impeding the process of the ferrite recrystallization; it has eliminated the banding of structure, which occurs in cold worked steel after conventional annealing.

It has been confirmed an uncommon acceleration of the microstructural transformations as a result of increased temperature and existence of stress field due to cold working as well as of phenomena accompanying the induction heating.

There is a possibility to apply in the industrial practice the modern technology of spheroidization, which gives both the economic and technical advantages.

SPIS RYSUNKÓW

Rys.	1.	Cu w Al
Rys.	2.	Rozkład koncentracji węgla w ferrycie w procesie koagulacji
Rys.	3.	Zależność współczynnika dyfuzji węgla w ferrycie od temperatury
Rys.	4.	Zmiana położenia linii nasycenia roztworu składnikiem B przy zmianie stopnia rozdrobnienia fazy
Rys.	5.	Struktura drutu po patentowaniu
Rys.	6.	Szczegół rys. 5
Rys.	7.	Struktura po zgniocie 90%
Rys.	8.	Struktura po zgniocie 30%
Rys.	9.	Szczegół rys. 8
Rys.	10.	Szczegół rys. 7
Rys.	11.	Szczegół rys. 10
Rys.	12.	Szczegół rys. 10
Rys.	13.	Rentgenogram próbki po zgniocie 90%
Rys.	14.	Generator wysokiej częstotliwości
Rys.	15.	Wzbudnik
Rys.	16.	Zależność własności wytrzymałościowych od stopnia zgniotu dla udarowego wyżarzania zmiękczającego stali D85A z szybkością 1000°C/sek.
Rys.	17.	Zależność własności wytrzymałościowych od stopnia zgniotu dla udarowego wyżarzania zmiękczającego stali D85A z szybkością 2500°C/sek.
Rys.	18.	Zależność własności wytrzymałościowych od stopnia zgniotu dla udarowego wyżarzania zmiękczającego stali D85A z szybkością 5000°C/sek.
Rys.	19.	Zależność własności wytrzymałościowych od stopnia zgniotu dla udarowego wyżarzania stali D85A
Rys.	20.	Zależność ilości skręceń od stopnia zgniotu i temp. wyżarzania udarowego stali D85A
Rys.	21.	Zależność ilości przegięć od stopnia zgniotu i temp. wyżarzania udarowego stali D85A
Rys.	22.	Struktura po zgniocie 30% i udarowym wyżarzaniu w temp. 700°C z szybkością 2500°C/sek.

- Rys. 23. Struktura po zgniocie 70% i udarowym wyżarzaniu w temp. 700°C z szybkością 5000°C/sek.
- Rys. 24. Struktura po zgniocie 90% i udarowym wyżarzaniu w temp. 700°C z szybkością 5000°C/sek.
- Rys. 25. Szczegół rys. 24
- Rys. 26. Struktura po zgniocie 90% i udarowym wyżarzaniu w temperaturze 800°C z szybkością 2500°C/sek.
- Rys. 27. Szczegół rys. 26
- Rys. 28. Szczegół rys. 26
- Rys. 29. Struktura po zgniocie 70% i udarowym wyżarzaniu w temp. 900°C i szybkością 2500°C/sek.
- Rys. 30. Szczegół rys. 29
- Rys. 32. Rentgenogram próbki po zgniocie 50% i udarowym wyżarzaniu w temp. 800°C z szybkością 2500°C/sek.
- Rys. 33. Rentgenogram próbki po zgniocie 90% i udarowym wyżarzaniu w temp. 700°C z szybkością 2500°C/sek.
- Rys. 34. Zależność wytrzymałości na rozciągania od czasu wyźarzania i stopnia zgniotu dla stali D85A wyżarzonej zmiękczająco konwencjonalnie w temp. 680°C
- Rys. 35. Zależność twardości od czasu wyżarzania i stopnia zgniotu dla stali D85A wyżarzonej zmiękczająco konwencjonalnie w temp. 680°C
- Rys. 36. Zależność ilości skręceń i przegięć od czasu wyżarzania i stopnia zgniotu dla stali D85A wyżarzonej zmiękczająco konwencjonalnie w temp. 680°C
- Rys. 37. Struktura po zgniocie 50% i wyżarzaniu konwencjonalnym w temp. 680°C przez 10 godzin
- Rys. 38. Struktura po zgniocie 90% i wyżarzaniu konwencjonalnym w temp. 680°C przez 10 godzin
- Rys. 39. Szczegół rys. 37
- Rys. 40. Szczegół rys. 37
- Rys. 41. Szczegół rys. 38
- Rys. 42. Rozkład twardości w próbce po 90% zgniocie w zależności od temp. stacjonarnego wyżarzania udarowego
- Rys. 43. Struktura po zgniocie 90% i udarowym wyżarzaniu stacjonarnym w temp. 1000°C z szybkością 1500°C/sek.
- Rys. 44. Struktura po zgniocie 90% i udarowym wyżarzaniu stacjonarnym w temp. 900°C z szybkością 1500°C/sek.
- Rys. 45. Struktura po zgniocie 90% i udarowym wyżarzaniu stacjonarnym w zakresie temperatur 800-700°C z szybkością 1500°C/sek
- Rys. 46. Struktura po zgniocie 90% i udarowym wyżarzaniu stacjonarnym w temp. 700°C z szybkością 1500°C/sek.

- Rys. 47. Zależność twardości od temperatury wyżarzania udarowego z następnym izotermicznym wytrzymaniem w temp. 680°C
- Rys. 48. Zwiększenie się gęstości prądu elektrycznego na granicach faz posiadających róźne przewodnictwo elektryczne
- Rys. 49. Struktura po zgniocie 90% i wyżarzaniu udarowym w temp. 800°C z szybkością 2500°C/sek z następnym hartowaniem w temp. 780°C w wodzie
- Rys. 50. Szczegół rys. 49



Rys. 1. Zależność energii sprężystej od kształtu wydzielenia Cu w Al wg Krönera [15]



Rys. 2. Rozkład koncentracji wegla w ferrycie w procesie koagulacji (schemat) [16]



Rys. 3. Zaleźność współczynnika dyfuzji węgla w ferrycie od temperatury [16]







Rys. 5



Nr rys	Stopień zgniotu %	Rodz aj ob ró bki cieplnej i para- metry	Struktura	Powię- kszenie
5	-	patento- wanie 850 [°] C/ /560 [°] C	Perlit ścisły	1000 x
6	-	patento- wanie 850°C/ /560°C	Szczegół rys. 5 Drobne płytki ferry- tu i cementytu w per- licie ścisłym, nie- wielka ilość bainitu górnego; ciemne cząst- ki - wyekstrahowane węgliki	20000 x
7	90	patento- wanie 850°C/ /560°C	Wyraźna pasmowość perlitu	1000 x

Rys. 6



Rys. 7



Rys. 8



Rys. 9



Rodzaj Stopień zgniotu obróbki Powięcieplnej i para-metry Struktura Nr rys kszenie % Zmiennej wielkości i patentokształtu cząstki cemen-tytu, rozmieszczone w pasmach poślizgu zgnie-cionej osnowy fazy α wanie 20000 x 8 30 850°C/ /560°C patento-wanie Szczegół rys. 8 Charakterystyczny kształt cząstek ce-mentytu o ostrych na-9 30 40000 x 850°C/ /560°C rożach patento-wanie Szczegół rys. 7 Drobne nieregularne cząstki cementytu ułożone pasmowo w kierunku przeróbki plastycznej. Rozmiesz-czenie ich nie wykazu-je powiązania z pier-wotnym położeniem pły-tek cementytu w perli-cie 20000 x 10 90 850°C/ /560°C

Rys. 10



Rys. 11



Rys. 12



Nr rys.	Stopień zgniotu %	Obróbka cieplna i para- metry	Struktura	Powię- kszenie
11	90	patento- wanie 850°C/ /560°C	Szczegół rys. 10	40000 x
 12	90	patento- wanie 850 [°] C/ /560 [°] C	Duże odkształcenie plastyczne osnowy o z wyraźnie występu- jącymi pasmami po- ślizgu	50000 x
13	90	patento- wanie 850°C/ /560°C	Rentgenogram wyko- nany metodą Bragg- Brentano. Prąźki in- terferencyjne od płaszczyzn ferrytu oraz cementytu	1:1





pionowym



















Rys. 20. Zaleźność ilości skręceń od stopnia zgniotu i temp. wyżarzania udarowego stali D85A. Zakreskowane zakresy obejmują wszystkie stosowane szybkości nagrzewania



Rys. 21. Zależność ilości przegięć od stopnia zgniotu i temp. wyżarzania udarowego stali D85A. Zakreskowane zakresy obejmują wszystkie stosowane szybkości nagrzewania









Nr rys.	Stopień zgniotu %	Rodzaj wyżarza- nia i parame- try	Struktura	Powię- kszenie
22	30	udarowe 700 [°] C 2500 [°] C/ /sek.	Perlit ścisły odkształ- cony z nieznaczną ilo- ścią ferrytu i bardzo drobnymi węglikami	1000 x
23	70	udarowe 700 ⁰ C 5000 ⁰ C/ /sek	Wydłużone w kierunku przeróbki plastycznej ziarna ferrytu z bar- dzo drobnymi węglikami	1000 x
24	90	udarowe 700 ⁰ C 5000 ⁰ C/ /sek	Wydłużone w kierunku przeróbki ziarna ferry- tu z pasmowo ułożonymi węglikami	1000 x
25	90	udarowe 700 ⁰ C 5000 ⁰ C/ /sek	Szczegół rys. 24 W osnowie œ węgliki o zróżnicowanym kształ- cie	30000 x





Rys. 24

Rys. 25



Rys. 26



Rys. 27



Rodzaj Stopień zgniotu wyżarza-Powię-Struktura Nr rys. nia i 🗄 kszenie parame-% try W osnowie fazy & we-gliki o dužej dys-persji, przy zupełnym braku pasmowości. Du-ża intensywność traudarowe 800°C 1000 x 26 90 2500⁰C/ /sek. wienia Szczegół rys. 26 udarowe W osnowie zrekrystali-zowanego ferrytu o wy-raźnych podziarnach, równomiernie rozłożone 800°C 40000 x 27 90 2500°C/ /sek sferoidalne węgliki Szczegół rys. 26 udarowe Węgliki stosunkowo jednakowej wielkości 800⁰C 40000 x 28 90 2500⁰C/ /sek

Rys. 28



Rys. 29



		-	-
17-0	P-652	.5	e
D.)	-	2	8



Nr rys.	Stopień zgniotu %	Rodzaj wyżarza- nia i parame- try	Struktura	Powię- kszenie
29	70	udarowe 900 ⁰ C 2500 ⁰ C/ /sek	Perlit płytkowy oraz ziarnisty; miejscami drobne ziarna wolne- go ferrytu	1000 x
30	70	udarowe 900 ⁰ C 2500 ⁰ C/ /sek	Szczegół rys. 29 Perlit płytkowy oraz ziarnisty	20000 x
31	70	ud arow e 900 ⁰ C 2500 ⁰ C/ /sek	Szczegół rys. 29 Jak wyżej oraz ziar- na ferrytu	20000 x

Rys. 31




Rys. 33







2. 400



1	10		50	10-4	8	
	****	1	and a second		.A.	180

Rys.	3	9
------	---	---

Nr rys.	Stopień zgniotu %	Rodzaj wyżarza- nia i parame- try	Struktura	Powię- kszenie
32	50	ud arowe 800 [°] C 2500 [°] C/ /sek	Rentgenogram wykona- ny metodą promieni wstecznych. Ostre prążki interfe- rencyjne dubletu Ka ₁ i Ka ₂ płaszczyzny (310) ferrytu, z nie- licznymi drobnymi re- fleksami punktowymi	1:1
33	50	udarowe 700 ⁰ C 2500 ⁰ C/ /sek	Jak wyżej Rozmyty prążek płasz- czyzny (310) ferrytu. Całkowity zanik du- bletu	1:1
37	50	konwen- cjonalne 680 ⁰ / 10 godz.	W osnowie fazyα kulki cementytu zmiennej wielkości	1000 x
38	90	konwen- cjonalne 680 ⁰ / 10 godz.	Jak wyżej, lecz kulki cementytu ułożone pas- mowo	1000 x
39	50	konwen- cjonalne 680 ⁰ / 10 godz.	Szczegół rys. 37 W osnowie ferrytu róż- nej wielkości i kształ- tu cząstki cementytu	10000 x



Rys. 34. Zaleźność wytrzymałości na rozciąganie od czasu wyżarzania i stopnia zgniotu dla stali D85A wyżarzonej zmiękozająco konwencjonalnie w temp. 680°C



Rys. 35. Zeleżność twardości od czasu wyżarzania i stopnia zgniotu dla stali DB5A wyżarzonej zmiękczająco konwencjonalnie w temp. 680°C



Rys. 36. Zależność ilości skręceń i przegięć od stopnia zgniotu i czasu wyżarzania konwencjonalnego w temp. 580°C dla stali D85A







- 11				
Nr rys.	Stopień zgniotu %	Rodzaj wyżarza- nia i parame- try	Struktura	Powię- kszenie
40	50	konwen- ojonalne 680 ⁰ C/ 10 godz.	Szczegół rys. 37 Cząstki cementytu o nieregularnym kształ- cie i "poszarpanym konturze"	20000 x
41	90	konwen- cjonalne 680 ⁰ C/ 10 godz.	Szczegół rys. 38 Podziarna w ferry- cie oraz cząstki ce- mentytu ułożone pas- mowo	10000 x
43	90'	udarowe stacjo- narne 1000°C 1500°C /sek	Perlit płytkowy gru- by i ziarnisty z miejscami wolnym ferrytem	1000 ≭
44	90	udarowe stacjo- narne 900°C 1500°C/	Perlit płytkowy (w małej ilości) oraz cementyt kulkowy	1000 x







Rys. 43

Rys. 44

Rys. 45

Linhis

teris.





				-
Nr rys.	Stopień zgniotu	Rodzaj wyżarza- nia i parame- try	Struktura	Powię- kszenie
45	90	udarowe stacjo- narne w zakre- sie 800 ⁰ - - 700 ⁰ C	Drobny cementyt kul- kowy - w wyższej tem- peraturze, równomier- nie rozłożony, odcina się od pasmowego po- wstałego w temperatu- rze niższej	1000 x
 46	90	udarowe Drobny cementyt uło- stacjo- źony pasmowo narne 700 [°] C 1500 [°] C/ /sek		1000 x
49	90	udarowe 800°C 2500°C/ /sek i harto- wane 780°C/ /woda	owe Równomierny iglasty martenzyt z bardzo drobnymi węglikami c/ a	
50	90	udarowe 800°C 2500°C/ /sek i harto- wane 780°C/ /woda	Szczegół rys. 49	10000 x



Rys. 48. Zwiększenie się gęstości prą-du elektrycznego na granicach faz po-siadających różne przewodnictwo elek-tryczne (wg Gewelinga) [25]

1000

Rys. 49



Rys. 50

ZESZYTY NAUKOWE POLITECHNIKI ŚLĄSKIEJ ukazują się w następujących seriach:

- Α. Αυτοματγκα
- B. BUDOWNICTWO
- Ch. CHEMIA
- E. ELEKTRYKA
- En. ENERGETYKA
- G. GÓRNICTWO
- IS. INŻYNIERIA SANITARNA
- MF. MATEMATYKA-FIZYKA
 - M. MECHANIKA
- NS. NAUKI SPOŁECZNE

Dotychczas ukazały się następujące zeszyty serii M:

Mechanika	z.	1,	1954	r.,	s.	90,	zł	8,45
Mechanika	z.	2,	1955	r.,	s.	92,	zł	13,50
Mechanika	z.	3,	1956	r.,	s.	88,	zł	13,—
Mechanika	z.	4,	1957	r.,	s.	122,	zł	27,
Mechanika	z.	5,	1958	r.,	s.	169,	zł	33,—
Mechanika	z.	6,	1960	r.,	s.	167,	zł	43,35
Mechanika	z.	7,	1960	r.,	s.	48,	zł	14,—
Mechanika	z.	8,	1961	r.,	s.	77,	zł	15,30
Mechanika	z.	9,	1961	r.,	s.	86,	zł	20,60
Mechanika	z.	10,	1962	r.,	s.	100,	zł	7,45
Mechanika	z.	11,	1962	r.,	s.	152,	zł	11,75
Mechanika	z.	12,	1962	r.,	s.	39,	zł	2,90
Mechanika	z.	13,	1962	r.,	s.	83,	zł	6,25
Mechanika	z.	14,	1962	r.,	s.	50,	zł	3,75
Mechanika	z.	15,	1962	r.,	s.	83,	zł	7,65
Mechanika	z.	16,	1962	r.,	s.	129,	zł	10,95
Mechanika	z.	17,	196 3	r.,	s.	116,	zł	6,90
Mechanika	z.	18,	1963	r.,	s.	72,	zł	5,50
Me <mark>chanik</mark> a	Ζ.	19,	1963	r.,	s.	79,	zł	4,50
Mechanika	z.	20,	1963	r.,	s.	78,	zł	4,50
Mechanika	z.	21,	1964	r.,	s.	64,	zł	5,25
Mechanika	z.	22,	1965	r.,	s.	104,	zł	7,20
Mechanika	z.	23,	1965	r.,	s.	98,	zł	5,70
Mechanika	z.	24,	1965	r.,	s.	125,	zł	9,—
Mechanika	Z.	25,	1966	r.,	s.	111,	zł	6,—
Mechanika	z.	26,	1966	r.,	s.	119,	zł	10,—

