

TADEUSZ WOŹNIAK
WSP w Bydgoszczy

**WPLYW WARUNKÓW HARTOWANIA NA ZAWARTOŚĆ AUSTENITU SZCZĄTKOWEGO
I KINETYKĘ PRZEMIANY**

1. Wstęp

Znajomość złożonych zjawisk związanych z obróbką cieplną jest niezbędnym warunkiem w prawidłowym sterowaniu procesami technologicznymi w zakresie zmian struktury materiału. W zależności od parametrów obróbki, rodzaju zabiegów oraz od składu chemicznego można otrzymać materiały o różnych własnościach. Do zabiegów stosowanych w obróbce cieplnej należą między innymi hartowanie martenzytyczne i hartowanie bainityczne. W wyniku zastosowania hartowania martenzytycznego otrzymujemy struktury martenzytyczne typu listwowego lub płytkowego. Charakterystyczne cechy i zakresy występowania różnych martenzytów zostały przedstawione w szeregu pracach **przeglądowych** 1, 2). Przemiana martenzytyczna w stalach nie zachodzi nigdy do końca. Nawet po ochłodzeniu do bardzo niskich temperatur pozostaje w strukturze stali część nieprzemienionego austenitu, zwanego austenitem szczątkowym. Jest to spowodowane niską temperaturą M_f , a także naprężeniami wywieranymi przez martenzyt na austenit (3). Austenit szczątkowy jest istotnym składnikiem strukturalnym po hartowaniu martenzytycznym w stalach węglowych magnetycznie twardej. Twardość magnetyczną stal węglowa zawdzięcza zawartym w niej niejednorodnościom magnetycznym - zawartości niemagnetycznego, drobnodispersyjnego austenitu szczątkowego (4). Polepszenie własności magnetycznych tej stali osiąga się przez dodatek takich pierwiastków stopowych, które zwiększają zawartość austenitu szczątkowego. W ostatnich latach pojawiła się

spora ilość prac stwierdzających korzystne oddziaływanie austenitu szczątkowego na odporność na zużycie ściernie i wytrzymałość zmęczeniową (5-7).

Austenit szczątkowy pozostaje również po hartowaniu bainitycznym (8). Powstawaniu bainitu towarzyszy wyraźne wzbogacenie w węgiel austenitu szczątkowego co zwiększa jego trwałość (9). Doniesienia literatury fachowej w zakresie badania zawartości austenitu szczątkowego w funkcji czasu przemiany w zakresie przemiany bainitycznej wskazują na występowanie lokalnego maksimum (10,11). W badaniach przeprowadzonych na stalach 4340 i SAE 9262 stwierdzono występowanie lokalnego maksimum, przy określonym stopniu przemiany, zarówno w zakresie bainitu dolnego i górnego. Położenie tego maksimum zależy od kinetyki przemiany izotermicznej, przebieg której zależy m. in. od wielkości pierwotnego ziarna austenitu. Barford i Owen (12) w przeprowadzonych badaniach na stali 1,1 - 1,4 % C w zakresie bainitu dolnego i górnego zaobserwowali, że czas w którym zachodzi pewna część przemiany rośnie liniowo wraz ze wzrostem ziarna austenitu. Zjawisko to wyjaśniają tym, że miejscem zarodkowania bainitu jest powierzchnia granic ziarn austenitu oraz, że na szybkość przemiany wywiera wpływ proces zarodkowania.

Istotnym czynnikiem wpływającym na zawartość austenitu **szczątkowego** w stali o strukturze bainitycznej jest również występowanie zakresu przygotowania przemiany. Entin (13,14) za etap przygotowania uważa daleko zaawansowaną segregację węgla zachodzącą w austenicie powyżej temperatury B_s . Podobne stanowisko prezentuje Habraken (15) stwierdzając, że segregacja węgla odbywa się przed a nie podczas przemiany. Przeciwny pogląd reprezentują Ko i Cottrell (16). Christian zaś uważa, że tylko

w przypadku bainitu górnego segregacja węgla poprzedza właściwą przemianę (17). Występowanie etapu przygotowania przemiany bainitycznej potwierdzili również Bojarski i Bołd (18). W ich interpretacji etap ten polega na powstaniu w austenicie nietrwałych centrów o podwyższonej i obniżonej zawartości węgla, przy czym niektóre z tych ostatnich przekształcają się w zarodki fazy α . Etap ten rozpoczyna się już przy temperaturach poniżej A_{r3} , odbywa się przez cały czas chłodzenia, aż do temperatury poniżej B_s . Przy temperaturze B_s wielkość niektórych zarodków jest wystarczająca, aby stały się obiektami trwałymi i były zdolne do dalszego wzrostu, a stężenie węgla w niektórych centrach dostatecznie niskie dla danej temperatury, ażeby mogły stać się dodatkowymi zarodkami.

Zagadnienie wpływu austenitu szczątkowego na własności użytkowe należy do jednego z bardziej kontrowersyjnych. Przy ocenie jego wpływu nie uwzględnia się często czynników ubocznych takich jak różnice w stopniu jego nasycenia węglem i pierwiastkami stopowymi, różnice w jego substrukturze.

Podjęto więc pracę, której celem było zbadanie wpływu warunków hartowania, szczególnie w zakresie przemiany bainitycznej na zawartość austenitu szczątkowego oraz określenie korelacji pomiędzy obecnością austenitu szczątkowego a koercją i twardością. Austenit szczątkowy wyznaczono metodą rentgenowską a koercję badano przy pomocy koercjometru Foerstera.

2. Materiał do badań i przygotowanie próbek

Do badań wybrano stal gat. N7E z wytopu przemysłowego w Hucie Warszawa Nr 13825 w postaci blachy o szerokości 160 mm i grubości 1,2 mm. Ze względu na odwęglenie blachy, powstające w trakcie procesu hutniczego, poddano ją wstępnemu szlifowa-

niu na grubość 0,8 mm. Po szlifowaniu zbadano skład chemiczny metodą spektroskopową na urządzeniu Spektrolab. Badanie składu chemicznego przeprowadzono w czterech różnych miejscach blachy. Wyniki badań składu chemicznego zestawiono w Tab. 1. Po szlifowaniu blachę pocięto na paski o wymiarach 31x190 mm oraz 7x160 mm, z których wykonano próbki do badań magnetycznych i rentgenowskich. Do badań rentgenowskich stosowano próbki jak w badaniach wytrzymałościowych o wymiarach bazy 20x60 mm, do badań magnetycznych próbki o wymiarach 5x60 mm.

Obróbkę cieplną przeprowadzono w elektrycznym piecu solnym elektrodowym PEE (33)5 oraz w piecu tyglowym laboratoryjnym. W celu maksymalnego zróżnicowania wielkości byłego ziarnego austenitu zastosowano austenitowanie próbek w temperaturze 1100°C przez 1,5 min. oraz w temperaturze 900°C przez 0,5 min. Po austenitacji w temperaturze 1100°C próbki chłodzono izotermicznie w soli SO 140 PP w temperaturze 180°C w czasie 5, 10, 30, 90 min. oraz w wodzie. Po austenitacji w temperaturze 900°C próbki chłodzono w temperaturze 200°C w czasie 5, 10, 20, 60 min. oraz w wodzie. Czasy chłodzenia izotermicznego i temperatury ustalono na podstawie wykresu CTPi wyznaczonego eksperymentalnie przez Howarda i Cohena (19) metodą metalograficzną dla stali 0,75 % C.

3. Metody badań

3.1. Wyznaczanie austenitu szczątkowego

Badania wykonano na dyfraktometrze rentgenowskim firmy Siemens typ Krystallofleks 4. Zastosowano lampę molibdenową, napięcie pracy wyniosło 37 kV a nastęzenie 20 mA. Dokonano zapisu następujących linii: 311 i 220 - pochodzących od austenitu oraz 211 i 220 pochodzących od martenzytu. Przy pomocy

planimetru wyznaczono natężenie J wszystkich linii. Miarą natężenia jest pole pod linią każdego piksu. Zgodnie z wynikami pracy (20) w analizie rentgenowskiej zrezygnowano z uwzględniania linii 111 pochodzącej od austenitu. Analizę dyfraktometryczną przeprowadzono w zakresie kątów 2θ od 26 do 40° .

Zawartość austenitu szczątkowego wyznaczono metodą Bierwirtha (21). W metodzie tej wykorzystuje się sposób bezpośredniego porównania zaproponowany przez Averbach i Cohena. Polega ona na określeniu natężeń całkowitych J odpowiednich linii dyfrakcyjnych badanych faz i oparta jest na fakcie, że stosunek natężeń tych linii jest związany ze stosunkiem udziałów objętościowych składników mieszaniny. Objętościowy udział austenitu szczątkowego V określa równanie:

$$V = \frac{1}{1 + \frac{J_\alpha \cdot R_\gamma}{J_\gamma \cdot R_\alpha}} \cdot 100 \%$$

gdzie:

J - intensywność całkowita promieniowania ugiętego na określonych płaszczyznach badanej fazy α lub γ

R - czynnik natężenia dla ustalonej płaszczyzny

Przedstawiona metoda jest szczególnie przydatna przy oznaczeniu małych ilości austenitu.

Zawartość węgla w austenicie szczątkowym wyznaczono w oparciu o obliczenia parametru sieci krystalicznej (22) z równania:

$$a = a_\gamma + 0,033 p$$

gdzie:

p - zawartość węgla w procentach ciężarowych

Parametr sieci krystalicznej wyznaczono z linii dyfrakcyjnych ze wzoru:

$$a = \frac{\lambda}{2 \sin \theta} \sqrt{h^2 + k^2 + l^2}$$

gdzie:

λ - długość fali

h, k, l - indeksy płaszczyzn krystalograficznych

θ - kąt odbicia

Wyniki badań zawartości austenitu szczątkowego oraz obliczeń zawartości węgla w austenicie szczątkowym podano w tabeli 2.

3.2. Badania koercji i twardości

Pomiary natężenia koercji wykonano na koercjometrze Foerster'a typ 1.094. Podczas pomiarów próbka była namagnesowana aż do nasycenia, po czym natężenie pola nasycającego obniżano do zera. Następnie próbkę poddano działaniu pola magnesującego o przeciwnym kierunku i powiększono natężenie tego pola, aż do osiągnięcia magnetyzacji $J=0$.

Przeciwnie skierowane natężenie pola, przy którym wielkość magnetyzacji J przechodzi przez zero, stanowi poszukiwaną wartość H_c .

Twardość wykonano w oparciu o PN-78/M-04360. Pomiary przeprowadzono na twardościomierzu Vickersa typ HP 250 przy obciążeniu 294 N.

Wyniki pomiarów koercji i twardości podano w Tab. 2.

4. Omówienie wyników

Przeprowadzone badania w zakresie wpływu warunków hartowania na zawartość austenitu szczątkowego dostarczyły wielu istotnych informacji o mechanizmie przemiany bainitycznej. Wyniki te pozwalają na pełniejsze określenie korelacji pomiędzy ilością austenitu, wielkością koercji, twardością i zawartością węgla w austenicie szczątkowym.

W wyniku obróbki cieplnej przewidziano otrzymanie trzech rodzajów struktur w oparciu o wykres CTPI, martenzytyczną, bainityczną oraz mieszaninę martenzytyczno-bainityczną.

We wszystkich rodzajach struktur potwierdzono obecność austenitu szczątkowego.

Z porównania struktur martenzytycznych otrzymanych w różnych warunkach austenitizacji (Tab. 1) wynika, że wzrost temperatury i czasu austenitizacji (wzrost wielkości ziarna) powodują wzrost zawartości austenitu szczątkowego z 3,4 do 4,2 %. Równocześnie ze wzrostem zawartości austenitu szczątkowego obserwuje się spadek koercji i nieznaczny spadek twardości. Przyjmując, że w strukturach martenzytycznych zawartości węgla w austenicie szczątkowym i w martenzytycie są równe można stwierdzić, że austenitizacja w temperaturze 1100°C, 1,5 min powoduje większy stopień rozpuszczenia węglików w austenicie i przejście prawie całego węgla do roztworu. Przy wyższej zawartości węgla w martenzytycie powinno obserwować się wyższą twardość. Przeprowadzone pomiary wskazują, że twardość w tym przypadku jest nieznacznie niższa. Można to wyjaśnić wpływem wyższej zawartości austenitu szczątkowego na końcową twardość.

Wyniki z badań po hartowaniu bainitycznym Rys. 1 i 2 świadczą o występowaniu wyraźnego maksimum w zawartości austenitu szczątkowego w funkcji czasu przemiany. Występowanie takiego

lokalnego maksimum jest również potwierdzone w literaturze. Zakres czasowy, po którym ono występuje zależy od temperatury austenizacji i temperatury przemiany izotermicznej. Po austenizacji w 900°C i przemianie izotermicznej w 200°C to maksimum pojawia się znacznie szybciej niż po austenizacji w 1100°C i przemianie izotermicznej w 180°C . Jest to spowodowane dwoma czynnikami: wielkością ziarna i temperaturą przemiany. Jak wiadomo szybkość przemiany wzrasta w miarę obniżania wielkości byłego ziarna austenitu i wraz ze wzrostem temperatury przemiany. Po austenizacji w 900°C i chłodzeniu w 200°C maksymalna zawartość austenitu szczątkowego wynosiła 9,5 %, natomiast po austenizacji w 1100°C i chłodzeniu w 180°C wartość maksymalna wynosiła 8,7 %. Z porównania zawartości austenitu szczątkowego po hartowaniu martenzytycznym i bainitycznym wynika, że maksymalne ilości austenitu po hartowaniu bainitycznym są znacznie wyższe niż po hartowaniu martenzytycznym.

Z porównania zmian twardości stali po obróbce cieplnej $900/200^{\circ}\text{C}$ i $1100/180^{\circ}\text{C}$ wynika, że wraz ze wzrostem stopnia przemiany następuje intensywny spadek twardości w obu przypadkach. Bardziej intensywny spadek występuje po obróbce w zakresie parametrów $900/200^{\circ}\text{C}$ co spowodowane jest większą szybkością przemiany, podobnie jak w przypadku występowania maksimum austenitu szczątkowego.

Wraz ze wzrostem stopnia przemiany obserwuje się również zmiany koercji Rys. 1 i 2. Koercja H_c maleje w funkcji czasu zarówno po obróbce w zakresie parametrów $900/200^{\circ}\text{C}$ jak i $1100/180^{\circ}\text{C}$. Bardziej intensywny spadek koercji H_c występuje po obróbce w zakresie parametrów $900/200^{\circ}\text{C}$ co spowodowane jest także większą szybkością przemiany.

Wyniki obliczeń zawartości węgla w austenicie szczątkowym w stali po hartowaniu bainitycznym świadczą o zachodzącym wzbogaceniu austenitu szczątkowego w węgiel wraz ze wzrostem czasu chłodzenia izotermicznego.

Dla obu rodzajów obróbek już od początku przemiany występuje zróżnicowanie zawartości węgla w austenicie szczątkowym. Świadczy to o występowaniu zakresu przygotowania przemiany bainitycznej. Wyniki tych obliczeń są niewiele zawyżone w porównaniu z danymi literaturowymi, jednak charakter zmian zachodzących w czasie dla obu parametrów hartowania izotermicznego jest zgodny. Z porównania położenia krzywych na Rys. 1 i 2 wynika, że są one równoległe a przesunięcie krzywej w kierunku wyższych wartości występuje po obróbce 900°C/200°C. Spowodowane jest to różnicami w segregacji węgla zachodzącymi podczas przemiany.

Porównując charakter zmian koercji i twardości na Rys. 1 i 2 można zauważyć, że krzywa zmian koercji jest wypukła, natomiast krzywa zmian twardości wklęsła. Obserwuje się również przeciwstawne zmiany w intensywności spadku koercji i twardości wraz ze wzrostem stopnia przemiany. W zakresie początkowym obserwuje się łagodny spadek koercji i intensywny przebieg zmian twardości a w zakresie końcowym przemiany izotermicznej. Na podstawie analizy tych zmian można stwierdzić, że równoczesny pomiar twardości HV i koercji H_C pozwala precyzyjnie określić stan strukturalny materiału po hartowaniu. Parametry te nie wiążą się bezpośrednio z ilością austenitu szczątkowego, ale mają związek z kinetyką przemiany a w efekcie końcowym stanem strukturalnym.

5. Wnioski

Na podstawie przeprowadzonych badań i analizy stanu wiedzy w zakresie kinetyki przemiany bainitycznej można sformułować

następujące wnioski:

1. Ze wzrostem czasu przemiany izotermicznej podczas hartowania bainitycznego obserwuje się wzrost a następnie spadek zawartości austenitu szczątkowego.
2. Maksymalne zawartości austenitu szczątkowego po hartowaniu bainitycznym z przemianą izotermiczną są znacznie wyższe niż po hartowaniu martenzytycznym zwykłym.
3. Wzrost czasu przemiany izotermicznej powoduje wzbogacenie w węgiel austenitu szczątkowego.
4. Położenie lokalnego maksimum zawartości austenitu szczątkowego, oraz przebieg zmian koercji i twardości zależą od szybkości przemiany bainitycznej.

6. Literatura

1. Krauss G., Marder A.R., Metallurg. Trans., vd2, 1971 s. 234
2. Zenker R., Neue Hütte, T. 18 1973 Nr 4 s. 216
3. Christinn J.W., The theory of transformations in metals and alloys. Pergamon Press, Oxford 1965
4. Wyatt O.H., Dew-Hughes D., Wprowadzenie do Inżynierii Materiałowej, Cambridge University Press 1974
5. Szpunar E., Bielanik J. Konferencja Naukowo-Techniczna SIMP, Warszawa 1984 s. 30 zeszyt 2
6. Siepak J., Przegląd Mech. Nr 11 1975
7. Ebert L.J., Metallurg, Trans. 1978 Nr 11
8. Woźniak T., Szpunar E., Metaloznawstwo. Obróbka Ciepła, I.M.P. Warszawa 1985 Nr 78 s. 2

9. Deliry J., Mem. Sci. Rev. Met. 1965, vol 7-8, s. 524
10. Heheman R.F., Phase Transformations, ASM, Metals Park, OH, 1970 s. 397
11. Kułakow A.N. MiTOM, Nr 4, 1986 s. 22
12. Barford J., Owen. W.S., JISI, v 197, 1961 s. 146
13. Entin R.J., Dokłady A.N. SSSR, 1951 Nr 79
14. Entin R.J., red. V.F. Zackay, H.J. Aaronson, N. York s. 95
15. Habraken L., Rev Metall, vol 53, 1956 s. 930
16. Ko T., Cottrell S.A., J. Iron Steel Inst. v172, 1952 s. 307
17. Christian J.W., Spec. Rap. 93, JSJ, 1965 s. 1
18. Bojarski Z., Bołd T., Archiwum Hutnictwa T. 18 zeszyt 4 1973 s. 365
19. Howard R.T., Cohen M., Trans. AIME 1948 v.176 s. 384
20. Technische Mitteilungen, vol 33 nr 4 1978
21. Bierwirth G Meterialprüfung 1961 Nr 6
22. Ridley N. Stuart H., Zwell L. Metallurg. Trans. vol 245 nr 8 1969

Analiza składu chemicznego.

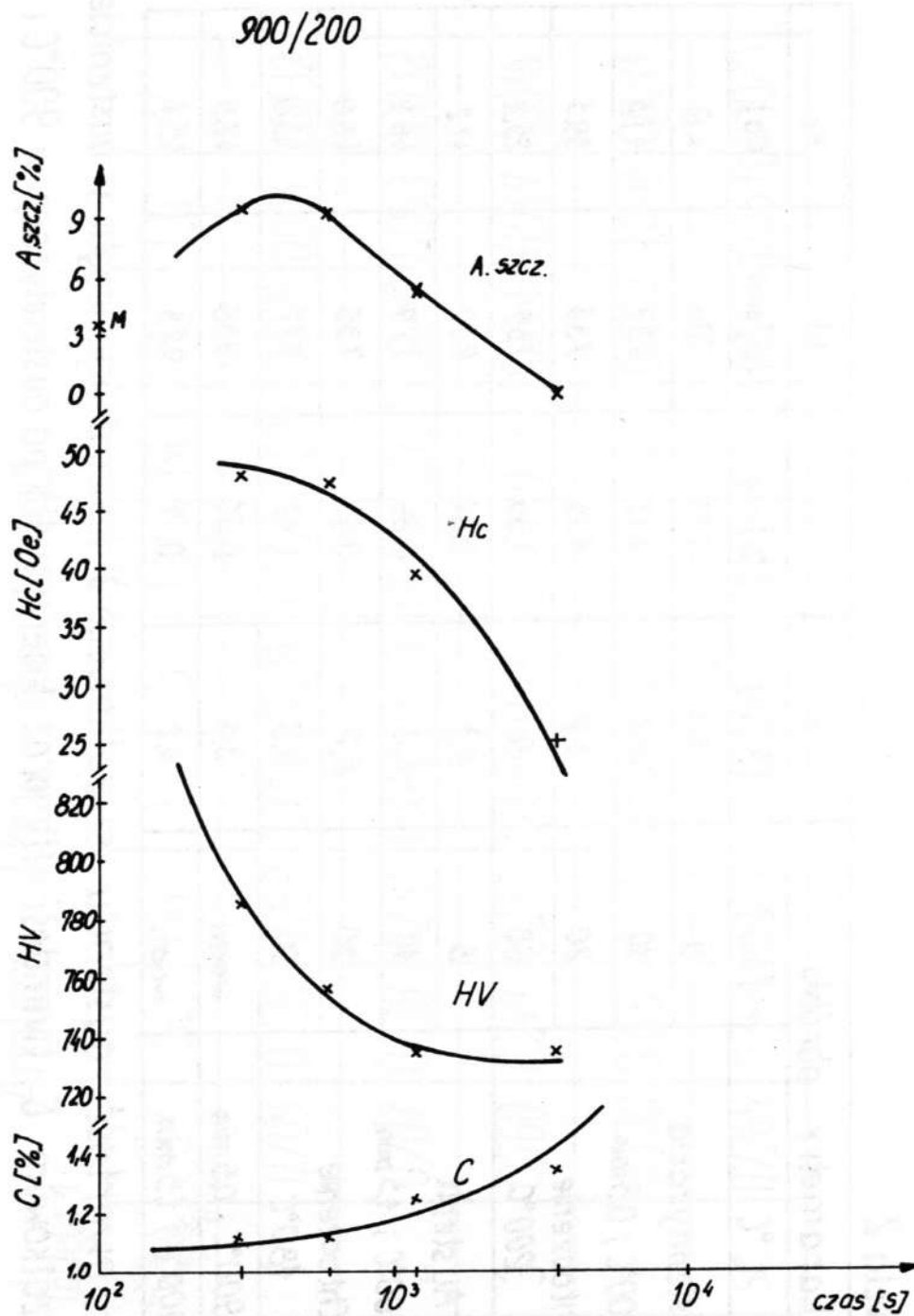
Tabela 1.

Elementy Nr próby	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu	V
1	0,709	0,239	0,269	0,0051	0,014	0,077	0,029	0,0078	0,054	0,0032
2	0,707	0,238	0,270	0,0047	0,013	0,078	0,027	0,0059	0,053	0,0032
3	0,760	0,249	0,252	0,0034	0,032	0,077	0,037	0,0066	0,049	0,0016
4	0,730	0,245	0,251	0,0036	0,029	0,076	0,036	0,0048	0,048	0,0014
śr.	0,7265	0,243	0,260	0,0042	0,022	0,077	0,032	0,0063	0,051	0,0023

Tabela 2

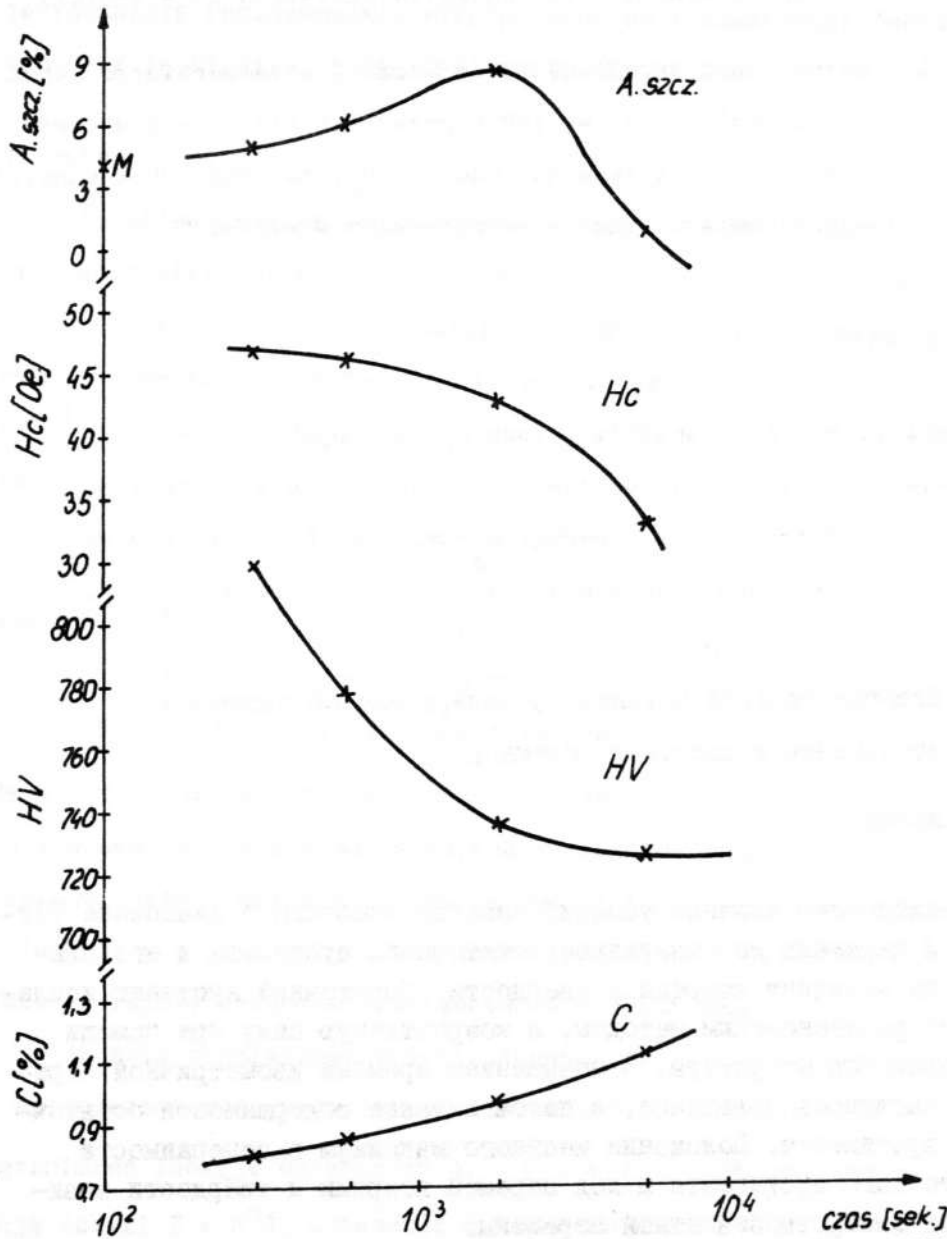
Parametry obróbki		δ	C	HV	Hc
$^{\circ}\text{C}$	[min]	[%] obj	[%] wag.	[KG/mm ²]	[Oe]
Austenitizacja 900°C ; 0,5 min.	5	9,5	1,13	786	48
	10	9,4	1,12	757	47,5
	20	5,2	1,25	735	39,5
	60	0	1,35	735	25,2
Austenit. 1100°C ; 1,5 min.	5	5,1	0,81	820	47,2
	10	6,3	0,86	779	46,2
	30	8,7	0,97	736	43,0
	90	0,8	1,12	727	33,0
Chłodzenie 180°C	woda	3,4	0,69	936	47,5
	woda	4,2	0,71	923	45,1

Zawartość austenitu szczytkowego δ , koncentracja węgla w austenicie szczytkowym C, twardość HV oraz koercja Hc po austenitizacji w 900°C i 1100°C



Rys. 1. Wpływ czasu przemiany izotermicznej w temperaturze po austenizacji w 900°C przez 0,5 min na zawartość austenitu szczątkowego koercję H_c , twardość HV i stopień wzbogacenia austenitu szczątkowego w węgiel.

1100/180



Rys. 2. Wpływ czasu przemiany izotermicznej w temperaturze 180°C po austenitacji w 1100°C przez 1,5 min na zawartość austenitu szczątkowego korekcją H_c , twardość HV i stopień wzbogacenia austenitu szczątkowego w węgiel

OPIS RYSUNKÓW

Rys. 1. Wpływ czasu przemiany izotermicznej w temperaturze 200°C po austenizacji szczątkowego koercję H_C , twardość HV i stopień wzbogacenia austenitu szczątkowego w węgiel.

Rys.2. Wpływ czasu przemiany izotermicznej w temperaturze 180°C po austenizacji w 1100°C przez 1,5 min. na zawartość austenitu szczątkowego koercję H_C , twardość HV i stopień wzbogacenia austenitu szczątkowego w węgiel.

OPIS TABEL

Tabela 1. Wyniki z analizy składu chemicznego

Tabela 2. Wyniki pomiarów zawartości austenitu szczątkowego twardości HV, koercji H_C oraz wyniki obliczeń koncentracji węgla C w aust.szcz. po hartowaniu w różnych warunkach.

Влияние условий закалки на содержание остаточного аустинита и кинетику перемены

Содержание

Исследовано влияние условий закалки особенно в диапазоне бейнитной перемены на содержание остаточного аустинита и его влияние на величину коэрции и твёрдости. Остаточный аустенит исследовано рентгеновским методом, а коэрцитивную силу при помощи коэрциометра Фэрстара. С повышением времени изометричной перемены выступает повышение, а потом падение содержимости остаточного аустинита. Положение местного максимум в содержимости остаточного аустинита и ход перемен коэрции и твёрдости зависят от быстроты бейнитной перемены.