ZESZYTY NAUKOWE POLITECHNIKI ŚLĄSKIEJ

MECHANIKA

all a second a second and a second second

P 3361 44

Z. 60 GLIWICE 1977

SPIS TREŠCI

Str

		NO 01 1
1.	WSTEP	3
2. 3.	ODDZIAŁYWANIE WAD SIECI KRYSTALICZNEJ I ATOMÓW WĘGLA W PROCESIE ODPUSZCZANIA MARTENZYTU WPŁYW GRANIC ZIARN ORAZ PODSTRUKTURY NA UMOC-	5
	NIENIE STALI W OBECNOŚCI WYDZIELEŃ FAZY WTÓRNEJ	9
4.	BADANIA WŁASNE	13
	4.1. Cel i przebieg badań	13
5.	WYNIKI I ANALIZA BADAŃ	16
6.	WNIOSKI	37
7.	LITERATURA	40
8.	STRESZCZENIA	44
9.	ATLAS STRUKTUR	50

1-2 · *

POLITECHNIKA ŚLĄSKA

ZESZYTY NAUKOWE

Nr 515

P. 3361/77

DANUTA SZEWIECZEK

ODDZIAŁYWANIE ODPUSZCZANIA Z DUŻYMI Szybkościami nagrzewania i odkształgenia Plastycznego na umocnienie stali Sprężynowej węglowej

Opiniodawcy:

Prof. dr hab. inż. Łucja Cieślak Prof. dr inż. Zbigniew Głowacki Prof. dr hab. inż. Zygmunt Steininger

REDAKTOR NACZELNY WYDAWNICTW UCZELNIANYCH POLITECHNIKI ŚLĄSKIEJ

Jan Bandrowski

REDAKTOR DZIAŁU

Jan Darlewski

SEKRETARZ REDAKCJI

Jan Znamirowski

Wydano za zgodą Rektora Politechniki Śląskiej

Dział Wydawnictw Politechniki Śląskiej Gliwice, ul. Kujawska 2

Nakl. 50+150 Ark. wyd. 4,3 Ark. druk. 4 Papier offsetowy kl. III 70x100, 70 g Oddano do druku .3.1977 Podpis. do druku 16.04 1977 Druk zakończ. w maju 1977 Zam 450/77 Cena zł 11,-

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

PT-315 77

1. WSTĘP

Stal, będąc głównym tworzywem konstrukcyjnym współczesnej techniki, jest nadal przedmiotem licznych prac badawczych, stanowiących zazwyczaj podstawę nowych opracowań technologicznych. Poprawę bądź zmianę własności stali można uzyskać zarówno poprzez modernizację składu chemicznego jak i technologii wytwarzania. Czynniki te oddziaływują na własności głównie przez zmianę struktury.

Wśród materiałów stosowanych do wyrobu odpowiedzialnych części maszyn i przyrządów ważne miejsce zajmują druty sprężynowe, które powinny cechować się wysokimi własnościami wytrzymałościowymi, a także plastycznymi.Ponadto, ze względu na konieczność zapewnienia dużej wytrzymałości na zmęczenie technologia drutów sprężynowych musi zapewnić ich gładką powierzchchnię bez odwęglenia i utlenienia. Znacznie bardziej czułe na wady powierzchniowe są druty ulepszane cieplnie niż patentowane. Dodatkową wadą drutów ze stali węglowych ulepszanych cieplnie jest ich mała "odporność" na odpuszczanie, związana z nadmiernym rozrostem skoagulowanych węglików w temperaturach powyżej 400⁰C. Dlatego też przy nagrzewaniu konwencjonalnym wzrost temperatury odpuszczania powoduje znaczne obniżenie własności. wytrzymałościowych i sprężystych drutu. Z kolei w drutach patentowanych i ciągnionych dużą rolę odgrywa problem rozwarstwień powierzchniowych przy skręcaniu. Jakość drutów sprężynowych wykonanych z walcówki bez wad hutniczych zależy więc od poziomu stosowanych technologii; drutu ulepszonego cieplnie od technologii obróbki cieplnej, zaś patentowego głównie od technologii ciągnienia. Dlatego też zagadnienie modernizacji technologii wytwarzania drutów sprężynowych jest nadal aktualne.

Przystępując do rozwiązania zagadnienia przyjęto tezę, że efektywnym sposobem podwyższenia własności stali jest optymalne zespolenie cieplnego i mechanicznego oddziaływania. Dla racjonalnego rozwiązania tego zagadnienia okazało się konieczne przyjęcie odpowiedniego programu zabiegów technologicznych, głównie hartowania i odpuszczania z wykorzystaniem dużych szybkości nagrzewania, połączonych z odkształceniem plastycznym w aspekcie oddzielnego oraz zespolonego oddziaływania tych czynników na umocnienie stali sprężynowej węglowej o zawartości 0,6% C. Dobór zabiegów technologicznych był podyktowany z jednej strony możliwością ich wykorzystania w warunkach przemysłowych, z drugiej zaś strony dążnością do możliwie pełnego ujawnienia i poznania zmian strukturalnych im towarzyszących.Celem rozwiązania zagadnienia przyjęto odpowiedni program badań i prób mechanicznych i technologicznych, a także ukierunkowanych poznawczych badań strukturalnych.

And a star and a strand and and a strand a stran

2. ODDZIAŁYWANIE WAD SIECI KRYSTALICZNEJ I ATOMÓW WĘGLA W PROCESIE ODPUSZCZANIA MARTENZYTU

Kinetyka rozpadu metastabilnej struktury stali zahartowanych jest uwarunkowana morfologią martenzytu, stopniem jego przesycenia węglem, gęstością i rozmieszczeniem wad sieciowych oraz warunkami cieplnymi jego rozpadu [1]. Istotnym czynnikiem wpływającym na rozpad martenzytu w procesie odpuszczania jest wzajemne oddziaływanie wad sieci krystalicznej i atomów węgla. Początkowe zmiany strukturalne przy odpuszczaniu są związane z rozlokowaniem atomów węgla w sieci martenzytu. Już podczas chłodzenia poniżej temperatury M_ następuje rozmieszczenie atomów węgla w wyniku współdziałania z wadami sieciowymi austenitu, decydujące o segregacji węgla na dyslokacjach w utworzonym martenzycie oraz jego tetragonalności [2-6]. W miarę obniżania temperatury ruchliwość dyelokacji maleje w wyniku segregowania do nich atomów węgla [8, 9]. Atomy węgla podczas chłodzenia segregują przede wszystkim na dyslokacjach śrubowych, gdyż znajdują tam dogodne luki oktaedryczne [1, 5]. Procesy segregacji węgla przyspiesza obecność wakansów zgrupowanych w temperaturze pokojowej po hartowaniu zazwyczaj na dyslokacjach oraz częściowo na granicach ziarn [10]. Obecność wakansów ułatwia migrację atomów węgla do dyslokacji, zwiększając segregację tego pierwiastka na dyslokacjach.

Wady budowy sieci krystalicznej zmieniają kinetykę rozpadu martenzytu w zakresie od około -50 do 130⁰C [11-14]. Przy gestości dyslokacji wynoszącej 10¹¹ .cm⁻² około 90% atomów węgla zajmuje pozycje w polu odkształceń dyslokacji [15]. Znaczne nagromadzenie skupień dyslokacji np.w martenzycie niskowęglowym zawierającym do 0,2% C powoduje, że około 85% atomów węgla jest związane z dyslokacjami [11, 2, 5]. Ilość atomów węgla związana z dyslokacjami w martenzycie stali zawierających do 0,5% C wynosi około 75% [2, 5]. Jeżeli w strukturze obok martenzytu płytkowego występuje martenzyt zbliźniaczony, wówczas udział węgla związanego z dyslokacjami zmniejsza się, gdyż w obszarach martenzytu zbliźniaczonego,występująca gęstość dyslokacji jest porównywalna z gęstością dyslokacji stali w stanie wyżarzonym [14]. Przy zawartości węgla 0,8% C, w strukturze stali zahartowanej występuje około 35% martenzytu zbliźniaczonego i około 65% węgla segreguje do dyslokacji [14]. W stalach wysokoweglowych gestość dyslokacji nie wystarcza do całkowitego związania rozpuszczonego węgla w roztworze stałym. Dlatego w martenzycie tych stali obserwuje się tworzenie stref bliskiego uporządkowania wzbogaconych w węgiel wzdłuż określonych płaszczyzn krystalograficznych. Strefy te powstają w martenzycie – płytkowym

wzdłuż płaszczyzn {100}, a w zbliźniaczonym w płaszczyznach bliźniakowania {112} [1, 16, 17].

W procesie niskotemperaturowego odpuszczania martenzytu stali węglowych tworzą się zazwyczaj węgliki ε i η oraz niskotemperaturowy Fe₃C [18-34].

Węglik & tworzy się w momencie, kiedy od około 70 do 77% pozycji międzywęzłowych w polu odkształceń dyslokacji jest zajętych przez atomy węgla. Energia wiązania atomów węgla z dyslokacjami jest większa aniżeli atomów węgla i żelaza w węgliku & [35]. Dlatego w stalach poniżej 0,2% C praktycznie cały węgiel pozostaje w obrębie pola naprężeń dyslokacji aż do utworzenia Fe₃C [14]. Odpuszczanie stali węglowych o zawartości węgla powyżej 0.2% w zakresie od około 150 do 230°C prowadzi do tworzenia węglika & [23, 29], którego skład zawiera się od Fe_{1,5}C do Fe_{2,4}C a nawet do Fe₄C. Węglik & o sieci heksagonalnej i parametrach: a = 0,273 nm, c = 0,433 nm wykazuje względem osnowy orientację [36, 20, 30]:

> $(0001)_{g} \parallel (011)_{M};$ $(00\overline{1}1)_{g} \parallel (010)_{M};$ $[11\overline{2}0]_{g} [100]_{M} = 5^{\circ}.$

W martenzycie zbliżniaczonym tworzy się niewielka ilość niskotemperaturowego Fe₃C [37, 32, 2] o sieci rombowej i parametrach: a = 0,403 nm b = = 0,495 nm, c = 0,705 nm.

W stalach zawierających powyżej 0,8% C odpuszczonych w zakresie od 120 do 150°C stwierdzono, że fazą wydzielającą się z martenzytu w pierwszej kolejności jest węglik η – Fe₂C o sieci romboedrycznej [33, 34] i następujących parametrach: a = 0,285 nm, b = 0,471 nm, c = 0,432 nm, wykazujący orientację względem osnowy:

$$(001)_{\eta} || (001)_{M}$$

 $[100]_{\eta} || [100]_{M}$
 $(011)_{\eta} (011)_{M} = 2.5^{\circ}$

Odpuszczanie w zakresie temperatur 250 do około 360⁰C powoduje wydzielanie cementytu Fe₃C. Komórka elementarna cementytu o sieci rombowej wykazuje następujące parametry: a = 0,4519 nm, b = 0,5079 nm, c = 0,6730 nm. Wydzielenie Fe₃C wykazują najczęściej względem osnowy orientację ustaioną przez Bagarjackiego [38], potwierdzoną między innymi w pracach [29, 39-41], a mianowicie:

 $\begin{bmatrix} 100 \end{bmatrix}_{Fe_{3}C} \| [0\bar{1}1]_{M} \\ \begin{bmatrix} 010 \end{bmatrix}_{Fe_{3}C} \| [11\bar{1}]_{M} \\ (001)_{Fe_{3}C} \| (211)_{M}$

Po odpuszczaniu w wymienionych zakresach temperatur pozostała część węgla wydziela się w procesie niezależnego zarodkowania. Sumaryczna ilość węgla uczestnicząca w niezależnym zarodkowaniu wynosi od 0,2 do 0,3% ogólnej zawartości węgla w stali [42, 5, 14]. Równocześnie z niezależnym zarodkowaniem następuje przemiana "in situ" węglika & w Fe₃C, co jest możliwe dzięki małej energii aktywacji przemiany rzędu 6000 kcal/mol [20, 43].

Opisanym procesom towarzyszy spadek koncentracji węgla w roztworze stałym do stanu równowagi termodynamicznej ferrytu [14]. Podwyższenie temperatury odpuszczania do zakresu 350 do 400°C sprzyja koagulacji cementytu w stalach węglowych. Powyżej 550°C w stalach węglowych cząstki cementytu mają kształt sferoidów, a ich wielkość zwiększa się wraz z temperaturą i upływem czasu odpuszczania [44].

Przemiany podczas odpuszczania martenzytu są determinowane procesami dyfuzyjnymi. Oznacza to, że kinetyka rozpadu produktów hartowania stali uzależniona jest zarówno od wad sieci krystalicznej martenzytu jak i cieplnych warunków jego rozpadu.

Wzrost gęstości wad sieci w martenzycie można wywołać różnymi sposobami. Jednym ze sposobów jest zespolone oddziaływanie odkształcenia plastycznego w temperaturze pokojowej przed hartowaniem oraz dużych szybkości nagrzewania w procesie austenityzacji. W wyniku obserwuje się zjawisko przekazania pewnej ilości wad sieci krystalicznej z nagrzewanej struktury stali do austenitu [50, 51]. Uzyskanie maksymalnego efektu sprowadza się w pierwszej kolejności do doboru warunków odkształcenia plastycznego stali, zapewniających utworzenie komórkowej struktury dyslokacyjnej lub podziarn; możliwe jest to do osiągnięcia w przedmiotach o niewielkich przekrojach i jest związane z intensywnie przebiegającym procesem zdrowienia dynamicznego w czasie gniotu na zimno. Następnie warunki austenityzowania,tj.szybkość nagrzewania oraz temperatura powinny umożliwić odziedziczenie i zachowanie wad sieci krystalicznej nagrzewanej stali. W wyniku następnej przemiany martenzytycznej następuje dziedziczenie podstruktury austenitu przez martenzyt [52]. Sumaryczna gęstość dyslokacji obecnych w martenzycie zależy więc od podstruktury austenitu oraz od gęstości dyslokacji dodatkowo utworzonych podczas przemiany 🍸 🗝 🗘 . Warunki cieplne procesów zachodzących podczas odpuszczania stali zahartowanej można zmienić, stosując szybkie nagrzewanie [47, 48, 43]. W wyniku wzrostu szybkości nagrzewania w procesie odpuszczania martenzytu stali węglowych obserwuje się przesunięcie zakresów wydzielania węglików w obszar wyższych temperatur od około 50 do 100⁰C w porównaniu z nagrzewaniem konwencjonalnym [47, 48, 43], bowiem szybkość nagrzewania stali jest za duża, aby umożliwić przebieganie równoważnych procesów limitowanych dyfuzją w tych samych temperaturach co przy nagrzewaniu z konwencjonalnie stosowanymi szybkościami.

Zgromadzony w literaturze materiał doświadczalny oraz przesłanki natury teoretycznej [45-49] pozwalają wnioskować, że obecność większej gęstości dyslokacji w martenzycie aniżeli zazwyczaj uzyskiwanej w procesie kon-

- 7 -

wencjonalnie prowadzonego hartowania przy współudziale wpływu szybkości nagrzewania w czasie odpuszczania mogą dodatkowo zmienić kinetykę rozpadu martenzytu. W wyniku oczekiwanych zmian w procesach towarzyszących odpuszczaniu martenzytu można spodziewać się uzyskania korzystnych zarówno pod względem morfologicznym jak i własności struktur w stali poddanej tej niekonwencjonalnej obróbce cieplnej.

structure a francisco (frantičko subject) sometowal all i province player

3. WPŁYW GRANIC ZIARN ORAZ PODSTRUKTURY NA UMOCNIENIE STALI W OBECNOŚCI WYDZIELEŃ FAZY WTÓRNEJ

W zależności od stosowanych technologii stale osiągają różny poziom umocnienia, o którym decyduje ich stan strukturalny. Zjawisko umocnienia stali zawierających dyspersyjne wydzielenie fazy wtórnej skupia się wokół dwóch zasadniczych problemów. Pierwszy z nich dotyczy podstawowych mechanizmów umocnienia roztworów stałych analizowanych w oparciu o zjawiska oddziaływania dyslokacji z wydzieleniami fazy wtórnej. Natomiast drugi problem wiąże się z uzupełniającymi mechanizmami umocnienia roztworów stałych przez granice ziarn i podstrukturę w obecności wydzieleń fazy wtórnej. W opracowaniu będzie omawiany głównie drugi z wymienionych problemów.

Wpływ wielkości ziarna na granicę plastyczności o daje opisać się równaniem [53, 54]

 $G_y = G_0 + ky \cdot d^{-\frac{1}{2}}$

gdzie:

d - średnia średnica ziarna płaskiego;

ky - stała.

Równanie (1) Halla-Petcha zostało wprowadzone i stwierdzone początkowo dla żelaza \propto i dla metali krystalizujących w sieci A2. Następnie to podstawowe równanie zostało przekształcone w ten sposób, aby uwzględnić wpływ i innych czynników poza wielkością ziarna na granicę plastyczności. E. Hornbogen i H. Warlimont [55] podaję, że granica plastyczności czystego metalu wynosi

$$G_{v} = G_{o} + \Delta G_{g} + \Delta G_{az}$$
(2)

(1)

gdzie:

G₀ - opory tarcia, którymi sieć poszczególnych ziarn przeciwdziała ruchowi dyslokacji. Naprężenie to w temperaturze pokojowej wnosi niewielki udział w całkowitą wytrzymałość stali jednofazowych.Natomiast w stalach zawierających dyspersyjne wydzielenia faz wtórnych należy się liczyć ze zwiększeniem G w stosunku do stali nie zawierających ich [55]; Δόg – przyrost granicy plastyczności w wyniku wzrostu gęstości dyslokacji;

- 10 -

 $\Delta\sigma_{
m gz}$ – przyrost granicy plastyczności wywołany obecnością granic ziarn.

Obecność w stali faz wtórnych wpływa na przyrost granicy plastyczności spowodowany granicami ziarn względnie podstrukturą. Udział w umocnieniu stali wydzieleń fazy wtórnej oraz granic ziarn należy rozpatrywać łącznie [56]. Przyrost granicy plastyczności σ można wyrazić jako sumę umocnienia wniesionego przez wydzielenia $\Delta\sigma_w$ i granice ziarn $\Delta\sigma_{gz}$.Wielkość ta wynosi:

$$\Delta \sigma_{y} = \Delta \sigma_{w} + \Delta \sigma_{gz} = \Delta \sigma_{w} + ky \cdot d^{-\frac{1}{2}}$$
(3)

Przeprowadzone badania wykazały, że zależność (3) jest spełniona dla początkowych stadiów procesu umocnienia wydzieleniowego oraz dla stanu przestarzonego [56]. Wpływ wydzieleń fazy wtórnej i granic ziarn na granicę plastyczności materiału odzwierciedla wartość stałej ky [57, 58]. Dla roztworu stałego z koherentnymi wydzieleniami fazy wtórnej o średnicy 2r < 5 nm stała ky = ky_{max}, przy czym udział wniesiony w umocnienie przez wydzielenia fazy wtórnej 2r > 15 nm, ky = 0, wówczas granice ziarn nie wnoszą mierzalnego udziału w umocnienie roztworu stałego. W przypadku, kiedy średnica cząstek fazy wtórnej osiąga wartość w zakresie 5 nm < 2r < 15 nm, ky zawiera się w przedziale $0 < ky < ky_{max}$ i jest funkcją wielkości ziarna oraz średnicy wydzieleń fazy wtórnej; równanie (3) nie jest wtedy spełnione.

Powszechnie uważa się, że źródłem dyslokacji w roztworach stałych, zawierających koherentne względem osnowy wydzielenie faz wtórnych, są granice ziarn [59, 60, 57]. Jeżełi warunek ten jest spełniony, można przyjąć, że swobodna droga dyslokacji s jest proporcjonalne względnie równa srednicy ziarna d i wówczas otrzymuje się zależność, że

*

gdzie: c - współczynnik proporcjonalności.

Gdy relacja (4) występuje, naprężenie wywołujące określone odkształcenie plastyczne & w zależności od wielkości ziarn można wyznaczyć, wykorzystując powiązanie między początkiem odkształcenia plastycznego i gęstością dyslokacji

ΔT = 0;.G.b.g

$$\ell = b \cdot q \cdot s$$
 (5)

(6)

(4)

gdzie:

- b wektor Burgersa,
- g gęstość dyslokacji,
- G moduł sprężystości postaciowej,
- o; stała,

 $\Delta \vec{l}$ - krytyczne naprężenie wywołujące poślizg w stopie,

wówczas otrzymuje się

$$\Delta G_{az} = \alpha_{b} \cdot G \cdot b(\frac{\theta}{b})^{\frac{1}{2}} \cdot d \qquad (7)$$

Wyznaczona w ten sposób wartość ky = $\alpha \cdot G(b \cdot \ell)^2$ obowiązuje dla określonego stopnia odkształcenia & , dopóki dyslokacje posiadają swobodną drogę pomiędzy granicami ziarn. W przypadku obecności wewnątrz ziarn niekoherentnych wydzieleń fazy wtórnej o wielkości przekraczającej pewną krytyczną wartość 2r, wydzielenia mogą stać się źródłem dyslokacji, przy tych napreżeniach co i granice ziarn. Wywołuje to dodatkowe odkaztałcenie plastyczne uzależnione od zagęszczania wydzieleń o średnicy $2r > 2r_{c}$. W wyniku tego, przy tych samych wartościach naprężenia, stopy zawierające wydzielenia o wymienionych średnicach doznają dodatkowego odkształcenia w porównaniu ze stopem bez wydzieleń. Wówczas zmienia się 🤉 i s w równaniu (5) przy określonym stopniu odkaztałcenia plastycznego i zależność (7) wtedy nie obowiązuje. Dla zakresu przejściowego, kiedy tylko część wydzieleń fazy wtórnej poeiada średnicę $2r>2r_c$, nie została dotychczas opracowana w sposób zadowalający zależność pozwalająca na określenie przyrostu granicy plastyczności, wywołanego wtedy zarówno granicami ziarn jak i podstruktura [58].

W przypadku wykształconej podstruktury należy uwzględnić jej wkład w umocnienie. Wpływ podstruktury na granicę plastyczności może być oceniony poprzez zmodyfikowane równanie (1) [61-64].

$$G_y = G_0 + k'y(\Delta)^{-\frac{1}{2}}$$

(8)

jeżeli: ky'≅ k'∆^{-P}

∆ - średni wymiar podziarn;

p - jest wielkością w granicach $\frac{1}{4} \le p \le \frac{1}{2}$. m = p * $\frac{1}{2}$.

$$5_{\mu} = 5_{\mu} + k' \Delta^{-m}$$
. (9)

Wykładnik potęgowy m w równaniu (9) przyjmuje wartości w granicach od $\frac{1}{4}$ do 1. Wartości m są w zgodzie zarówno z rezultatami uzyskanymi przez Langforda i Cohena [65], badających podstruktury utworzone w procesie odkaztałcania plastycznego oraz Jounga i Sherby'ego [66], określonych dla stali utwardzonych wydzieleniowo. Wpływ podstruktury na umocnienie określają dwa parametry: budowa podgranic i ich kąt dezorientacji. Współczynnik k przyjmuje coraz większe wartości, kiedy średni wymiar podziarna maleje, a wzrasta kąt ich dezorientacji oraz gęstość dyslokacji w podgranicach [64]. Przy kątach dezorientacji sąsiadujących podziarn w zakresie (1-3°) $\leq 0 \leq 10^\circ$ granica plastyczności jak również przejściowa temperatura kruchości są zdeterminowane średnią średnicą podziarna [67]. Podgranice typu komórkowego przy kątach dezorientacji powyżej 10° zbliżają się swoim oddziaływaniem do granic ziarn dużego kąta [67].

Przyrost umocnienia w stopie zawierającym wydzielenia fazy wtórnej o określonej dyspersji i zagęszczeniu, wywołany powierzchniami granic ziarn lub podziarn nie jest dominujący, a wpływ podgranic jest mniejszy niż granic ziarn [64]. Jednak nie ten czynnik zadecydował o tym, że dąży się zazwyczaj do otrzymania struktur drobnoziarnistych lub z wykształconą podstrukturą.

Wzrost granicy plastyczności, wywołany obecnością wydzieleń faz wtórnych, powoduje na ogół obniżenie własności plastycznych stali oraz zwiększa jej skłonność do kruchego pękania. Do czynników strukturalnych powodujących wzrost umocnienia stali, a równocześnie zapewniających zadawalającą plastyczność i obniżających przejściową temperaturę kruchości, zalicza się dużą powierzchnię granic ziarn oraz podgranic. W wyniku zostają podwyższone podstawowe własności konstrukcyjne stali, jak wytrzymałość na rozciąganie przy statycznych i cyklicznych obciążeniach i odporność na kruche pękanie w porównaniu do stali nie wykazujących drobnego ziarna lub wykształconej podstruktury [68-70].

Celem sprostania omówionym wymogom dotyczącym własności stali należy w obrębie tego samego składu procentowego modyfikować technologię obróbki cieplnej i odkaztałcenia plastycznego w ten sposób, aby uzyskać strukturę o dużej dyspersji i zagęszczeniu wydzieleń fazy wtórnej, drobnym ziarnie i podziarnie.

Odpowiedzi na pytanie czy założenia odnośnie modernizacji technologii wytwarzania drutów sprężynowych ze stali węglowej poprzez wykorzystanie parametru szybkości nagrzewania w procesach hartowania i odpuszczania, a w dalszej kolejności odkaztałcania plastycznego są słuszne, miały dostarczyć badania, których wyniki przedstawiono w następnym rozdziale. 4. BADANIA WŁASNE

4.1. Cel i przebieg badań

Podstawowym celem pracy było wykazanie współzależności zjawisk strukturalnych wywołanych szybkim nagrzewaniem w procesach hartowania i odpuszczania oraz odkształceniem plastycznym i ich oddziaływania na proces umocnienia stali sprężynowej węglowej o zawartości 0,6% C.Dla rozwiązania tego zagadnienia okazało się konieczne zbadanie zjawisk strukturalnych zachodzących w procesie odkształcenia plastycznego w temperaturze pokojowej, poprzedzającego obróbkę cieplną prowadzoną w zmiennych warunkach szybkości nagrzewania i temperatury oraz następnego odkształcenia plastycznego, a także określenie ich wpływu na własności stali. W aspekcie praktycznym badania zmierzały do rozszerzenia teoretycznych podstaw modernizacji technologii drutów sprężynowych, a w konsekwencji do optymalizacji technologicznych sposobów uzyskania stanu strukturalnego, zapewniającego najkorzystniejsze zespolenie własności użytkowych zarówno po szybkim odpuszczeniu jak i następnym odkształceniu plastycznym.

Badnia przeprowadzono na wytopie stali konstrukcyjnej węglowej, stosowanej na sprężyny o następującym składzie chemicznym: 0,60% C, 0,55% Mn, 0,23% Si, 0,016% P, 0,018% S, 0,10% Ni, 0,08% Cr, 0,1% Cu. Stal została dostarczona w postaci drutów o średnicy 1,5 mm, które wykonano z półwyrobu o średnicy 3,8 mm patentowanego a następnie odkształconego plastycznie na zimno z sumarycznym gniotem wynoszącym ok. 80%,

Całość badań została przeprowadzona na próbkach poddanych obróbce cieplnej oraz odkształceniu plastycznemu na zimno.

Obróbka cieplna obejmowała hartowanie a następnie odpuszczenie. Nagrzewanie zarówno od temperatury austenityzacji jak i odpuszczania prowadzono metodą ciągłego nagrzewania indukcyjnego z szybkościami nagrzewania wynoszącymi około 60, 150, 500 i 1000°C/s. Hartowanie prowadzono z temperatur 820, 840, 880, 920°C z chłodzeniem w oleju, a następne odpuszczanie w temperaturach od 200 do 700°C ze stopniowaniem co 50°C. Zmiany temperatury Ac₁ w zależności od szybkości nagrzewania wyznaczano w oparciu o krzywe termiczne zarejestrowane na oscylografie pętlicowym typu EMO-62 firmy YOKOGAWA ELECTRIC WORKS (Japonia).

Ciągłe nagrzewanie indukcyjne prowadzono na stanowisku obejmującym generator wysokiej częstotliwości typu GIS-10, firmy WAREL (Polska), o częstotliwości 406,8 kHz oraz urządzenie transportująco-chłodzące,wyposażone w podajnik pozwalający na ciągłą regulację szybkości przesuwu. Pomiaru temperatury dokonano urządzeniem termowizyjnym systemu 680/102 B firmy AGA (Szwecja). Urządzenie oparte na zasadzie promieniowania podczerwonego w zakresie długości fal 2-5,6 μ m umożliwiło pomiar temperatury od 30 do 880°C, a po zastosowaniu odpowiednich filtrów do 2000°C [71]. Pomiary absolutnej temperatury prowadzono porównując na obrazie termicznym temperatury badanych drutów z wzorcową temperaturą ciała czarnego,będącego wzorcem. Temperaturę wzorca mierzono termoelementem płaszczowym Ni-NiCr z dokładnością + 2,2°C do temperatury 300°C i + 0,75% powyżej 300°C oraz termoelementem płaszczowym Pt-PtRh-10 z dokładnością + 2,8°C do 500°C i 0,5% powyżej 500°C.

Odkształceniu plastycznemu poddano druty po odpuszczaniu w temperaturach 500, 600 i 700[°]C, nagrzewane z szybkością 500[°]C/s. Odkształcenie realizowano na ciągarce do drutów z szybkością przeciągania 2,35 m/s. Jako środka smarującego użyto stearynianu wapnia. Zastosowano układ ciągów o 18 gniotach pojedycznych, wynoszących około 12%.

Doboru metod badawczych dokonano, biorąc pod uwagę uzyskanie możliwie wyczerpujących danych o strukturze i własnościach stali poddanej określonym cyklom stosowanych badań technologicznych, a także możliwość wzajemnego uzupełniania się poszczególnych metod.

Badania mechaniczne, przeprowadzone na maszynie wytrzymałościowej typu TT-DML firmy INSTRON (Szwajcaria), o zakresie obciążeń do 500 KG (490N), obejmowały oznaczenie wytrzymałości na rozciąganie, umownej granicy plastyczności – R_{0.2} i umownej granicy sprężystości R_{0.02}.

Pomiary twardości przeprowadzono metodą Vickersa na twardościomierzu firmy HAUSER (Szwajcaria) przy obciążeniu 5 KG (49N).

Próby technologiczne przeginania wykonano na przeginarce firmy AMSLER (Szwajcaria) a skręcania na skręcarce wymienionej firmy.

Badania powierzchni przełomów po technologicznej próbie skręcania prowadzono przy użyciu mikroskopu skaningowego JSM-SI firmy JEOL (Japonia), przy napięciu 20 kV, stosując powiększenia od 100 do 3000x.

Dla oceny zmian strukturalnych wywołanych określonymi zabiegami technologicznymi przeprowadzono:

- badania techniką folii, przy zastosowaniu mikroskopów elektronowych: JEM-6A i JEM-200A firmy JEOL (Japonia) przy napięciu przyspieszającym 100 i 200 kV;
- pomiary oporu elektrycznego właściwego na układzie mostkowym Thomsona typu WH-45 firmy WAREL (Polska) o czułości 10⁻⁸Ω;
- pomiary widm mossbauerowskich techniką transmisyjną w temperaturze otoczenia na próbkach o grubości ok. 30 um i powierzchni 1 cm². Źródłem mossbauerowskich kwantów y o energii 14,4 eV był izotop promieniotwórczy ⁵⁷Co osadzony w matrycy Pt. Aktywność źródła wynosi w czasie pomiarów około 10 m Ci. Widma mierzono za pomocą spektrometru efektu Mossbauera, pracującego w systemie stałego przyspieszenia, który współpracował z wielokanałowym analizatorem impulsów A1 - 1024 przy wy-

korzystaniu 256 kanałów. Pomiary prowadzono uzyskując dla większości widm statystykę 8 . 10⁶ impulsów/kanał^{x)}. Problem przetwarzania danych aprowadził się do dopasowania metodą najmniejszych kwadratów widma eksperymetalnego do krzywej teoretycznej. Ponieważ widmo było superpozycją kilku spektrów, dopasowania dokonano przy użyciu komputera, mając do dyspozycji odpowiedni program.

Alternative and all the second

x) Pomiary wykonano w Instytucie Fizyki i Chemii Metali Uniwersyteru Śląskiego.

5. WYNIKI I ANALIZA BADAŃ

Przeprowadzone badania pozwoliły na ocenę wpływu odkształcenia plastycznego przed i po obróbce cieplnej na własności mechaniczne i technologiczne drutu ze stali sprężynowej węglowej o zawartości 0,6% C. Postawiona teza pracy, zgodnie z którą odkształcenie plastyczne na zimno, poprzedzające proces hartowania i odpuszczania oraz zmiana szybkości nagrzewania, a także odkształcenie stali po wysokim odpuszczaniu umożliwią uzyskanie struktur zapewniających optymalne własności użytkowe stali,została potwierdzona.

Wyniki badań uzyskane w danym eksperymencie pozwoliły w pierwszej kolejności odpowiedzieć na pytanie, w jaki sposób są uzależnione od siebie temperatura przemiany $\alpha \rightarrow \gamma$, szybkość nagrzewania i struktura stali.Wzrost szybkości nagrzewania od około 60 do 1000[°]C/s powoduje podwyższenie temperatury przemiany fazowej Ac₁ stali o badanych strukturach (rys. 1).



Szybkość nagrzewania (°C/s)

Rys. 1. Wpływ szybkości nagrzewania i struktury wyjściowej na zmianę Ac w stali węglowej o zawartości 0,6% C

Wzrost temperatury Ac₁ stali wraz z szybkością nagrzewania limituje szybkość dyfuzji węgla i atomów sieci. Obniżenie temperatury Ac₁ stali odkształconej plastycznie na zimno po patentowaniu w stosunku do stali wyłącznie po patentowaniu dla tych samych szybkości nagrzewania jest spowodowane zwiększoną gęstością wad sieciowych materiału odkształconego plastycznie na zimno, ułatwiających proces dyfuzji jak i zarodkowanie austenitu [48].

Głównym czynnikiem decydującym o strukturze uzyskanej w wyniku przemiany martenzytycznej jest austenit, wykazujący znaczną niejednorodność strukturalną i chemiczną. W wyniku przemiany martenzytycznej otrzymano martenzyt płytkowy (rys. 2-6) oraz austenit szczątkowy ujawniony na widmach mossbauerowskich (rys. 7a).

Płytki martenzytu wykazują dużą gęstość dyslokacji (rys. 4),będącą wynikiem dziedziczenia wad budowy sieci krystalicznej stali odkształconej plastycznie na zimno przez austenit jak i wad odziedziczonych i utworzonych podczas przemiany martenzytycznej [50-52, 8]. W wyniku utworzenia w austenicie w miejscach byłego cementytu koncentracyjnych stref o podwyższonej zawartości węgla, a więc i większej EBU, powstał po hartowaniu martenzyt płytkowy zbliźniaczony (rys. 6a-6d) częściowo z wydzieleniami cementytu w granicach bliźniaczych (rys. 5a-5c), co wskazuje, że już w procesie chłodzenia wystąpiło samoodpuszczanie martenzytu. Struktury martenzytu po szybkim nagrzewaniu do austenityzacji cechuje drobnoziarnistość wynikająca z dużej powierzchni granic ziarn austenitu, obecność ścianek komórek dyslokacyjnych, a także niejednorodności strukturalnej i chemicznej; stwarza to korzystne warunki zarodkowania a w ślad za tym wystąpienie drobnopłytkowego martenzytu.

Badania oporu elektrycznego właściwego stali, wykazały, że zwiększenie szybkości nagrzewania powoduje jego zmniejszenie. Świadczy to o malejącym przesyceniu martenzytu węglem prawdopodobnie zarówno w wyniku wzrostu ilości węgla segregującego na dyslokacjach jak i zwiększenia oddziaływania procesu samoodpuszczania (rys. 8).

W wyniku zjawisk strukturalnych, które miały miejsce w procesie hartowania, przełomy przybrały charakter łupliwy o rozwiniętej powierzchni z licznymi uskokami na granicach ziarn, ze śladami odkształcenia plastycznego, a także z pęknięciami (rys. 9-12).

Obecność licznych uskoków na granicach ziarn świadczy o dużej energii absorbowanej podczas pękania, charakteryżując zarazem materiał pod względem odporności na kruche pękanie jak i własności wytrzymałościowych stali[73]. Wielkość elementarnych powierzchni rozdziału jest proporcjonalna do wielkości jednostkowej ziarn. Rozdrobnienie pierwotnego ziarna austenitu i związane z nim zwiększenie sumarycznej powierzchni granic wpływa na wzrost energii potrzebnej do rozprzestrzeniania się przełomu w wyniku różnic orientacji ziarn i powstawanie uskoków na granicach ziarn i innych wadach budowy krystalicznej. Szczególnie wyraźne mikropęknięcia wystąpiły na przełomach próbek nagrzewanych z szybkościę około 1000°C/s do temperatury austenityzacji 920°C i chłodzonych w oleju (rys. 12). Mikropęknięcia są wynikiem znacznego umocnienia materiału oraz współudziału niejednorodności strukturalnej i chemicznej. Wzrost szybkości nagrzewania przy hartowa-



Rys. 7. Widma mössbauerowskie stali węglowej o zawartości 0,6% C poddanej hartowaniu i odpuszczaniu

- a hartowanie 920°C/olej szybkość nagrzewania ok. 1000°C/s
- b hartowanie 820[°]C/olej; odpuszczanie 450[°]C szybkość nagrzewania około 60[°]C/s
- c hartowanie 920^oC/olej; odpuszczanie 450^oC szybkość nagrzewania około 1000^oC/s
- d hartowanie 920^oC/olej; odpuszczanie 500^oC szybkość nagrzewania około 1000^oC/s



Rys. 8. Zmiana oporu elektrycznego właściwego stali o zawartości 0,6% C hartowanej i odpuszczonej w zależności od temperatury i szybkości nagrzewania

niu decyduje o pewnym rozdrobnieniu elementarnych płaszczyzn rozdziału, a także o bardziej rozwiniętej powierzchni przełomu, zmniejszeniu nieznacznego powierzchniowego odkształcenia plastycznego oraz wystąpieniu mikropęknięć.

W wyniku przemiany martenzytycznej powstaje struktura o dużej twardości od około 700 do 820 Hv, stosownie do wzrostu szybkości nagrzewania od około 60 do 1000⁰C/s w procesie nagrzewania do hartowania (rys. 13). Zjawisko to wywołuje kilka współzależnych czynników, których indywidualny wpływ może być oceniony tylko częściowo. Wysoka twardość zahartowanej stali jest przede wszystkim spowodowana segregacją atomów międzywęzłowych i



Rys. 13. Wpływ temperatury i szybkości nagrzewania na twardość stali o zawartości 0,6% C poddanej hartowaniu i odpuszczaniu

dyspersyjnych węglików obecnych w granicach bliźniaczych,przesyceniem roztworu stałego węglem, a także dużą powierzchnią granic pierwotnego ziarna austenitu. Oddziaływanie eustenitu szczątkowego na twardość stali m drugorzędne znaczenie z uwagi na małą ilość tej fazy w strukturze stal..

Szybkość nagrzewania i temperatura determinują warunki rozpadu martenzytu w procesie odpuszczania. Niezależnie od stosowanych szybkości nagrzewania podczas odpuszczania w temperaturze 200⁰C nie zauważono zmian w strukturze martenzytu, chociaż spadek oporu elektrycznego właściwego świadczy o wydzielaniu węgla z martenzytu (rys. 9). Pod wpływem wzrostu temperatury następuje proces wydzielania cementytu zarówno po granicach jak i wewnątrz płytek martenzytu (rys. 14-19). Zgodnie z informacjami literaturowymi [14] nieobecność węglika metastabilnego w badanej stali po hartowaniu i odpuszczaniu wskazuje, że gęstość dyslokacji w martenzycie osiągneła wartość rzędu 10¹³ na cm². Zjawisko to tłumaczy większa wartość energii więzania atomów węgla z dyslokacjami, która wynosi około 0,4 do 1,0 eV, podczas gdy energia wiązania atomów tego pierwiastka z atomami żelaza w węgliku & jest równa 0,27 eV [5]. Wydzielanie cementytu w procesie odpuszczania stali zahartowanej ulega zakończeniu w temperaturze około 450°C,

- 20 -

niezależnie od szybkości nagrzewania, co ilustruje przebieg zmian oporu elektrycznego właściwego w zależności od temperatury (rys. 9). Przy tych samych temperaturach odpuszczania o intensywności wydzielania cementytu z przesyconego roztworu stałego decyduje wzrost szybkości nagrzewania. Netomiast wydzielanie cementytu kosztem węgla związanego pierwotnie z dyslokacjami limituje w pierwszej kolejności temperatura; dopiero jej wzrost, zmniejszając współdziałanie dyslokacji z atomami międzywęzłowymi, energetycznie umożliwia proces wydzielania cementytu.

Czynnikami decydującymi o przmianie austenitu szczątkowego w danym eksperymencie są szybkość nagrzewania i temperatura. W pracy ustalono zakres temperatur rozpadu austenitu szczątkowego, stosując technikę spektrometrii mossbauerowskiej. Przemiana austenitu szczątkowego nastąpiła w zakresie od 450 do 500°C dla stali w całym zakresie stosowanych szybkości nagrzewania w procesie odpuszczania. Mianowicie w tym zakresie temperatur dla odpuszczonych próbek obserwowano zanik supermagnetycznej linii w okolicy v = 0, a pochodzącej od austenitu szczątkowego (rys. 7). Tak wysoka temperatura odpuszczania pozwala przypuszczać, że częściowy rozpad austenitu następuje w czasie nagrzewania, natomiast pozostała część doznaje przemiany przy chłodzeniu.

Odpuszczanie w temperaturach wyższych od 600°C wywołuje przebudowę postaci płytkowej cementytu w ziarnistą (rys. 26, 27, 36). Początkowym etapem sferoidyzacji jest fragmentacja płytkowego cementytu (rys.22-25); cząstki cementytu są zróżnicowane pod względem kształtu i wielkości. Następnie przebiega koagulacja powstałych w procesie fragmentacji cząstek.W temperaturze 700°C proces sferoidyzacji jest zakończony dla wszystkich szybkości nagrzewania stali. Wydzielenia cementytu posiadają wielkość od około 6 do 2 nm, stosowanie do wzrostu szybkości nagrzewania od około 60 do 1000°C/s. Węgliki niezależnie od stosowanej szybkości nagrzewania w procesie odpuszczania obserwuje się głównie w granicach ziarn i podziarn.

W zakresie temperatur od 450[°]C do 700[°]C nastąpił proces zdrowienia i rekrystalizacji osnowy stali (rys. 28-37). W procesie zdrowienia powstaje komórkowa struktura dyslokacyjna, a także podziarna o dość dobrze wykształconych granicach niskokątowych (rys. 28-31). Drobne cząstki cementytu,blokując granice i granice niskokątowe, zwiększają ich cieplną stabilność (rys. 30, 31) i stanowią bariery w dyfuzyjnym ruchu granic w procesie rekrystalizacji. Ze wzrostem temperatury komórki dyslokacyjne zanikają dzięki wspinaniu dyslokacji w obrębie ścianek. W wyniku oddziaływania między granicemi fazy oz i granicami nowo utworzonych podziern a wydzieleniami cementytu przebiega rekrystalizacja w sposób ciągły, dająca strukturę o bardzo drobnym ziarnie ferrytu (rys. 34 do 37).

Przedstawione zmiany struktury stali w procesie odpuszczania z dużymi szybkościami decydują o własnościach wytrzymałościowych, plastycznych i technologicznych (rys. 8, 38-43). Zwraca uwagę wyraźny wzrost wytrzymałości na rozcięganie w stali odpuszczanej do temperatury 300°C, związany z procesem wydzielania cementytu. Przesunięcie wzrostu umownej granicy pla-



Rys. 38. Wpływ temperatury i szybkości nagrzewania na własności wytrzymałościowe odpuszczonej stali węglowej o zawartości 0,6% C



Rys. 39. Zależność twardości stali o zawartości 0,6% C od szybkości nagrzewania dla jednakowych temperatur odpuszczania



Rys. 40. Wpływ temperatury i szybkości nagrzewania na liczbę skręceń odpuszczonej stali węglowej o zawartości 0,6% C

- 23 -



Rys. 41. Wpływ temperatury i szybkości nagrzewania na liczbę przegięć odpuszczonej stali węglowej o zawartości 0,6% C

Rys. 42. Wpływ temperatury i szybkości nagrzewania na własności plastyczne odpuszczonej stali o zawartości 0,6% C 24

styczności i sprężystości do wyższych temperatur odpuszczania w porównaniu z wytrzymałością na rozciąganie (rys. 38) należy przypisać przede wszystkim spreżystemu blokowaniu dyslokacji związanemu z tworzeniem wokół rozpuszczonych atomów węgla pól naprężeń [77]. Następnie w miarę wzrostu temperatury obserwuje się obniżenie własności wytrzymałościowych wywołane procesami wzrostu wydzieleń cementytu i jego następną sferoidyzację oraz rekrystalizację osnowy. Obserwuje się w przybliżeniu liniowy wzrost własności mechanicznych stali w miarę wzrostu szybkości nagrzewania dla jednakowych temperatur odpuszczania, co ilustruje przykładowo rys. 39. Jednocześnie ze wzrostem temperatury odpuszczania następuje polepszenie zarów+ no własności plastycznych (rys. 42) jak i technologicznych stali (rys.40, 41). Decydujący wpływ na zadowalające własności plastyczne stali ma duża powierzchnia granic ziarn i podstruktura osnowy. Omówione zjawiska ilustrują wskaźniki wytrzymałościowe stali R_{0.2}/R_m i R_{0.02}/R_m (rys. 43).



Rys. 43. Wpływ temperatury odpuszczania na wskaźniki wytrzymałościowa stali węglowej o zawartości 0,6% C

Dokonana klasyfikacja przełomów po próbie skręcania badanej stali ulepszonej cieplnie a następnie odpuszczonej stwarza podstawę do oceny czynników strukturalnych, determinujących mechanizm pękania w tej próbie technologicznej. W przedziale temperatur odpuszczania stali od 200 do 700°C wystapiły przełomy makroskopowe poślizgowe poprzeczne. Obserwacje przy pomocy mikroskopu skaningowego ujawniły przełomy transkrystaliczne z udziałem pęknięć łupliwych oraz ciągliwych. Odpuszczanie do temperatury 450°C nie wywołało istotnych zmian w charakterze przełomów, jednakże wraz z temperaturą odpuszczania wzrastał udział powierzchni wykazującej pękanie ciągliwe; pozostałą część zajmowały gładkie obszary bez śladów odkształcenia plastycznego (rys. 44, 45). Zmiana morfologii przełomu mikroskopowego nastąpiła głównie w wyniku przebudowy substruktury fazy 🕫 . Po odpuszczaniu w 500°C obserwuje się przełom transkrystaliczny z nieznacznym, powierzchniowym odkształceniem plastycznym przy równoczesnym zagęszczeniu siatki uskoków i nieciągłości powierzchni rozdziału (rys. 46). W temperaturach wyższych od około 500°C przełomy stali przybrały postać ciągliwą o znacznej nierówności powierzchni rozdziału (rys. 47). Cechowała je duża plastyczność z udziałem poślizgów i ich hamowania w całej objętości stali. Przełomy były jakościowo porównywalne dla stosowanych szybkości nagrzewania w procesie odpuszczania. Przeprowadzone porównawcze badania postaci przełomów mikroskopowych oraz struktury pozwalają stwierdzić, że mechanizm pękania stali po hartowaniu i odpuszczaniu w technologicznej próbie skręcania zależy głównie od struktury fazy 🎝 a w mniejszym stopniu od wielkości i zagęszczenia drobnych wydzieleń cementytu w osnowie.

Odkształcenie plastyczne, jako jeden ze sposobów umocnienia stali,jest szeroko stosowane w procesie produkcji drutów sprężynowych o dużej wytrzymałości [78]. Stąd postanowiono zbadać wpływ odkształcenia plastycznego na własności drutu ze stali uprzednio odpuszczonej z dużymi szybkościami nagrzewania. Struktura stali po odkształceniu plastycznym na zimno zalaży od morfologii i rozlokowania cementytu w osnowie i stopnia gniotu. Dlatego też do odkształcenia plastycznego w celach porównawczych wybrano stal zarówno z cementytem płytkowym jak i ziarnistym. W przypadku struktur stali uzyskanych po odpuszczaniu w temperaturze 500 i 600°C, a zawierających cementyt płytkowy, pod wpływem wzrastającego stopnia gniotu następuje wzrost gęstości dyslokacji i kształtowanie się komórkowej struktury dyslokacyjnej w procesie zdrowienia dynamicznego; w pobliżu granic międzyfazowych obserwuje się spiętrzenia dyslokacji (rys. 48, 52). Zgodnie z danymi literaturowymi powinno wówczas następować również odkształcenie plastyczne cementytu [76, 79-86]. Przy dostatecznie dużym stopniu gniotu około 80% nastąpiła w danym eksperymencie fragmentacja płytkowych wydzieleń cementytu, wywołana lokalnym spiętrzeniem naprężeń (rys. 54a i 54b). Równocześnie obserwowano dalsze zmniejszenie komórek dyslokacyjnych i wzrost kątów ich dezorientacji, a także wzrost gęstości dyslokacji w osnowie stali(rys. 54a do 56). Podobną strukturę dyslokacyjną w stanie odkształconym plastycz-



Rys. 61. Wpływ temperatury odpuszczania i stopnia gniotu na opór elektryczny właściwy stali o zawartości 0,6% C

- 27 -



Rys. 62. Widma mõssbauerowskie stali o zawartości 0,6% C poddanej odpuszczaniu i odkształceniu plastyczemu na zimno

- a odpuszczanie 500⁰C; szybkość nagrzewania około 500⁰C/s.
- b odpuszczanie 500[°]C; szybkość nagrzewania około 500[°]C/s; stopień gniotu około 30%.
- c odpuszczanie 500⁰C; szybkość nagrzewania około 500⁰C/s; stopień gniotu około 60%,
- d odpuszczanie 500⁰C; szybkość nagrzewania około 500⁰C/s; stopień gniotu 88%

nie posiada stal wykazująca po ulepszeniu cieplnym camentyt sferoidalny (rys. 57-60). Ze wzrostem gniotu następuje tworzenie struktury komórkowej o równomiernym w przybliżeniu rozlokowaniu dyslokacji. Jedynie w pobliżu sferoidalnych wydzieleń obserwuje się częściowo spiętrzenie przemieszczających się dyslokacji (rys. 57, 58). Wielkość komórek dyslokacyjnych zmniejsza się wraz ze stopniem odkształcenia. Rozłożenie i gęstość dyslokacji zależy od hamującego działania wydzieleń cementytu i stopnia odkształcenia.

Przedstawiony przebieg zjawisk odzwierciedla w pewnej mierze zmiana oporu elektrycznego właściwego (rys. 61). Malenie oporu elektrycznego właściwego w początkowej fazie odkształcenia jest związane z doorientowywaniem wydzieleń cementytu do kierunku ciągnienia drutu [86]. W zakresie stopnia odkształcenia od około 30 do 40% stwierdzono pik na krzywej oporu elektrycznego właściwego, spowodowany najprawdopodobniej zjawiskiem częściowego rozpuszczania cementytu. Potwierdzają to wyniki uzyskane techniką mossbauerowską. Widma mosebauerowskie o strukturze nadsubtelnej, pojawiające się w wyniku rozszczepienia kwadrupolowego, świadczą, że źródłem gradientu pola elektrycznego są atomy węgla, tworzące sieć o eymetrii niższej eniżeli regularna. Z powodu szybkiej relaksacji elektronowej i wysokiej symetrii lokalnej rozszczepienie kwadrupolowe jest w stali zazwyczaj bardzo małe [87]. Niemniej uzyskane widma (rys. 62, 63) i obliczone wartości (tablica 1) świadczę o lokalnej symetrii sieci żelaze α . Zarysowu-



Rys. 63. Widma mossbauerowskie stali o zawartości 0,6% C poddanej odpuszczaniu i odkaztałcaniu plastycznemu na zimno

a - odpuszczanie 700°C; szybkość nagrzewania ok. 500°C/s

b - odpuszczanie 700°C; szybkość nagrzewania ok. 500°C/s; stopini gniotu około 80%

Tablica 1

Obróbka cieplna	Stopień gniotu	Pole efektywne ^H eff	Przesu- nięcie izome- ryczne IS	Szerokość połówkowa linii numer linii		Rozszcze- pienie kwadrupolowe
				1	6	QS
Odpuszczanie w 500 ⁰ C:		331,55	0,0427	5,4230	5,0586	0,0031
szybkość na-	30%	331,09	0,0417	5,6003	5,1679	0,0043
grzewania	60%	331,10	0,0420	5,6732	5,1679	0,0066
około 500°C/s	88%	331,20	0,0429	6,1243	5,5973	0,0091
Odpuszczanie w 700 ⁰ C; szybkość na-		331,10	0,0416	5,3852	5,0503	0,0030
grzewania około 500 ⁰ C/s	80%	330,85	0,0410	6,0146	5,5979	0,0062

Wyniki widm mossbauerowskich zmierzonych dla stali węglowej o zawartości 0,6% C po odpuszczaniu i odkształceniu plastycznym

jący się dublet kwadrupolowy pochodzi od atomów żelaza posiadających atom węgla w koordynacji oktaedrycznej, tworzących z węglem dipol (rys.62,63A) jak i w znacznie mniejszej mierze od atomów tego pierwiastka, zajmującego lukę tetraedryczną [88, 89]. Zjawisko to nasila się wraz ze stopniem gniotu w stali.

Zgodnie z danymi literaturowymi [90] po gniocie około 90% nawet 50% cementytu może ulec rozpuszczeniu, a może mu równocześnie towarzyszyć zjawisko fragmentacji płytkowego cementytu. Przyczyną rozpuszczania się wydzieleń cementytu w obecności niezablokowanych dyslokacji powstających w procesie odkształcenia plastycznego jest mniejsza energia wiązań atomów węgla z dyslokacjami aniżeli wiązań tego pierwiastka z atomami żelaza w cementycie.

Przedstawione zmiany struktury stali odkształconej plastycznie po ulepszeniu cieplnym oddziaływują na jej własności mechaniczne i technologiczne (rys. 64-67). W początkowej fazie odkształcenia plastycznego stali odpuszczonej w 500 i 600°C o umocnieniu decydują zarówno własności odkształcającego się cementytu jak i struktura dyslokacyjna ferrytu.Następny niewielki wzrost własności aż do stopnia odkształcenia około 70% jest związany z przebiegiem silnego zdrowienia dynamicznego osnowy stali.Dopiero przy stopniach gniotu powyżej 70% następuje wzrost własności wytrzymałościowych, a związany z dalszym zmniejszaniem wielkości komórek podstruktury oraz wzrostu ich kątów dezorientacji, prawdopodobnie również z fragmentacją cementytu i zjawiskiem starzenia po odkształceniu plastycznym na zimno, będą-



Rys. 64. Wpływ temperatury odpuszczania i stopnia gniotu na wskaźniki wytrzymałościowe stali węglowej o zawartości 0,6% C

cego efektem rozpuszczania cementytu. Umocnienie drutu w czasie ciągnienia nie pociąga za sobą spadku własności technologicznych (rys. 65, 66) ani plastycznych poza wydłużeniem, które maleje do około 3%.Związane jest to z obecnością komórkowej struktury dyslokacyjnej. Z przytoczonych danych wynika, że najefektywniejsze polepszenie własności stali uzyskuje się w wyniku ciągnienia drutu odpuszczonego w 500°C a w następnej kolejności w 600°C. Znacznie mniej efektywnie umacnia się stal z cementytem sferoidalnym (rys. 67).

Ogólną ocenę zachowania drutów ulepszanych cieplnie w temperaturach 500, 600 i 700°C, a następnie odkaztałconych plastycznie w próbie skręcania, dokonano w oparciu o analizę charakteru powierzchni przełomów.Prawie w całym zakresie stosowanych gniotów po próbie skręcania wystąpił przełom makroskopowy – poślizgowo poprzeczny. Po gniotach powyżej około 80% wystąpiło odstępstwo od obserwowanej prawidłowości w postaci przełomów. Wystąpił przełom poślizgowy poprzeczny ze spiralnymi rozwarstwieniami drutu,

- 31 -



R**ys. 65. Wpływ stopni**a gniotu na własności wytrzymałościowe i technologiczne stali o zawartości 0,6% C odpuszczonej w temperaturze 500⁰C z szybkością nagrzewania około 500⁰C/s

- 32 -



Rys. 66. Wpływ stopnia gniotu na własności wytrzymałościowe i technologiczne stali o zawartości 0,6% C odpuszczonej w temperaturze 600°C z szybkością nagrzewania około 500°C/s

- 33 -



1

Rys. 67. Wpływ stopnia gniotu na własności wytrzymałościowe i technologiczne stali o zawartości 0,6% C odpuszczonej w temperaturze 700°C z szybkością nagrzewania około 500°C/s

- 34 -

bedacy oznaką szczególnego przypadku kruchego pękania [90].Dodatkowych informacji o przełomach dostarczyły badania fraktograficzne mikroskopowe.Na rysunkach od 68 do 73 są widoczne przełomy prostopadłe oraz równoległe do osi drutu. W wyniku technologicznej próby skręcania powstają przełomy mieszane plastycznie - kruche, o charakterze włóknistym. Włóknisty charakter przełomu, będący odzwierciedleniem dużej anizotropii struktury,wzrasta ze stopniem gniotu szczególnie wyraźnie dla stali odpuszczonej w 500 i 600°C. Przy małym stopniu gniotu na przekroju prostopadłym do osi drutu przełomy mają jednorodną postać z nieznacznym odkształceniem plastycznym (rys. 68). W miarę wzrostu stopnia odkaztałcenia pojawia się tendencja do rozwarstwień (rys. 69-71). Na przekrojach poprzecznych towarzyszy temu zwiększone hamowanie poślizgów (rye. 72), a w końcowej fazie pojawiają się już mikroszczeliny (rys. 73). Rozwarstwienie jest związane ściśle ze zdolnością akomodacyjną ferrytu i cementytu. Powstaje wówczas, jeżeli utworzone w wyniku niecałkowitej akomodacji mikropęknięcie rozprzestrzenia się przy minimalnym absorbowaniu energii pękania. Do czynników szczególnie sprzyjających mikropękaniu należy w danym eksperymencie zaliczyć zjawisko fragmentacji cementytu płytkowego przy współudziale zjawiska starzenia po odkształceniu na zimno jak i dużej anizotropii struktury.

Omówione zmiany struktury i własności stali są wynikiem nałożenia się w przedstawionym procesie technologicznym kilku procesów cząstkowych. Ze względu na złożoność procesu, a także z powodu współdziałania szeregu czynników decydujących o umocnieniu stali, określenie ich udziału w ogólnym umocnieniu stali jest utrudnione. Podsumowując wyniki przeprowadzonych badań należy stwierdzić, że istotnym czynnikiem decydującym o zmianach struktury stali a w ślad za tym i własności jest zastosowanie dużych szybkości nagrzewania we współdziałaniu z odkształceniem plastycznym na zimno. Wzrost szybkości nagrzewania w zakresie od 60 do 1000⁰C/s w porównaniu z szybkością nagrzewania stosowaną w procesie konwencjonalnym zmienia charakter przemian fazowych i strukturalnych podczas hartowania i odpuszczania stali. Więże się to przede wszystkim z odmiennym wpływem wzrostu szybkości nagrzewania na kinetykę procesów dyfuzji pierwiastków międzywęzłowych i samodyfuzji atomów sieci osnowy stali. W związku z tym, że o szybkości przebiegu procesu złożonego z kilku procesów cząstkowych decyduje najwolniejszy etap, własności użytkowe odpuszczonej stali sprężynowej determinuje rekrystalizacja osnowy i sferoidyzacja cementytu. W rezultacie zastosowania szybkiego nagrzewania w procesie odpuszczania rekrystalizacja osnowy stali jest opóźniona w stosunku do procesu wydzielania cementytu oraz przemiany austenitu szczątkowego, a nakłada się z procesem sferoidyzacji węglików. Dzięki przebiegającym w ten sposób zjawiskom uzyskano po odpuszczaniu w zakresie 500 do 600°C korzystne pod względem morfologii i dyspersji struktury. Jak wykazały badania, otrzymane struktury warunkują dla badanej stali optymalne własności mechaniczne i technologiczne. Równocześnie stal o takiej strukturze jest odpowiednim materiałem do przeróbki plastycznej na zimno. Zastosowanie dużych szybkości nagrzewania okazało się więc korzystne zarówno z punktu polepszenia własności użytkowych stali odpuszczonej jak i uzyskania dogodnych struktur do odkształcenia plastycznego na zimno i zastępienie w ten sposób tradycyjnie stosowanego patentowania.

Przedstawiona technologia wytwarzania drutów ze stali sprężynowej węglowej stwarza w aspekcie przeprowadzonych badań możliwość optymalizacji zespołu własności mechanicznych i technologicznych. Procesy odkształcenia plastycznego na zimno i obróbki cieplnej mogą być realizowane zupełnie niezależnie, względnie w ciągłym procesie wytwarzania drutu, co zapewnia dużą technologiczność tej metody w zastosowaniu przemysłowym. Wprowadzenie do procesu obróbki cieplnej szybkiego nagrzewania pozwala na znaczne skrócenie czasu operacji technologicznych. Równocześnie korzystnym efektem zastosowania zwiękezonej szybkości nagrzewania jest uniknięcie zjawiska odwęglenia i utlenienia powierzchniowego drutu. Proponowana metoda umożliwia więc zmodernizowanie dotychczasowego procesu technologicznego wytwarzenia drutu sprężynowego ze stali weglowej.

6. WNIOSKI

Z przeprowadzonych badań wynikają wnioski o znaczeniu poznawczym jak i technologicznym.

Zmiana warunków austenityzowania stali o zawartości węgla 0,6%, spowodowana odkształceniem plastycznym w temperaturze pokojowej, poprzedzającym obróbkę cieplną oraz dużą szybkością nagrzewania, zapewnia uzyskanie martenzytu drobnopłytkowego o dużej gęstości dyslokacji, będącej wynikiem dziedziczenia wad budowy sieci przez austenit; a także martenzytu płytkowego zbliżniaczonego, częściowo samoodpuszczonego oraz niewielkiej ilości austenitu szczątkowego. Stal po takiej obróbce posiada wysoką twardość od około 700 do 820 HV, stosownie do wzrostu szybkości nagrzewania od 60 do 1000⁰C/s.

Szybkie nagrzewanie przy współudziale dużej gęstości wad sieci martenzytu powoduje zmianę zakresów przemian zachodzących podczas odpuszczania stali w stosunku do procesu prowadzonego konwencjonalnie, a mianowicie:

- rozpad martenzytu odbywa się z pominięciem wydzielania węglika metastabilnego;
- wydzielania cementytu z przesyconego roztworu stałego limituje głównie temperatura odpuszczania; proces ten kończy się w temperaturze około 450°C, a podwyższenie temperatury odpuszczania do około 600°C powoduje wzrost płytkowych wydzieleń cementytu; począwszy od temperatury około 600°C, tj. o około 200°C wyżej niż przy odpuszczaniu konwencjonalnym zachodzi sferoidyzacja cementytu;
- austenit szczątkowy zanika po odpuszczeniu stali w zakresie od około 450 do 500°C, tju w temperaturze o około 250°C wyższej niż przy obróbce konwencjonalnej; część austenitu szczątkowego doznaje rozpadu w czasie nagrzewania, natomiast pozostała jego część ulega przemianie martenzytycznej przy chłodzeniu;
- w zakresie temperatur 450 do 700°C zachodzi zdrowienie i rekrystalizacja "in situ", prowadząca do utworzenia wybitnie drobnoziarnistej struktury stali.

Odkształcenie plastyczne stali uprzednio ulepszonej cieplnie powoduje:

 tworzenie w osnowie stali komórkowej struktury dyslokacyjnej w procesie zdrowienia dynamicznego, a przy dużych stopniach gniotu fragmentację płytkowych wydzieleń cementytu; przy odkaztałceniach większych od 30% następuje częściowe rozpuszczenie cementytu.

- stal odkształcona plastycznie na zimno i zahartowana wykazuje przełomy transkrystaliczne łupliwe z nieznacznym odkształceniem plastycznym powierzchni - charakterystyczne dla struktur o znacznym stopniu umocnienia; odpuszczanie powoduje zmniejszenie udziału przełomu łupliwego a wzrost ciągliwego. W temperaturach odpuszczania wyższych od 500°C stwierdzono przełomy transkrystaliczne o postaci ciągliwej;
- stal odkształcona plastycznie na zimno po odpuszczaniu wykazuje po małych stopniach gniotu morfologię przełomu podobną jak po obróbce cieplnej. W miarę wzrostu stopnia gniotu przełomy przybierają charakter włóknisty; powyżej około 80% gniotu zwiększa się skłonność drutów do rozwarstwień powierzchniowych, spowodowana współdziałaniem dużej anizotropii struktury, starzenia zgniotowego, a także fragmentacji cementytu płytkowego.

W wyniku zmiany zakresów przemian zachodzących w czasie odpuszczania z dużymi szybkościami nagrzewania stal przy tej samej temperaturze odpuszczania wykazuje wyżaze własności od stali zahartowanej i odpuszczonej konwencjonalnie. Pozwala to stosować temperatury odpuszczania o około 100°C wyższe aniżeli przy obróbce konwencjonalnej, co sprzyja podwyższeniu własności plastycznych i technologicznych przy zachowaniu wysokich własności wytrzymałościowych, przy czym w miarę wzrostu szybkości nagrzewania następuje w przybliżeniu liniowy wzrost własności stali dla jednakowych temperatur odpuszczania. Optymalny zespół własności użytkowych zapewnia odpuszczanie w zakresie od 500 do 550°C z szybkością nagrzewania od 60 do 1000°C/s. a mianowicie: dla temperatury 500°C - $R_m = 1580$ do 1760 $\left[\frac{N}{mm^2}\right]$, $R_{0,2} = 1450$ do 1600 $\left[\frac{N}{mm^2}\right]$, $R_{0,02} = 1130$ do 1280 $\left[\frac{N}{mm^2}\right]$, $A_{100} = 5$ do 7 [%], Z = 15 do 20 [%], N_g = 20 do 24, N_p = 6 do 9, $\frac{R_{0,2}}{R_m} \approx 0.9$, $\frac{R_{0,02}}{R_m} \approx 0.72$; natomiast dla temperatury 550°C - R_m = 1380 do 1580 $\left[\frac{N}{mm^2}\right]$, R_{0,2} = 1280 do 1400 $\left[\frac{N}{mm^2}\right]$, $R_{0,02} = 1060 \text{ do } 1160 \left[\frac{N}{mm^2}\right], A_{100} = 6 \text{ do } 8 \left[\%\right], Z = 17 \text{ do } 25 \left[\%\right], N_{g} = 24$ do 28, N_p = 7 do 10, $\frac{R_{0,2}}{R_m} \approx 0.9$, $\frac{R_{0,02}}{R_m} \approx 0.76$ stosownie do wzrostu szybkości nagrzewania.

Najkorzystniejsze zespolenie własności użytkowych stali po ulepszaniu cieplnym w zakresie temperatur od 500 do 700°C z szybkością nagrzewania około 500°C/s i odkształceniu plastycznym zapewnia odpuszczanie w temperaturze 500°C, a następnie odkształcenie ze stopniem gniotu około 30% i około 85%, a mianowicie: dla gniotu około 30% - $R_m = 1900 \left[\frac{N}{mm^2}\right]$, $R_{0,2} = 1170 \left[\frac{N}{mm^2}\right]$, $R_{0,02} = 1300 \left[\frac{N}{mm^2}\right]$, $N_g = 35$, $N_p = 13$, $\frac{R_{0,2}}{R_m} \approx 0.95$, $\frac{R_{0,02}}{R_m} \approx 0.68$; natomiast dla gniotu około 85% - $R_m = 2530 \left[\frac{N}{mm^2}\right]$, $R_{0,2} = 2080 \left[\frac{N}{mm^2}\right]$, $R_{0,02} = 1550 \left[-\frac{N}{mm^2}\right]$, $N_g = 80$, $\frac{R_{0,2}}{R_m} \approx 0.80$, $\frac{R_{0,02}}{R_m} \approx 0.60$.

Wysokie własności wytrzymałościowe, plastyczne a także technologiczne, znaczna technologiczność procesu, uniknięcie zjawiska odwęglania i utlenienia powierzchniowego stali umożliwiają wykorzystanie tych metod w zmodernizowaniu technologii wytwarzania drutów ze stali węglowych.

Uzyskane wyniki badań mogę stanowić podstawę do kontynuowania ukierunkowanych badań dotyczących wpływu paramatrów szybkości nagrzewania i stopnia odkształcenia na strukturę oraz własności użytkowe drutów stalowych.

7. LITERATURA

- [1] Kurdjumow G.W.: Fiz. Met. Metałłow, 1966, 21, 4, 4.
- [2] Speich G.R.: Trans. TMS-AIME, 1969, 244, 2553.
- [3] Jenerał N.W., Skakow Ju.A.: Fiz. Met. Metałłow., 1969, 28, 2, 437.
- [4] Mc Crath J., Rawlings R.: Acta Met., 1964, 12, 8, 958.
- [5] Kalish D., Cohen M.: Mater. Sci. Eng. 1970, 6, 156.
- [6] Chaczaturian A.G.: Niesowierszenstwa kristaliczeskowo strojenija i martenzitnyje prewraszczenija Nauka, Moskwa, 1972, 34.
- [7] Spector Ja.I., Sarrak W.I., Entin R.I.: Dokł. AN SSSR, Techn. Fiz. 1964, 155, 1054.
- [8] Sarrak W.I., Suworowa S.O., Entin R.I.: Problemy metałłowiedinija i fiziki metałłow. Metałłurgia, Moskwa, 1964, 185.
- [9] Rojtburd A.Ł.: Niesowterszenstwa kristaliczeskowo strojenia i martenzitnije prewraszczenija, Nauka, Moskwa, 1972, 7.
- [10] Christian J.W.: The Theory of Transformation in Metals and Alloys, Pergamon Press, Oxford, 1965.
- [11] Łysak L.J., Draczinskaja A.G.: Fiz. Met. Metałłow. 1963, 16, 3, 370.
- [12] Conrad H.: [w:] Struktura i mechaniczeskije swojstwa metałłow, Metałłurgia, Moskwa, 1967, 225.
- [13] Mogutnow B.M., Połonow W.M., Szwarcman A.A.: Fiz. Met.Metałłow.,1968, 25, 1, 111.
- [14] Kalish D., Roberts E.M.: Met. Trans. 1971, 2, 10, 2783.
- [15] Genin J.M., Flinn P.A.: Trans. TMS-AIME, 1968, 242, 1419.
- [16] Izotow B.I., Utewskij L.M.: Fiz. Met. Metałłow. 1968, 25, 1, 63.
- [17] Swartz J.C.: Mater. Sci. Eng. 1969, 70, 5, 30.
- [18] Hofer J.E., Cohen E.M., Peebles W.C.: J. Amer. Chem. Soc. 1949, 71, 189.
- [19] Popowa M.N.: Zawod. Łaboratorija 1949, 3, 264.
- [20] Jack K.H.: J. Iron Steel. Inst. 1951, 169, 26.
- [21] Crangle J., Sucksmith W.: J. Iron Steel Inst. 1951, 168, 141.
- [22] Apajew W.A.: Fiz. Met. Metałłow. 1969, 9, 3, 267.

- [23] Krainer H.: Arch. Eisenhütt. 1951, 22, 53.
- [24] Lement B.S.: Trans. Amer. Soc. Met. 1953, 45, 597.
- [25] Andrews K.W., Hughes H.: J. Iron Steel Inst. 1959, 193, 3.
- [26] Marion F., Faivre R.: Rev. Metallurgie 1958, 55, 459.
- [27] Menster M.: Trans ASM, 1959, 51, 517.
- [28] Cerolien H.: Archiv. Eisenhütt. 1959, 51, 517.
- [29] Wells M.G.: Acta Met. 1964, 12, 2389.
- [30] Pitch W., Schrader A.: Archiv. Eisenhütt. 1958, 29, 715.
- [31] Dünner Ph., Müller S.: Acta Metall. 1965, 13, 25.
- [32] Gridniew W.N., Pietrow Ju.N.: Izw. AN SSSR, Metałły 1968, 1, 138.
- [33] Hirotau Y., Nagakura S.: Acta Metall, 1972, 20, 645.
- [34] Shimizu K., Okamoto H.: Trans. JIM, 1974, 15, 193.
- [35] Chilton J., Kelly P.M.: Acta Metall. 1968, 16, 627.
- [36] Jack K.H.: Proc. Roy. Soc. 1948, 195, A, 92.
- [37] Arbuzow M.P., i inni: Fiz. Met. Mettał. 1965, 19, 6, 830.
- [38] Bagariackij J.A.: Dokł. AN SSSR 1950, 73, 1161.
- [39] Pietsch W.: Acta Metall. 1962, 10, 79.
- [40] Wells M.G.: Acta Metall. 1964, 12, 389.
- [41] Jack K.H.: Mater. Sci. Eng. 1973, 13, 19.
- [42] Biełous M.W.: Fiz. Met. Metałł. 1969, 28, 6, 113.
- [43] Biełous M.W., Czerepin W.T., Wasilew M.A.: Prewraszczenija pri otpuskie stali, Metałłurgija Moskwa, 1973, 216.
- [44] Hobbe R.M., Lorimer G.W., Ridley N.: J.Iron SteelInst. 1972, 10, 2, 757.
- [45] Gridniew W.N., Mieszkow Ju.Ja.: Woprosy Fiz. Met. Metałłow. Izw. AN USSR, 1960, 11, 74.
- [46] Gridniew W.N., Mieszkow Ju.Ja.: Woprosy Fiz. Met. Metall. Izw. AN USSR, 1962, 14, 116.
- [47] Kidin I.N.: Fiziczeskije osnowy elektrotermiczeskoj obrabotki metałłow i spławow, Metałłurgia, Moskwa, 1969.
- [48] Gridniew W.N., i inni: Fiziczeskije osnowy elektrotermiczeskowo uprocznienija stali, Naukowa Dumka, Kijow, 1973.
- [49] Gridniew W.N. i inni: Fiz. Met. Metall. 1974, 38, 3, 548.
- [50] Duckworth W.E. 1 inni: Spec. Rep. Iron Steels. Inst. 1962, 72, 22.
- [51] Diaczenko S.S. i inni: Fiz. Met. Metałł. 1976, 41, 3, 566.

- [52] Bernstejn M.L.: Termomechaniczeskaja obrabotka metałłow i spławow, Metałłurgia, Moskwa, 1968.
- [53] Hall E.O.: Proc. Phys. Soc. London, 1951, 747.
- [54] Petch N.J.: J. Iron Steel. Inst., 1953, 173, 25.
- [55] Hornbogen E., Warlimont H.: Metallkunde, Springer Verlag, Berlin -Heidelberg, New York, 1967.
- [56] Hornbogen E.: Trans. ASM, 1964, 57, 120.
- [57] Staniek G., Hornbogen E.: Scr. met. 1973, 7, 6, 615.
- [58] Hornbogen E.: Grundlagen des Festigkeits und Bruchverhaltens, Verlag Stahleisen M.B.H., Düsseldorf, 1974, 86.
- [59] Phillips V.A.: Trans. AIME 1967, 239, 1955.
- [60] Bäro G., Hornbogen E.: Quantitative Relation between Properties and Microstructure, Haifa, 1969, 457.
- [61] Li J.C.M.: J. Austr. Inst. Met. 1963, 8, 206.
- [62] Li J.C.M.: Trans. Met. Soc. AIME, 1963, 227, 239.
- [63] Roberts M.J., Jolley W.: Met. Trans. 1970, 1, 1389.
- [64] Abson D.J., Jonas J.J.: Metal. Scien. J. 1970, 4, 24.
- [65] Langford G., Cohen M.: Trans. Amer. Soc. Metals., 1969, 62, 623.
- [66] Joung C., Sherby O.: J. Iron Steel. Inst. 1973, 211, 9, 38.
- [67] Gordienko L.K.: Substrukturnoje uprocznienie metałłow i spławow, Nauka, Moskwa, 1973, 82.
- [68] Gulajew A.P.: Udarnaja wjaskost i chładnołomkost konstrukcjonnoj stali, Maszinostrojenie, Moskwa, 1969, 72.
- [69] Irvine K.: J. Iron. Steel Inst., 1967, 205, 2, 161.
- [70] Goldsztajn L.I.: Met. Term. Obr. Metałł. 1975, 2, 16.
- [71] AGA Thermovision System 680/120B. Operating Manual, Publ. 386.053.
- [72] Hyspecka L. Mazanec K.: VII Konferencja Metaloznawcza, Gliwice-Wisła, 1974, 51.
- [73] Maciejny A.: Kruchość metali, Śląsk, Katowice, 1973.
- [74] Gołubkow W.M., Krickaja W.K.: Problemy metałłowiedienja i fizyki metałłow, Metałłurgizdat Moskwa, 1955, 4, 461.
- [75] Maurer K., Warrington D.H.: Phil. Mag. 1967, 8, 15, 134 321.
- [76] Keh A.S.: Acta Met. 1963, 11, 1102.
- [77] Wilson D.V., Russel B.: Acta Met., 1960, 8, 7, 468.
- [78] Rachaztadt A.G.: Pružinnyje stali spławy, Metałłurgia, Moskwa, 1971.

- [79] Potemkin K.D.: Termiczeskaja obrabotka i wółoczenije wysoko procznoj prowołki, Metałłurgizdat, Moskwa, 1965.
- [80] Zubow W., Graczew S.: Struktura i swojstwa stalnoj pružinnoj lenty. Mietałżurgia, Moskwa, 1964.
- [81] Kardonskij W.M., Kurdjumow G.W., Perkas M.D.: Fiz. Miet. Mietałłow. 1963, 15, 2, 244.
- [82] Embury I.D., Fisher R.M.: Acta Metall., 1966, 14, 2, 147.
- [B3] Embury I.D., Keh A.S., Fisher R.M.: Trans. Metall. Soc. AIME, 1966, 236. 1252.
- [84] Chandhok V.K., Kasak A., Hrirth I.P.: Trans. ASM, 1967, 288.
- [85] Gridniew W.M.: Stalnyje kanaty, Zbornik Trudow 4, Kijów, 1967, 348.
- [86] Liwszic B.T.: Fiziczeskije swojstwa metałłow i spławow, Maszgiz, Moskwa. 1959, 225.
- [87] Krop K.: Hutnik, 1972, 6, 314.
- [88] Žemčik T.: Application of the Mössbauer Effekt in Physical Metallurgy, Poc. of the Conference on Mössbauer Spectroecopy, Drezno, 1971, 103.
- [89] Žemčik T.: Informacja prywatne.
- [90] Gridniew W.N. i inni: Procznost i płasticznost chłodnodeformirowannoj stali; Naukowa Dumka, Kijów, 1974.

Annual subserver on Marin or summerizing to Committee and provide and a subserver

Littlement include and in the first state

ODDZIAŁYWANIE ODPUSZCZANIA Z DUŻYMI SZYBKOŚCIAMI NAGRZEWANIA I ODKSZTAŁCENIA PLASTYCZNEGO NA UMOCNIENIE STALI SPRĘŻYNOWEJ WĘGLOWEJ

Streszczenie

Praca obejmuje badania wpływu szybkości nagrzewania w procesie hartowania i odpuszczania stali węglowej sprężynowej oraz odkaztałcenia plastycznego na zimno na strukturę i własności stali. Omówiono oddziaływanie wad sieci krystalicznej i atomów węgla w procesie odpuszczania martenzytu. Przedstawiono wpływ granic ziarn oraz podstruktury na umocnienie stali w obecności wydzieleń fazy wtórnej.

W celu określenia wpływu obróbki cieplnej i odkaztałcenia plastycznego na zimno na strukturę i własności stali przeprowadzono: badania na mikroskopie elektronowym metodą folii, pomiary oporu elektrycznego właściwego, pomiary widm mossbauerowskich techniką transmisyjną, badania na mikroskopie skaningowym, a także badania mechaniczne i technologiczne,

W wyniku dziedziczenia wad budowy sieci krystalicznej stali odkształconej na zimno przez austenit oraz oddziedziczonych i utworzenych podczas przemiany martenzytycznej uzyskano martenzyt wybitnie drobnopłytkowy o dużej gęstości dyslokacji, cechujący się dużą twardością.

Szybkie nagrzewanie przy wepółudziałe dużej gęstości wad sieci martenzytu powoduje zmianę zakresów przemian zachodzących podczas odpuszczania stali w stosunku do procesu prowadzonego konwencjonalnie, a mianowicie: rozpad martenzytu odbywa się z pominięciem wydzielania węglika metastabilnego; proces wydzielania cementytu kończy się w temperaturze około 450°C; austenit szczątkowy zanika w zakresie od około 450°C do 500°C; począwszy od temperatury około 600°C zachodzi sferoidyzacja cementytu; w zakresie temperatur 450 do 700°C przebiega zdrowienie i rekrystalizacja "in situ" osnowy. Uzyskane w procesie odpuszczania struktury cechuje duża dyspersja.

W wyniku zmian zachodzących w czasie odpuszczania z dużymi szybkościami nagrzewania stal przy tej samej temperaturze odpuszczania wykazuje podwyższenie własności plastycznych i technologicznych przy zachowaniu wysokich własności wytrzymałościowych w porównaniu do stali po obróbce cieplnej konwencjonalnej.

Odkształcenie plastyczne na zimno stali uprzednio ulepszonej cieplnie powoduje tworzenie w osnowie stali komórkowej struktury dyslokacyjnej w procesie zdrowienia dynamicznego, a przy dużych stopniach gniotu fragmentację płytkowych wydzieleń cementytu. Przy odkształceniach większych od 30% następuje częściowe rozpuszczanie cementytu. Najkorzystniejsze zespolenie własności użytkowych stali po ulepszaniu cieplnym zapewnia odpuszczanie w temperaturze 500°C, a następnie odkształcenie ze stopniem gniotu około 30% i około 85%.

and a second president second and a second second second second second and a second president second second second second second and a second second second second second second second areas any second second second second second second second areas any second second second second second second second areas any second second

And a restaurant to any other and algorithm of the process of the second second

- training frankristanter and a second a state of the second state

The fortunation of the second function of the second secon

I proportione the first the second of the least of the second of the sec

And alots have been a second or any second a second second second and all alots are along the second second

ВОЗДЕЙСТВИЕ ОТПУСКАНИЯ С БОЛЬШИМИ СКОРОСТЯМИ НАГРЕВАНИЯ И ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА УПРОЧНЕНИЕ УГЛЕРОДИСТОЙ ПРУЖИННОЙ СТАЛИ

Резюме

Работа охватывает исследования влияния скорости нагрева в процессе закалки и отпуска углеродистой пружинной стали а также пластической деформации в холодном состоянии на структуру и свойства стали. Описывается воздействие пороков кристаллической репётки и атомов углерода в процессе отпускания мартенсита. Представлено влияние границ зёрн и подструктуры на упрочнение стали в присутствии выделений вторичной фазы.

Для определения влияния термической обработки и пластической деформации в колодном состоянии на структуру и свойства стали были проведены: исследования на электронном микроскопе по методу фольги, замеры удельного электрического сопротивления, замеры мессбауеровских спектров при помощи траинмиссии, исследования на сканинговом микроскопе, а также механические и технологические испытания.

В результате наследственности пороков строения кристаллической репётки колоднодеформированной стали аустенитом и полученных в результате наследственности и возникающих при мартенситном превращении пороков – был получен мартенсит особенно мелкоплиточный с большой густотой дислокации, характеризующийся большой твердостью.

Быстрый нагрев при содействии большой плотности пороков мартенситной сетки вызывает изменение диапазонов превращений происходящих во время отпускания стали в сравнении с процессом ведённым обычным путём, а именно: распад мартенсита идёт с пропущением выделения метастабильного карбида, процесс выделения цементита завершается при температуре около 450°C; остаточный аустенит исчезает в пределах с около 450°C по 500°C; начиная с температуры около 600°C происходит сфероидизация цементита; в пределах температуры 450° по 700°C идёт возврат и рекристаллизация "ин ситу" основы. Полученные в процессе отпускания структуры характеризуются большой дисперсией.

В результате изменений происходящих во время отпускания при высоких скоростях нагрева сталь, при постоянной температуре отпускания проявляет рост пластических и технологических свойств при сохранении высоких механических свойств в сравнении со сталью подвергаемой обычной термообработке.

Пластическая деформация стали в холодном состоянии, если эта сталь была до этого термически улучшена, вызывает образование в основе стали ячеистой дислокационной структуры в процессе динамического возврата, а при больших обжатиях — фрагментацию плиточных цементитных выделений. При деформациях свыше 30% наступает частичное растворение цементита. Самое благоприятное сосуществование эксплуатационных свойств стали после термообработки обеспечает отпуск при температуре 500°С а затем деформация с обжатиями около 30% и около 85%.

and an even of a second second

Tententian and the second statements in and part and the second s

And the service of the location of the induction of the service and the service of the service o

The react matrices there we are also by and the the density of the latter of the sector of the secto

the rest of the second of the period provides and the rest of the linear and at the second se

THE EFFECT OF HIGH HEATING RATE TEMPERING AND PLASTIC DEFORMATION ON THE STRENGHTENING OF THE CARBON SPRING STEEL

Summary

The work comprises the investigations of the influence of heating rate on the quenching an tempering processes as well as the plastic deformation at room temperature on the strukture and properties of the carbon spring steel. There was considered the interactions of crystallattice defects with carbon atoms during the martensite tempering. The effect of grain boundries and substructure on the strengthening in the presence of secondary phase precipitates was estabilished.

To determine the influence of heat treatment and room temperature plastic deformation on the structure and properties of steel there were performed the tests comprising: thin foils technique electron microscopy, electric resistivity measurements, spectrum analysis transsmision technique Mössbaures, the scanning microscopy investigations and the mechanical and technological tests.

As the result of the inherence of the crystal lattice defects in austenite of cold deformed steel as well as the defects inhered and formed during the martensite deformation there was obtained. The ultra-fine platelike martensite, showing high hardness.

The rapid heating complementary with high density of the lattice defects in martensite, cause the change of transformation ranges during tempering in comparison with the conventional process, i.e. the martensite decomposition takes place without precipitation of metastable carbides, the cementite precipitation process finishes at temperature of 450° C, starting from the temperature of 600° C, the spheridization of cementite takes place; retained austenite disappears in the range of about 450 to 500° C; the recovery and recrystallization "in situ" of ferrite matrix occur in temperatures from 450° to 700° C. The structures obtained during tempering proceeses showing high dispersion.

As the result of the changes occuring during the rapid heating tempering, the steel at the same temperature of tempering showes the increase of plastic and technological properties, with retaining of high mechanical properties in comparis on with the steel after convencional heat treatment. The room temperature plastic deformation of the previously high tempered steel, causes the formation of the cellular dislocation structure in the steel matrix during dynamic recovery process. At deformation ratios over 30% takes place the partial dissolving of cementite. The most advantageous assembly of use properties of the steel after quenching and high tempering were obtained after tempering at 500° C and then 30% and 85% cold deformation.



Rys. 2a. Martenzyt płytkowy stali hartowanej z temperatury 820°C/olej szybkość nagrzewania około 150°C/s Pow. 25.000x



Rys. 2b. Dyfraktogram do rys. 2a



Rys. 2c. Wskaźnikowanie dyfraktogramu do rys. 2b



Rys. 3. Martenzyt płytkowy częściowo zbliźniaczony. Struktura stali hartowanej z temperatury 880[°]C/olej; szybkość nagrzewania około 500[°]C/s. Pow. 60.000x



Rys. 4. Fragment rys. 3; w środkowej części rysunku widoczna część płytki martenzytu o dużej gęstości dyslokacji. Pow. 180.000x



R**ys. 5a.** Martenzyt zbliźniaczony z wydzieleniami cementytu.Obróbka cieplna – hartowanie 920⁰C/olej; szybkość nagrzewania około 1000⁰C/s. Pow. 110.000x



Rys. 5b. Dyfraktogram do rys. 5a



Rys. 5c. Wskaźnikowanie dyfraktogramu dorys. 5b



Rys. 6a. Martenzyt zbliźniaczony. Struktura uzyskana w wyniku hartowania z temperatury 880°C/olej; szybkość nagrzewania około 500°C/s. Pow. 180.000x



Rys. 6b. Obraz 6a w ciemnym polu widzenia w refleksie $(110)_{\alpha_{\rm c}}$



Rys.6c. Dyfraktogram do rysunku 6a





Rys. 9. Przełom łupliwy z licznymi uskokami na granicach ziarn; miejscami ślady odkształcenia plastycznego. Obróbka cieplna – hartowanie 820°C/olej; szybkość nagrzewania około 60°C/s. Pow. 1000x



Rys. 10. Przełom jak na rys. 17. Obróbka cieplna – hartowanie 840[°]C/olej; szybkość nagrzewania około 150[°]C/s. Pow. 100x



Rys. 11. Przełom transkrystaliczny; miejscami ślady pęknięć. Obróbka cieplna – hartowanie 880°C/olej; szybkość nagrzewania około 500°C/s Pow. 1000x



Rys. 12. Przełom łupliwy z uskokami na granicach ziarn; miejscami widoczne wyraźne pęknięcia.Obróbka cieplna – hartowanie 920°C/olej; szybkość nagrzewania około 1000°C/s Pow. 1000x



Rys. 14a. Wewnątrz i na granicach płytek martenzytu odpuszczonego wydzielenia cementytu. Obróbka cieplna – hartowanie 820°C/olej, odpuszczanie 250°C; szybkość nagrzewania około 60°C/s.Pow.35.000x



Rys. 14b. Dyfraktogram do rys. 14a



Rys. 14c. Wskaźnikowanie dyfraktogramu do rys. 14b



Rys. 15. Wydzielenia cementytu w martenzycie zbliźniaczonym.Obróbka cieplna – hartowanie 880⁰C/olej, odpuszczanie 250⁰C, szybkość nagrzewania około 500⁰C/s. Pow. 100.000x



Rys. 16a. Martenzyt odpuszczony z wydzieleniami cementytu w układzie pasmowym. Obróbka cieplna – hartowanie 920°C/olej oraz odpuszczanie 300°C; szybkość nagrzewania około 1000°C/s.Pow.70.000x



Rys. 16b. Dyfraktogram do rys. 16a



Rys. 16c. Rozwiązanie dyfraktogramu do rys. 16b



Rys. 17. Martenzyt odpuszczony z wydzieleniami cementytu. Obróbka cieplna - hartowanie 840°C/olej oraz odpuszczanie 350°C; szybkość nagrzewania około 150°C/s. Pow. 40.000x



Rys. 18a. Płytkowe wydzielenia cementytu w martenzycie odpuszczonym o znacznej gęstości dyslokacji.Obróbka cieplna – hartowanie 880°C/ olej, odpuszczanie 400°C; szybkość nagrzewania około 500°C/s. Pow. 100.000x



Rys. 18b. Obraz 18a w ciemniejszym polu widzenia w refleksie (020) osnowy.Pow. 100.000x



Rys. 19a. Pasmowe układy cementytu biegnące od granicy płytki martenzytu. Obróbka cieplna – hartowanie 880°C/olej, odpuszczanie 450°C; szybkość nagrzewania około 500°C/s. Pow. 80.000x



Rys. 19b. Dyfraktogram do rys. 19a



Rys. 19c. Wskaźnikowanie dyfraktogramu do rys. 19b



Rys. 20. Cementyt pasmowy w osnowie fazy \propto . Obróbka cieplna – hartowanie 880[°]C/olej oraz odpuszczanie 500[°]C; szybkość nagrzewania około 500[°]C/s. Pow. 105.000x



Rys. 21a. W osnowie fazy α pasmowe układy cementytu. Obróbka cieplna – hartowanie 880°C/olej, odpuszczanie 600°C; szybkość nagrzewania około 500°C/s. Pow. 75.000x



Rys. 21b. Pole ciemne obrazu struktury przedstawionej na rys. 21a uzyskane w refleksie (002)_{Fe3}C[•] Pow. 75.000x



Rys. 22. W osnowie fazy & częściowo sfragmentowane płytki cementytu. Obróbka cieplna – hartowanie 820°C/olej; odpuszczanie 650°C; szybkość nagrzewania około 60°C/s. Pow. 50.000x



Rys. 23. W osnowie fazy & częściowo rozpuszczone płytki cementytu. Obróbka cieplna – hartowanie 820°C/ olej, odpuszczanie 650°C; szybkość nagrzewania około 500°C/s.Pow.160.000x



Rys. 24. W osnowie fazy ∝ widoczny cementyt częściowo sfragmentowany w procesie sferoidyzacji. Obróbka cieplna - 920°C/olej; odpuszczanie 650°C, szybkość nagrzewania około 1000°C/s. Pow. 48.000x



Rys. 25. Obraz struktury z rys. 24 przedstawiony przy mniejszym powiększeniu. Pow. 25.000x



Rys. 26. Sferoidalny cementyt w osnowie zrekrystalizowanej fazy \propto . Obróbka cieplna – hartowanie 820°C/ olej; odpuszczanie 700°C; szybkość nagrzewania około 60°C/s.Pow.45.000x



Rys. 27. Sferoidalne wydzielenia cementytu na tle spoligonizowanej siatki dyslokacji. Obróbka cieplna - hartowanie 880°C/olej; odpuszczanie 700°C; szybkość nagrzewania około 500°C/s. Pow. 100.000x



Rys. 28. Komórkowa struktura dyslokacyjna ferrytu. Obróbka cieplna - hartowanie 820°C/olej; odpuszczanie 600°C; szybkość nagrzewania około 60°C/s.Pow.55.000x



Rys. 29. Komórkowa struktura dyslokacyjna ferrytu. Obróbka cieplna – hartowanie 880[°]C/olej; odpuszcza– nie 600[°]C; szybkość nagrzewania około 500[°]C/s. Pow. 100.000x



Rys. 30. W obrębie byłych płytek martenzytu widoczne podziarna. Obróbka cieplna – hartowanie 920°C/ olej; odpuszczanie 600°C; szybkość nagrzewania około 1000°C/s.Pow.40.000x



Rys. 31. Hamowanie migracji granicy szerokokątowej przez wydzielenia cementytu oraz wydzielenia oddziałujące z dyslokacjami. Obróbka cieplna – hartowanie 920°C/olej,odpuszczanie 550°C: szybkość nagrzewania około 1000°C/s. Pow. 40.000x



Rys. 32. Częściowo zrekrystalizowana osnowa stali. Obróbka cieplna – hartowanie 920°C/olej; odpuszczanie 650°C; szybkość nagrzewania około 1000°C/s. Pow.80.000x



Rys. 33. Częściowo zrekrystalizowana osnowa ferrytu oraz siatkowe układy dyslokacyjne. Obróbka cieplna – hartowanie 880 C/olej; odpuszczanie 650°C; szybkość nagrzewania około 500°C/s. Pow. 50.000x



Rys. 34. W zrekrystalizowanym częściowo ferrycie siatkowe układy dyslokacji. Obróbka cieplna – hartowanie 840°C/olej; odpuszczanie 650°C; szybkość nagrzewania około 150°C/s. Pow. 50.000x



Rys. 35. W zrekrystalizowanym ferrycie fragmenty siatek dyslokacyjnych.Obróbka cieplna – hartowanie 880°C/olej: odpuszczanie 700°C; szybkość nagrzewania około 500°C/s. Pow. 100.000x



Rys. 36. W zrekrystalizowanej osnowie ferrytu zachowane dyslokacyjne podgranice; widoczny sferoidalny cementyt. Obróbka cieplna hartowanie 820°C/ olej; odpuszczanie 700°C; szybkość nagrzewania około 60°C/s. Pow.90.000x



Rys. 37. W zrekrystalizowanym ferrycie, zachowane dyslokacje granic podziarn. Obróbka cieplna – hartowanie 920°C/olej; odpuszczanie 700°C; szybkość nagrzewania około 1000°C/s. Pow. 50.000x



Rys. 44. Przełom transkrystaliczny z udziałem pęknięć łupliwych oraz ciągliwych. Obróbka cieplna – hartowanie 880°C/olej oraz odpuszczanie 300°C; szybkość nagrzewania około 500°C/s. Pow. 100x



Rys. 45. Przełom transkrystaliczny łupliwy oraz cięgliwy.Obróbka cieplna – hartowanie 800°C/olej,odpuszczanie 400°C, szybkość nagrzewania około 500°C/s. Pow. 300x



Rys. 46. Przełom transkrystaliczny ciągliwy o nieznacznym odkształceniu plastycznym. Obróbka cieplna – hartowanie 880°C/olej, odpuszczanie 500°C, szybkość nagrzewania około 500°C/s. Pow. 1000x



Rys. 47. Przełom transkrystaliczny o postaci cięgliwej i znacznej nierówności powierzchni rozdziału.Obróbka cieplna – hartowanie 880°C/ olej, odpuszczanie 700°C, szybkość nagrzewania około 500°C/s. Pow. 1000x



Rys. 48. Dyslokacyjna struktura komórkowa ferrytu. Obróbka cieplna i odkształcanie plastyczne – hartowanie 880°C/olej; odpuszczanie 500°C; szybkość nagrzewania około 500°C/s, stopień gniotu 6,5%. Pow. 95.000x



Rys. 49. Dyslokacyjna struktura komórkowa ferrytu między płatkami cementytu. Obróbka cieplna jak na rys. 48; stopień gniotu około 14%. Pow. 57.000x



Rys. 50. Dyslokacyjna struktura komórkowa ferrytu między płytkami cementytu. Obróbka cieplna i odkształcenie plastyczne - hartowanie 880°C/ olej; odpuszczanie 600°C; szybkość nagrzewania około 500°C/s; stopień gniotu około 14%. Pow. 86.000x



Rys. 51. Struktura i obróbka cieplna jak na rys. 48, stopień gniotu około 30%. Pow. 55.000x



Rys. 52. Komórkowa podstruktura ferrytu. Obróbka cieplna jak na rys. 51; stopień gniotu około 25%. Pow. 95.000x



Rys. 53. Struktura i obróbka cieplna jak na rys. 48; stopień gniotu około 50%. Pow. 65.000x



Rys.54a. Sfragmentowane płytki cementytu w osnowie ferrytu o komórkowej strukturze dyslokacyjnej.0bróbka cieplna jak na rys.48; stopień gniotu około 85%.Pow.65.000x



Rys. 54b. Obraz 54a w ciemnym polu widzenia w rafleksie (020)_{Fe3}C* Pow. 65.000x



Rys. 55. Komórkowa podstruktura ferrytu. Obróbka cieplna jak na rys. 50; stopień gniotu 80%. Pow. 90.000x



Rys. 56. Podstruktura ferrytu o dużej gęstości dyslokacji. Obróbka cieplna jak na rys. 50;stopień gniotu około 88%. Pow. 65.000x



Rys. 57. W pobliżu sferoidalnych wydzieleń cementytu struktura dyslokacyjna z zarysowującymi się układami komórkowymi. Obróbka cieplna i odkształcenie plastyczne – hartowanie 880°C/olej; odpuszczanie 700°C; szybkość nagrzewania około 500°C/s; stopień gniotu około 6,5%. Pow.85.000x



Rys. 58. Komórkowa struktura dyslokacyjna ferrytu; spiętrzenia dyslokacji w pobliżu sferoidalnych wydzieleń cementytu. Obróbka cieplna jak na rys. 57; stopień gniotu około 14%. Pow. 50.000x



Rys. 59. Skupienia dyslokacji tworzące granice podziarn; miejscami o stosunkowo dużych kątach dezorientacji. Obróbka cieplna jak na rys. 57; stopień gniotu około 30%. Pow. 66.000x



Rys. 60. Struktura i obróbka cieplna jak na rys. 57; stopień gniotu około 75%. Pow. 75.000x



Rys. 68. Przełom ciągliwy o charakterze włóknistym. Obróbka cieplna, odkształcenie plastyczne – hartowanie 880⁰C/olej; odpuszczanie 500⁰C szybkość nagrzewania około 500⁰C, gniot około 14%. Pow.3000x



Rys. 70. Przeżom mieszany plastycznie kruchy. Obróbka cieplna,odkształcenie plastyczne – hartowanie 880°C/ olej; odpuszczanie 500°C; szybkość nagrzewania około 500°C; gniot około 88%. Pow. 1000x



Rys. 72. Przełom mieszany plastycznie kruchy o charakterze włóknistym, wywołany dużą anizotropią struktury. Obróbka cieplna,odkształcenie plastyczne -hartowanie 880°C/ olej, odpuszczanie 600°C; szybkość nagrzewania około 500°C/s,gniot około 85%. Pow. 3000x



Rys. 69. Przełom mieszany plastycznie kruchy o charakterze włóknistym. Obróbka cieplna, odkształcenie plastyczne – hartowanie 880 C/ olej; odpuszczanie 600°C; szybkość nagrzewania około 500°C/s;gniot około 50%. Pow. 1000x



Rys. 71. Przełom mieszany plastycznie kruchy. Obróbka cieplna, odkształcenie plastyczne – hartowanie 880 C/olej;odpuszczanie 500°C; szybkość nagrzewania około 500°C/s:, gniot około 88%. Pow.3000x



Rys. 73. Przełom plastycznie kruchy z mikropęknięciami. Obróbka cieplna, odkształcenie plastyczne – hartowanie 880°C/olej, odpuszczanie 700°C; szybkość nagrzewania około 500°C, gniot 82%. Pow. 3000x



WYDAWNICTWA NAUKOWE I DYDAKTYCZNE POLITECHNIKI SLĄSKIEJ MOF NA NABYC W NASTĘPUJĄCYCH PLACÓWKACH:

Gliwice — Księgarnia Techniczna, ul. M. Strzody 14b;
Gliwice — Punkt sprzedaży Studenckiej Spółdzielni Pracy, ul. Wrocławska 4/6;
Katowice — Księgarnia nr 004, ul. Warszawska 11;
Katowice — Księgarnia nr 015, ul. Żwirki i Wigury 33;
Bytom — Księgarnia nr 048, pl. Kościuszki 4;
Chorzów — Księgarnia nr 063, ul. Wolności 22;
Dąbrowa Górnicza — Księgarnia nr 081, ul. ZBOWID-u 2;
Rybnik — Księgarnia nr 126, Rynek 1;
Sosnowiec — Księgarnia nr 230, ul. Wolności 288;
Zawiercie — Księgarnia nr 250, ul. 3 Maja 11;
Warszawa — Ośrodek Rozpowszechniania Wydawnictw PAN, Pałac Kultury i Nauki.

Wszystkie wydawnictwa naukowe i dydaktyczne zamawiać można poprzez Składnicę Księgarską w Warszawie, ul. Mazowiecka 9.