ZESZYTY NAUKOWE POLITECHNIKI ŚLĄSKIEJ 1965
Seria: MECHANIKA z. 23 Nr kol. 137

ŁUCJA CIEŚLAK
Katedra Metaloznawstwa

WPŁYW REKRYSTALIZACJI PRZYSPIESZONEJ NA PROCES STARZENIA BLACH STALOWYCH NISKOWĘGLOWYCH

Streszczenie. Badano zjawisko starzenia stalowych blach niskowęglowych po rekrystalizacji konwencjonalnej i przyspieszonej. Wykazano, że starzenie stali niskowęglowych po rekrystalizacji konwencjonalnej zachodzi w czasie do 20 godzin zarówno w temperaturze 100 jak i 200°C. Natomiast rekrystalizacja przyspieszona hamuje proces starzenia, co umożliwia otrzymanie stali niskowęglowych praktycznie niestarzejących się.

1. Wstęp

Mianem starzenia określa się całokształt zjawisk związanych z rozpadem przesyconych roztworów stałych. Wydzielanie z przesyconych roztworów stałych jest procesem złożonym, wielostopniowym zależnym od temperatury. W pierwszym stadium tworzą się zarodki nowej fazy, wykazujące w zasadzie ścisłą koherencję ze strukturą roztworu. W niektórych przypadkach zarodki te powstają przez tworzenie się kompleksów zwanych strefami Guinier-Prestona powstających na skutek segregacji atomów rozpuszczonych w sieci rozpuszczalnika. Kompleksy te znajdują się w równowadze metastabilnej, która może być przeprowadzona w równowagę stałą poprzez zerwanie koherencji i wystąpienie fazy stabilnej lub przejściowej. Dalszy proces to przemiany fazy przejściowej w stabilną oraz koalescencja i koagulacja wydzieleń. W szczególnych przypadkach rozpad przesyconych roztworów stałych może przebiegać z pominięciem niektórych stadiów jak np. tworzenia się stref Guinier-Prestona, powstawanie zarodków niekoherentnych czy też faz przejściowych [1, 2, 3].

Badania procesu starzenia wykazały, że zabieg ten prowadzi do otrzymania ważnych dla praktyki zmian własności stopu.

Występujące w czasie starzenia zmiany własności, a zwłaszcza podwyższenie wytrzymałości na rozciąganie i twardości wykorzystano wprowadzając ten zabieg obróbki cieplnej do produkcji przemysłowej. Zjawisko starzenia w pewnych przypadkach staje się niekorzystnym, jak np. w stalach niskowęglowych przeznaczonych do głębokiego tłoczenia, budowy kotłów lub innego zastosowania, gdzie efekt starzenia powoduje obniżenie własności plastycznych.

Stale niskowęglowe, a szczególnie nieuspokojone poddane przesyceniu i starzeniu zmieniają swoje własności mechaniczne i fizyczne. Jest to związane z możliwością rozpuszczania w strukturze ok. 10^{-7}% węgla i 10^{-5}% azotu [4, 5]. Pierwiastki te, ze względu na znacznie mniejsze średnice atomowe niż żelaza tworzą roztwory międzywęzłowe. Powoduje to odkształcenie sieci Feα, zwiększające się ze wzrostem ilości rozpuszczonych pierwiastków węgla i azotu [1]. Rozpuszczalność ta zależy także od gęstości defektów budowy krystalicznej, a przede wszystkim dyslokacji [1, 6, 7]. Węgiel i azot tworzą z Feα roztwór stały graniczny - ferryt, przy czym rozpuszczalność ich maleje ze spadkiem temperatury. Przy powolnym chłodzeniu nadwyżka węgla wydziela się na granicach ziarna ferrytu jako cementyt (trzeciorzędowy) zaś nadwyżka azotu jako faza międzywęzłowa odpowiadająca związkowi Fe_4N [4, 8, 9, 10].

Szybkie chłodzenie stopu przez oziębienie w wodzie z temperatury poniżej A_1 powoduje zatrzymanie w roztworze prawie całej ilości rozpuszczonych w ferrycie składników, które następnie wydzielają się z roztworu α podczas starzenia. Proces ten przebiega zarodkowo - dyfuzyjnie, a według ZENER [11] zarodkami nowej fazy są niewielkie płytki złożone z atomów skupionych w płaszczyźnie ($\frac{1}{2}$00) ferrytu, tworzących strefy GUINIER-PRESTONa. W.C. LESLIE [7] stwierdził, że zarodki powstają na dyslokacjach oraz na skupiskach wakansów, zarówno wewnątrz jak i na granicach ziarn ferrytu, a także na granicach bloków struktury mozaikowej. Ilość i wielkość cząstek wydzielonej fazy zmieniają się w czasie starzenia.

Rozpad przesyconego ferrytu możliwy jest już w temperaturze otoczenia, z uwagi na wystarczającą szybkość dyfuzji azotu i węgla, tak że długotrwałe wytrzymanie powoduje nie tylko lokalne wzbogacenie roztworu stałego w C i N w miejscach wad budowy krystalicznej, lecz także wydzielenie dyspersyjnych cząstek węglikowych i azotków. Zjawisko to wywołuje wzrost własności wytrzymałościowych, jak twardości, wytrzymałości na rozciąganie, ujawnia wyraźną granicę plastyczności oraz obniża własności plastyczne jak wydłużenie, przewężenie i udarność. Oddziaływuje również na zmianę własności fizycznych powodując obniżenie współczynnika tarcia wewnętrznego, wzrost oporu elektrycznego i siły termoelektrycznej, a także wzrost objętości właściwej i siły koercji.

Starzenie w temperaturach podwyższonych przyspiesza proces rozpadu przesyconego roztworu stałego. W temperaturach niższych od 200°C istnieje prawdopodobieństwo wydzielania się węglika metastabilnego, który w czasie starzenia przemienia się w Fe_3C [4]. Wydzielanie azotków jest procesem bardziej złożonym. W pierwszym stadium pojawia się szczególnie na granicy struktury mozaikowej faza Fe_3N koherentna z płaszczyzną {100} $Fe\alpha$. Fe_3N przemienia się poprzez niekoherentną fazę Fe_2N w $Fe_{16}N_2$, a następnie Fe_4N [13, 14, 15].

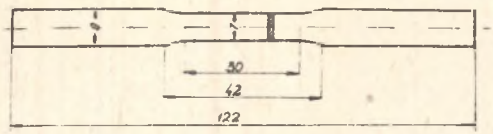
2. Badania własne

W dotychczas stosowanej technologii wyżarzania rekrystalizującego można wyróżnić dwa sposoby nagrzewania: konwencjonalny i przyspieszony [16, 17, 18]. Wyżarzanie konwencjonalne blach niskowęglowych dokonuje się zazwyczaj w piecach kołpakowych. Blacha zwinięta w kręgi wymaga jednak długotrwałego wygrzewania lub znacznie wyższej temperatury od określonej linią granicznej rozpuszczalności. Stosunkowo długie czasy wyżarzania zapewniają rozpuszczenie cementytu i azotków w roztworze oraz warunkują starzenie się blach po rekrystalizacji. Ze względu na przeznaczenie blach do głębokiego tłoczenia zachodzące starzenie wywiera szczególnie niekorzystny wpływ na własności.

Starzeniu można by zapobiec stosując bardzo krótkie czasy nagrzewania nie sprzyjające rozpuszczaniu się węgla i azotu w ferrycie. Warunek ten mogłoby spełnić przyspieszone (udarowe) wyżarzanie rekrystalizujące. Rekrystalizacja przyspieszona [16, 17, 18] realizowana przez nagrzewanie prądami wysokiej częstotliwości do temperatur znacznie wyższych niż temperatury rekrystalizacji konwencjonalnej pozwala na uzyskanie blach o szczególnie korzystnych własnościach. Stąd celem niniejszej pracy było zbadanie zjawiska starzenia się stalowych blach niskowęglowych po rekrystalizacji konwencjonalnej i przyspieszonej.

2.1. Materiał i metodyka badań

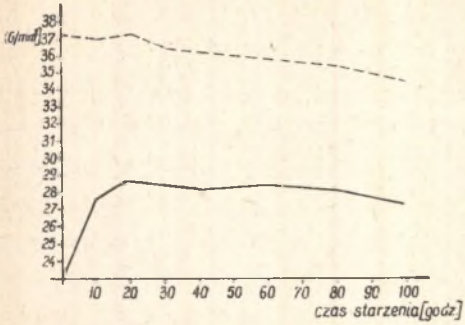
Do badań użyto blach ze stali niskowęglowej 0,06% C nieuspokojonej o stopniu zgniotu 80% i grubości 0,3 mm. Przed wyżarzaniem rekrystalizującym blacha wykazała średnio R_m = 63,5 kG/mm^2, A_{10} = 1,7% i twardość 186 HV.



Rys. 1. Próbka wytrzymałościowa używana do badań

Rekrystalizację konwencjonalną przeprowadzono w temperaturze 800°C przez 30 min. w piecu komorowym. Rekrystalizację przyspieszoną w stałej temperaturze 800°C w piecu indukcyjnym wysokiej częstotliwości bez wytrzymania. Na wyjściu generatora zastosowano dwuzwojowy prostokątny induktor o wymiarach wewnętrznych 3 x 25 mm. Dla osiowego prowadzenia próbki użyto specjalnie skonstruowanego urządzenia prowadzącego. Pomiaru temperatury dokonano pirometrem optycznym częściowego promieniowania. Starzenie próbek przeprowadzono w temperaturze 100 i 200°C w czasie do 100 godzin.

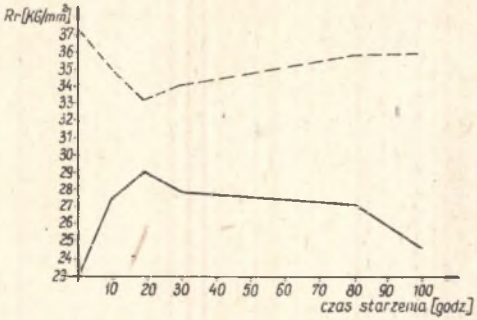
Celem zbadania wpływu rekrystalizacji konwencjonalnej i przyspieszonej na proces starzenia blach niskowęglowych prze-



Rys. 2. Zmiany wytrzymałości na rozciąganie w zależności od czasu dla temperatury starzenia 100°C

——— po rekrystalizacji konwencjonalnej

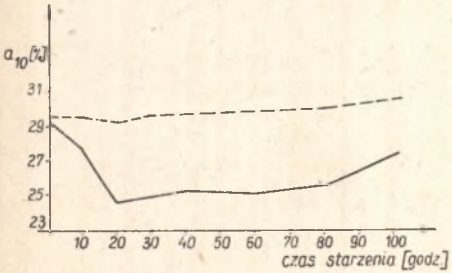
---- po rekrystalizacji przyspieszonej



Rys. 3. Zmiany wytrzymałości na rozciąganie w zależności od czasu dla temperatury starzenia 200°C

——— po rekrystalizacji konwencjonalnej

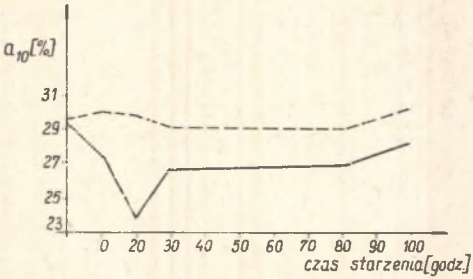
----- po rekrystalizacji przyspieszonej



Rys. 4. Zmiany wydłużenia w zależności od czasu dla temperatury starzenia 100°C

——— po rekrystalizacji konwencjonalnej

----- po rekrystalizacji przyspieszonej



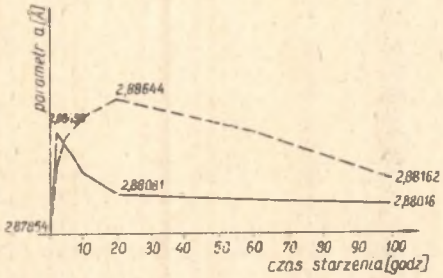
Rys. 5. Zmiany wydłużenia w zależności od czasu dla temperatury starzenia 200°C

——— po rekrystalizacji konwencjonalnej

----- po rekrystalizacji przyspieszonej

prowadzono badania: mechaniczne, rentgenograficzne i metalograficzne, a w szczególności:

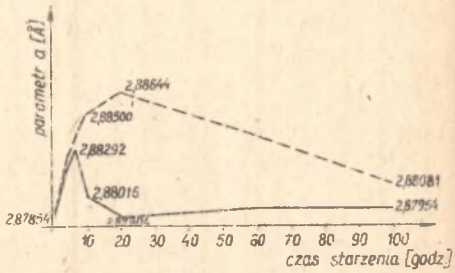
- próby rozciągania, wykonano na maszynie wytrzymałościowej do taśm i drutów firmy AMSLER - Szwajcaria, o maksymalnym obciążeniu 200 kG na próbkach - rys. 1. Otrzymane wyniki wytrzymałości zestawiono w tablicach 1-2 oraz na wykresach (rys.2-5)
- próby twardości dokonano na aparacie firmy HAUSER - Szwajcaria metodą Vickersa przy obciążeniu 100 G. Wyniki zestawiono w tablicach 1-2;
- badania rentgenograficzne zmian parametru sieci ferrytu przeprowadzono na aparacie firmy CHIRANA typu "Mikrometa" produkcji CSRS metodą promieni zwrotnych, przy użyciu kamery Bragg-Brentano o promieniu 57,3 mm. Zastosowano lampę chromową przy parametrach prądowych: napięcie anodowe U = 40 kV, natężenie prądu J = 15 mA. Wyniki zestawiono na wykresach (rys. 6-7);
- badania metalograficzne przeprowadzono na zgładach po trawieniach 4% roztworem alkoholowym kwasu azotowego. Obserwacji struktury dokonano przy powiększeniach do 1000 x na mikroskopie optycznym firmy Reichert oraz powyżej 1000 do 10000 x



Rys. 6. Zmiany parametru sieci ferrytu w zależności od czasu dla temperatury starzenia 100°C

——— po rekrystalizacji konwencjonalnej

- - - - po rekrystalizacji przyspieszonej



Rys. 7. Zmiany parametru sieci ferrytu w zależności od czasu dla temperatury starzenia 200°C

——— po rekrystalizacji konwencjonalnej

- - - - po rekrystalizacji przyspieszonej

Tablica 1

Własności stali po wyżarzaniu konwencjonalnym w temperaturze 800°C przez 30 min. i starzeniu w temperaturze 100°C i 200°C

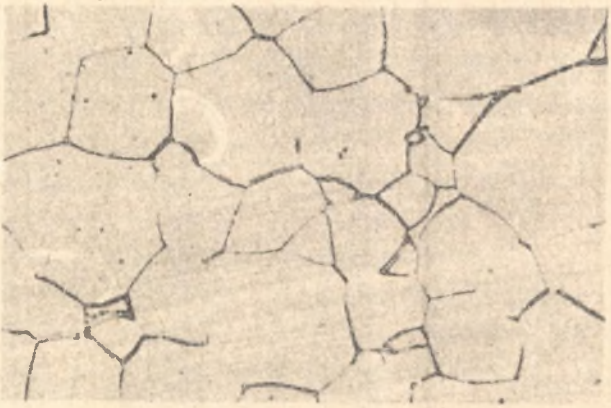
Temp. starzenia w °C	Czas starzenia w godz.	R_m w kG/mm²	A_{10} w %	HV	Uwagi
–	–	23,2	29,3	110	
100	2	24,3	28,2	110	Wartości średnie z 3 próbek
100	5	25,1	28,1	110	
100	10	27,7	27,5	110	
100	20	28,8	24,5	110	
100	40	28,2	25,3	110	
100	60	28,4	25,2	110	
100	80	28,1	24,4	110	
100	100	27,2	27,3	110	
200	2	24,0	28,7	110	
200	5	25,3	28,3	110	
200	10	27,5	27,1	110	
200	20	29,0	23,6	110	
200	40	27,8	26,7	110	
200	60	27,5	26,9	110	
200	80	27,1	26,9	110	
200	100	24,6	28,2	110	

Tablica 2

Własności stali po wyżarzaniu przyspieszonym w temperaturze 800°C i starzeniu w temperaturze 100 i 200°C

Temp. starzenia w °C	Czas starzenia w godz.	R_m w kG/mm²	A_{10} w %	HV	Uwagi
–	–	37,3	29,5	118	
100	2	37,1	29,5	119	Wartości średnie z 3 próbek
100	5	37,0	29,5	119	
100	10	37,0	29,5	119	
100	20	37,2	29,3	118	
100	40	36,4	29,7	119	
100	60	36,1	29,6	119	
100	80	35,8	30,2	119	
100	100	34,3	30,5	118	
200	2	36,3	29,6	118	
200	5	36,2	29,8	119	
200	10	35,0	30,1	119	
200	20	33,2	29,6	119	
200	40	34,0	29,2	118	
200	60	35,0	29,0	119	
200	80	35,7	28,9	119	
200	100	35,7	29,6	118	

na mikroskopie elektronowym JEM-6A posługując się matrycowymi replikami węglowymi. Zdjęcia zestawiono na rys. 8-16.

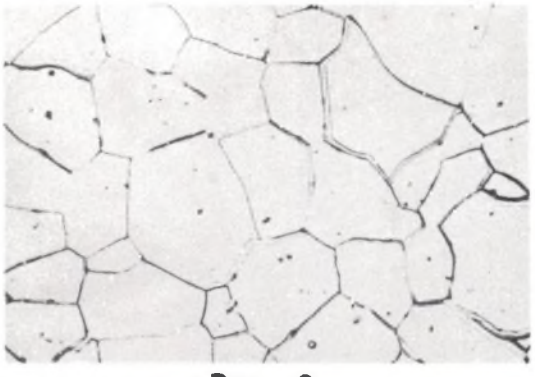


Rys. 8. Trew. kw. azot. - Struktura stali niskowęglowej po rekrystalizacji konwencjonalnej (800°C/30 min). Ziarna ferrytu o zmiennej wielkości 6-7 wg ASTM, miejscami charakterystyczne podwójne granice ziarn. Nieliczna ilość drobnych kulkowych wydzieleń pow. 1000 x

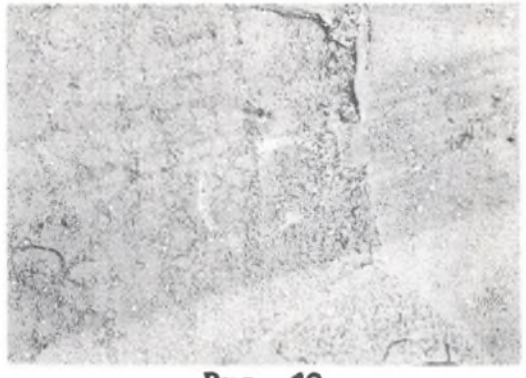
2.2. Wyniki i dyskusja badań własnych

Badana stal niskowęglowa wykazała zarówno po rekrystalizacji konwencjonalnej jak i przyspieszonej zmianę własności mechanicznych w zależności od czasu starzenia. Najbardziej istotne zmiany zachodzą w zasadzie w czasie do 30 godzin starzenia. Dla stali rekrystalizowanej konwencjonalnie występuje wtedy wzrost wytrzymałości, której maksimum - około 29 kG/mm^2 osiąga się po 20 godz. starzenia niezależnie od stosowanej temperatury (rys. 2 i 3). Przy dłuższych czasach następuje nieznaczny spadek wytrzymałości, wyraźniej zaznaczający się dla wyższej temperatury starzenia. Podobny charakter mają krzywe zmiany wydłużenia. Minimum na krzywej wydłużenia odpowiada maksimum na krzywej zmiany wytrzymałości (rys. 4 i 5).

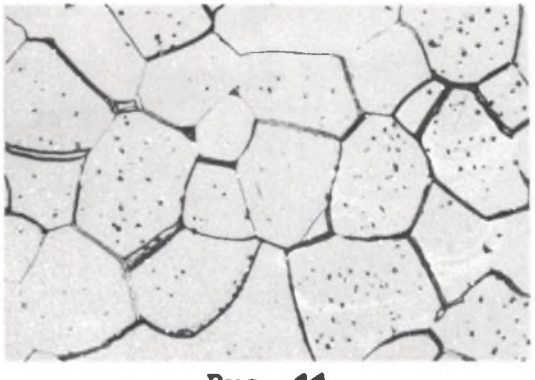
Po rekrystalizacji przyspieszonej stwierdzono wytrzymałość na rozciąganie wyższą o około 18 kG/mm^2 niż po rekrystalizacji konwencjonalnej (tablica 2).



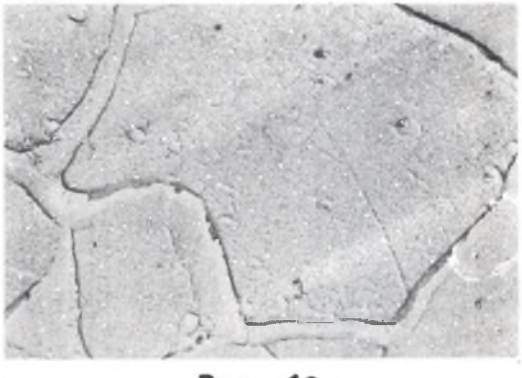
Rys. 9



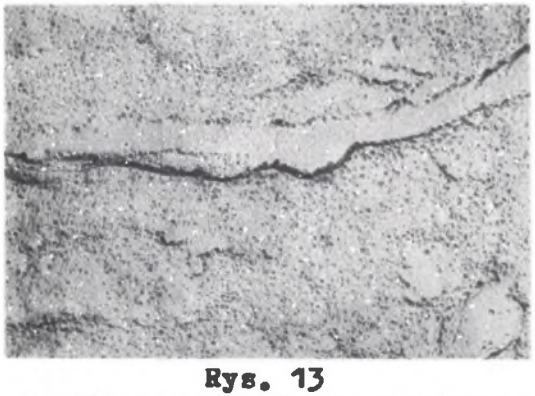
Rys. 10



Rys. 11

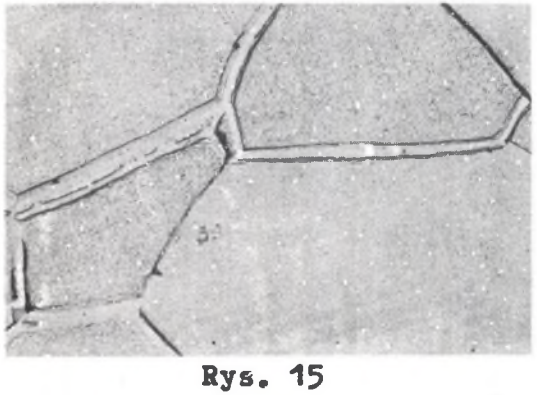


Rys. 12

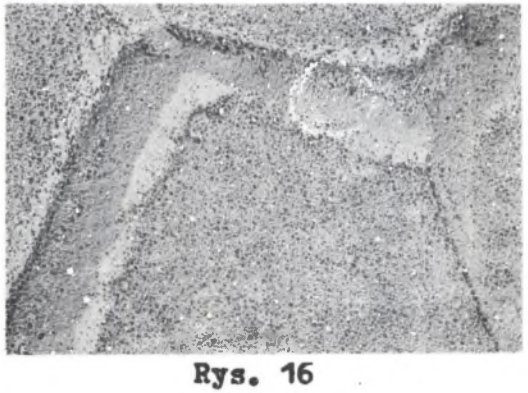


Rys. 13

Rys. 14



Rys. 15



Rys. 16

Opis struktur

Nr rys.	Obróbka cieplna	Trawienie	Struktura	Powiększenie x
9	R.k-800°C/30 min. s - 100°C/100 godz.	HNO_3	Ziarna ferrytu zmiennej wielkości o podwójnych granicach, drobne kulkowe wydzielenia, większe niż na rys. 8	1000
10	R.k-800°C/30 min. s - 100°C/100 godz.	HNO_3	Jak rys. 9. Znaczne różnice w reliefie poszczególnych ziarn. W ziarnach z reliefem widoczne wydzielenia	elektr. 5000
11	R.k-800°C/30 min. s - 200°C/100 godz.	HNO_3	Ferryt - zmienna ilość większych, skoagulowanych wydzieleń w ziarnach i na niektórych granicach	1000
12	R.k-800°C/30 min. s - 200°C/100 godz.	HNO_3	Jak rys. 11 - Szczegóły ukształtowania granic ziarn i reliefu ziarn ferrytu. W ziarnach z reliefem widoczne wydzielenia	elektr. 3000
13	R.k-800°C/30 min. s - 200°C/100 godz.	2% HNO_3	Szczegół rys. 12	elektr. 10000
14	R.p - 800°C	2% HNO_3	Ferryt - Zmienna wielkość ziarn 9-10 wg ASTM z charakterystycznymi podwójnymi granicami	1000
15	R.p - 800°C s - 100°C/100 godz.	2% HNO_3	Ferryt - Prostoliniowe podwójne i pojedyncze granice ziarn.. Ziarna o różnym reliefie bez wydzieleń	elektr. 3000
16	R.p - 800°C s - 200°C/200 godz.	2% HNO_3	Ferryt - Ziarna o znacznym reliefie bez wydzieleń. Pojedyncze i podwójne granice ziarn	elektr. 8000

R.k - rekrystalizacja konwencjonalna
R.p - rekrystalizacja przyspieszona
s - starzenie

Zmiany wytrzymałości w tym przypadku nie są tak wyraźne jak po rekrystalizacji konwencjonalnej i oscylują wokół wartości 35-37 kG/mm^2. Podobnie nie stwierdzono istotnych zmian wydłużenia. Natomiast pomiary twardości nie wykazały zmian w zależności od czasu starzenia i sposobu wyżarzenia. Tak dla rekrystalizacji konwencjonalnej jak i przyspieszonej istotnych zmian twardości nie stwierdzono.

Badania metalograficzne próbek rekrystalizowanych różnymi metodami wykazały różnice w wielkości ziarna. Po rekrystalizacji konwencjonalnej otrzymano ziarno o wielkości 6-7 zaś po rekrystalizacji przyspieszonej 9-10 wg ASTM. W obu przypadkach ziarna są różnej wielkości i charakteryzują się występowaniem podwójnych granic (rys. 8-16). Starzenie po rekrystalizacji konwencjonalnej prowadzi do ujawnienia wydzieleń już w temperaturze 100°C po 20 godzinach starzenia. Ilość wydzieleń, początkowo nieliczna, wzrasta z czasem i podwyższeniem temperatury (rys. 9-12), przy czym wydzielenia występują w ziarnach oraz na granicach ziarn ferrytu. W strukturze stali rekrystalizowanej metodą przyspieszoną nie zaobserwowano zmian po starzeniu w temperaturze 100°C. Nieliczne wydzielenia występują jedynie po 100 godzinach starzenia w temperaturze 200°C.

Badania rentgenograficzne przeprowadzone metodą promieni zwrotnych wykazały zmianę parametru sieci ferrytu w zależności od czasu starzenia. Parametr sieci próbek rekrystalizowanych konwencjonalnie początkowo wzrasta i dopiero po około 5 godzinach następuje szybki jego spadek. Dalsze starzenie nie wpływa już w sposób wyraźny na zmianę parametru sieci ferrytu (rys. 6, 7). Również dla próbek rekrystalizowanych indukcyjnie stwierdzono zmianę parametru sieci, który zwiększa się do 20 godzin. Dłuższe czasy starzenia wywołują bardzo powolne zmniejszenie się parametru sieci ferrytu (rys. 6, 7). Zmienna jest również intensywność i szerokość refleksu. Stal rekrystalizowana obiema metodami wykazuje szeroki i rozmyty prążek ferrytu, który po starzeniu staje się ostrzejszy.

Przeprowadzone badania procesu rozpadu przesyconego ferrytu stali niskowęglowej w zależności od rodzaju wyżarzania rekrystalizującego wykazały istotne różnice w czasie i efekcie starzenia po rekrystalizacji konwencjonalnej i przyspieszonej.

Stosunkowo niskie własności mechaniczne próbek po rekrystalizacji konwencjonalnej wynikają z zastosowania wysokiej temperatury rekrystalizacji 800°C koniecznej dla porównania z próbkami poddanymi rekrystalizacji przyspieszonej.

W stali rekrystalizowanej konwencjonalnie starzenie zachodzi w okresie do 20 godzin, zarówno dla temperatury 100°C jak i 200°C, wpływając na wzrost wytrzymałości na rozciąganie oraz spadek wydłużenia. W strukturze pojawiają się bardzo drobne wydzielenia w postaci kulek (rys. 9), występujących głównie w ziarnach wykazujących znaczny relief przy powiększeniach powyżej 3000 x (rys. 10). Badania mechaniczne i metalograficzne nie uchwyciły jednak maksimum efektu starzenia, ponieważ otrzymane wyniki odnosiły się do stosunkowo długich czasów starzenia. Dokładniejszy obraz starzenia dały rentgenograficzne badania zmiany parametru sieci ferrytu. Wzrost parametru w pierwszym okresie starzenia do 25 godzin wynika przypuszczalnie z przemieszczenia się atomów węgla i azotu w sieci żelaza α. W okresie tym prążki ferrytu są rozmyte, co świadczy o istniejących w nim naprężeniach. Dopiero po dłuższych czasach starzenia prążki ferrytu stają się ostrzejsze, a parametr sieci ferrytu szybko spada,co dowodzi o intensywnym wydzielaniu, które dla próbek starzonych po wyżarzaniu konwencjonalnym kończy się po 20 godz. Przy czasach starzenia powyżej 20 godz. następuje stabilizacja własności mechanicznych i parametru sieci, zaś w strukturze zauważyć można wydzielenia (rys. 11, 12 i 13).

Stal poddana starzeniu w temperaturze 100°C po uprzedniej przyspieszonej rekrystalizacji nie wykazuje podwyższenia własności wytrzymałościowych. Wskazuje to na osłabiony proces starzenia.

Znajduje to potwierdzenie w badaniach metalograficznych (rys. 14, 15 i 16) i rentgenograficznych (rys. 6, 7). Zjawisko to związane jest z rozpuszczeniem jedynie niewielkiej ilości wę-

gla i azotu w roztworze α, wskutek krótkotrwałego procesu rekrystalizacji przyspieszonej. Umożliwia to otrzymanie praktycznie niestarzejących się stali niskowęglowych.

Wnioski

1. Starzenie stali niskowęglowej po rekrystalizacji konwencjonalnej w podwyższonej temperaturze 800°C zachodzi w czasie do 20 godzin zarówno w temperaturze 100°C jak i 200°C.
2. Starzenie stali niskowęglowych po rekrystalizacji przyspieszonej w temperaturze 800°C prawie nie zachodzi i nie wpływa na istotne zmiany własności mechanicznych.
3. Rekrystalizacja przyspieszona umożliwia otrzymanie niestarzejących się stali niskowęglowych i może przynieść duże korzyści ekonomiczne z uwagi na stosowanie do głębokiego tłoczenia stali niskowęglowych nieuspokojonych.

LITERATURA

[1] Köster W.: Arch. Eisenhüttenw., 21, 1950, s. 305.

[2] Cottrell A.H.: Strojenie Mietałłow i Spławow, Moskwa, 1961.

[3] Gulajew A.P.: Termiczeskaja Obrabotka Stali, Wyd. II, Moskwa, 1960r.

[4] Houdremont E.: Handbuch der Sonderstahlkunde, Springer Verlag, Berlin, 1956 r.

[5] Bołchowitinow N.F.: Mietałłowiedienije i termiczeskaja obrabotka, Maszgiz, 1958 r.

[6] Hrivnak J.: Metal Treatm. a Drop. Forging, 28, 1961, s. 242.

[7] Leslie W.C.: Acta Metallurgica, Vol. 9, 11, 1949, s.1005.

[8] Dahl W., Lücke K.: Arch. Eisenhüttenw., 25, 1954, s. 241.

[9] Dijkstra L.J.: J.Metals, 1, 1949, s. 252.

[10] Wert C.A.: J.Appl. Phys., 20, 1949, s. 943.

[11] Zener C.: Phys. Rev. 74, 1948, s. 639.

[12] Wert C.A., Zener C.: J. Appl. Phys., 21, 1950, s. 5.

[13] Pitsch W.: Dissertion Univ. Göttingen, 1954 r.

[14] Jack K.H.: Acta Crystalographica, 5, 1950, s. 392.

[15] Fast J.D.: Philips Techn. Rundsch., 173, 1951, s. 27.

[16] Staub F., Cieślak Ł.: Archiwum Hutnictwa, 4, 1962, s.333.

[17] Cieślak Ł.: Zeszyty Naukowe Politechniki Śl., Mechanika, 16, Gliwice, 1962, s. 39.

[18] Staub F., Cieślak Ł., Kubala E.: Hutnik 1965 (w druku).

ВЛИЯНИЕ УСКОРЕННОЙ РЕКРИСТАЛИЗАЦИИ НА ПРОЦЕСС СТАРЕНИЯ НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЬНЫХ ЛИСТОВ

Р е з ю м е

Исследовано явления протекающие при старению низкоуглеродистых стальных листов рекристализованых по конвенциональному и ускоренному методу. Констатировано, что старение низкоуглеродистых сталей рекристализованых конвенциональным методом наступает в период времени до 20 часов в температуре 100 и 200°. Вместо этого, ускоренная рекристализация, проведенная при индукционном нагреве, задерживает процесс старения, что ведет к получению практически не стареющихся низкоуглеродистых сталей.

INFLUENCE OF THE CONVENTIONAL AND ACCELERATED RECRYSTALLIZATION ANNEALING ON THE AGEING PROCESS IN LOW CARBON STEEL SHEETS

Summary

The ageing phenomena had been investigated in the low carbon steel sheets after conventional or accelerated recrystallization annealing. It has been established that the ageing of low carbon steels conventionally recrystalized at elevated temperature of 800°C occurs during the 20 h ageing either at 100°C or at 200°C. Accelerated recrystallization annealing at 800°C influences stoppage of the ageing process. This phenomena may lead to obtaining of the nonaging low carbon steels by modification of heat treatment, namely by change of conventional recrystallization annealing to the accelerated recrystallization.