

8. OBRÓBKA CIEPLNA I CIEPLNO-CHEMICZNA STALI

Opracował: dr inż. Bogdan Pawłowski

8.1. Przemiany podczas nagrzewania w zakresie austenitu

8.1.1. Tworzenie się austenitu w stalach niestopowych

Austenit tworzy się w wyniku przemiany eutektoidalnej zachodzącej przy nagrzewaniu powyżej temperatury Ac_1 ($\alpha_P + Fe_3C \rightarrow \gamma_S$) a także wskutek przemiany ferrytu w stalach podeutektoidalnych ($\alpha_{P \rightarrow G} \rightarrow \gamma_{S \rightarrow G}$). W stalach nadeutektoidalnych, po zakończeniu przemiany eutektoidalnej, w trakcie dalszego nagrzewania w austenicie rozpuszcza się cementyt drugorzędowy ($Fe_3C'' \rightarrow \gamma_{S \rightarrow E}$).

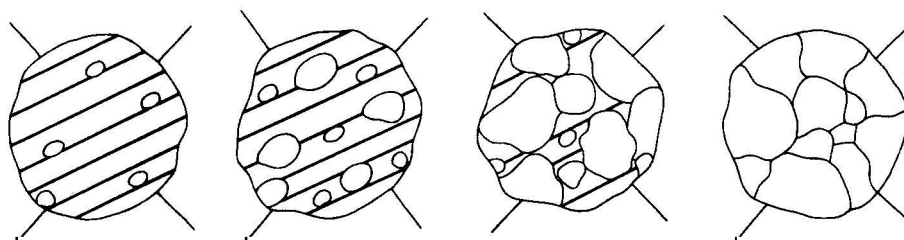
Zarodki austenitu powstają na granicach międzyfazowych. W stopach żelazo-węgiel procesem, który kontroluje szybkość tworzenia się austenitu jest dyfuzja międzywęzłowych atomów węgla ponieważ tylko ten pierwiastek musi dyfundować na większe odległości. Zajmujące pozycje węzłowe atomy żelaza przechodzą tylko przez granice międzyfazowe i wbudowują się w strukturę austenitu, przemieszczając się na odległość zaledwie kilku średnic atomowych.

8.1.2. Tworzenie się austenitu w stalach stopowych

W stalach stopowych węgliki (cementyt stopowy) zawierają zwykle więcej pierwiastków stopowych niż ferryt i rozpuszczanie ich w powstającym austenicie wymaga dyfuzji na większe odległości nie tylko węgla, lecz i pierwiastków stopowych, które dyfundują znacznie wolniej. Istotną rolę odgrywa również powinowactwo poszczególnych pierwiastków stopowych do węgla i azotu. Im większe jest to powinowactwo, tym większa jest energia wiązań w węglkach lub azotkach i tym wyższe są temperatury, w których rozpuszczają się one w austenicie. Najtrudniej rozpuszczają się węgliki tytanu, wanadu i niobu, łatwiej wolframu i molibdenu, jeszcze łatwiej chromu a najłatwiej cementyt Fe_3C , w którym część atomów żelaza może być zastąpiona innymi pierwiastkami. Wówczas jego wzór zapisuje się jako M_3C , gdzie M oznacza zarówno żelazo jak i atomy rozpuszczonych w cementycie pierwiastków.

8.1.3. Zagadnienie wielkości ziarna austenitu

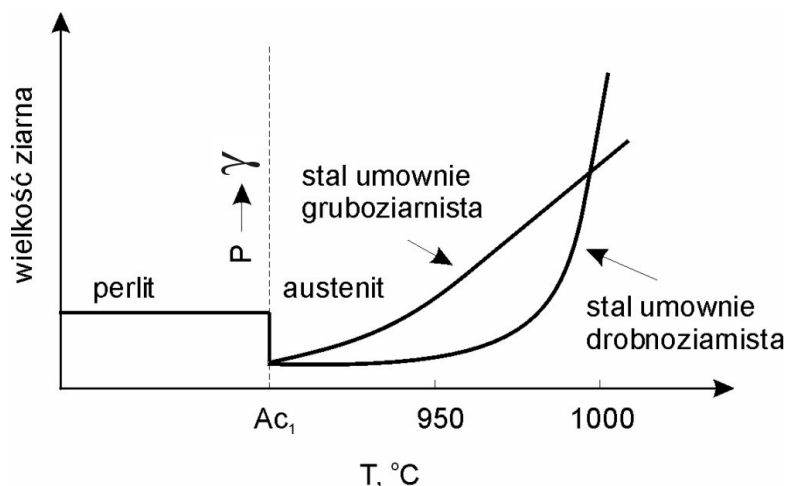
Przemiana perlitu w austenit jest związana z rozdrobnieniem ziarna, ponieważ zarodki austenitu tworzą się nie tylko na granicach ziarn ale również w objętości każdego z ziarn perlitu na bardzo rozbudowanej powierzchni między płytkami ferrytu i cementytu, **rys. 8.1**.



Rys. 8.1. Schemat przemiany perlitu w austenit

Dla stali umownie drobnoziarnistej - por. **rys. 8.2** - (odtlenionej aluminium), w miarę wzrostu temperatury ziarna austenitu rosną najpierw bardzo wolno, a poczynając od pewnej temperatury

następuje ich gwałtowny rozrost. W stalach umownie gruboziarnistych (odtlenionych żelazomanganem) rozrost ziarna austenitu następuje natychmiast po zakończeniu przemiany perlitu w austenit. Aluminium dodane jako odtleniacz do stali powoduje powstanie dyspersyjnych azotków (AlN), które odgrywają rolę przeszkód hamujących rozrost ziarna austenitu. Rozrost ziarna austenitu możliwy jest dopiero po rozpuszczeniu tych wydzieliń (w temperaturze $950 \div 1000^\circ\text{C}$).



Rys. 8.2. Wpływ temperatury na wielkość ziarna austenitu w stalach eutektoidalnych, wg A.P. Gulajewa

8.2. Przemiany przy chłodzeniu austenitu

Podczas wolnego chłodzenia stali z zakresu istnienia austenitu, zachodzące przemiany są zgodne z wykresem równowagi żelazo-cementyt. W przypadku stali podeutektoidalnych oznacza to, że przemiana austenit→perlit poprzedzona jest wydzielaniem się ferrytu a nadeutektoidalnych wydzielaniem się cementytu drugorzędowego (wtórny). Przemiany austenitu zachodzące podczas wolnego chłodzenia, kiedy podstawową rolę odgrywają procesy dyfuzji, noszą nazwę przemian dyfuzyjnych austenitu.

8.2.1. Przemiany dyfuzyjne austenitu

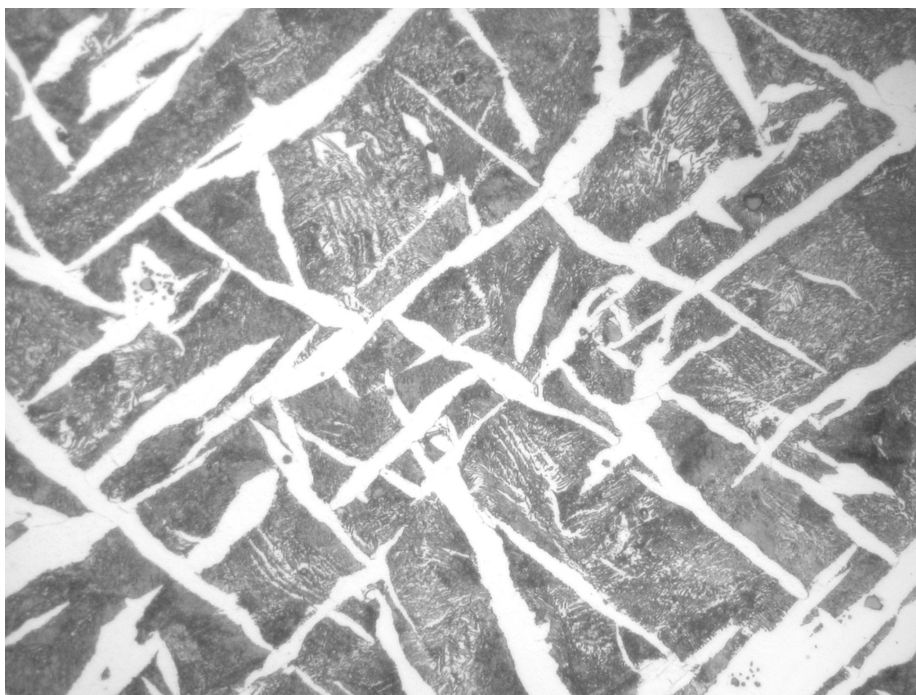
8.2.1.1. Wydzielanie ferrytu w stalach podeutektoidalnych

Wydzielanie się ferrytu z austenitu przy chłodzeniu rozpoczyna się po przekroczeniu linii GS (temperatura A_{r3}) i trwa aż do osiągnięcia linii PS czyli do rozpoczęcia przemiany eutektoidalnej (temperatura A_{r1s}) pozostałego austenitu, wzbogacającego się podczas wydzielania ferrytu w węgiel, aż do zawartości 0,77%. Im mniejsza jest zawartość węgla w stali, tym szerszy jest temperaturowy zakres wydzielania ferrytu z austenitu.

Zarodki ferrytu tworzą się na granicach ziarn austenitu. W stalach o zawartości węgla powyżej $0,6 \div 0,7\%$, ilość ferrytu jest tak mała, że występuje on w postaci siatki na granicach ziarn. Jeżeli zawartość węgla w austenicie była początkowo mniejsza niż zawartość węgla w punkcie O (0,45%) na wykresie żelazo-cementyt, to powstające wydzielania ferrytu są początkowo paramagnetyczne, a po przekroczeniu temperatury 770°C (linia M-O) ulegają przemianie magnetycznej i są odtąd ferromagnetyczne.

W stalach przegrzanych wydzielania ferrytu mogą tworzyć tzw. strukturę Widmannstättena. Struktura ta powstaje przy chłodzeniu austenitu stali podeutektoidalnych od wysokich temperatur w zakresie pomiędzy temperaturami A_{r3} i A_{r1s} , ferryt wówczas krystalizuje wewnątrz

ziarn austenitu wzdłuż uprzywilejowanych kierunków krystalograficznych (rys. 8.3). Stale o takiej strukturze wykazują dużą kruchość.



Rys. 8.3. Struktura Widmannstättena stali podeutektoidalnej, wg B. Pawłowskiego

8.2.1.2. Wydzielanie cementytu drugorzędowego w stalach nadeutektoidalnych

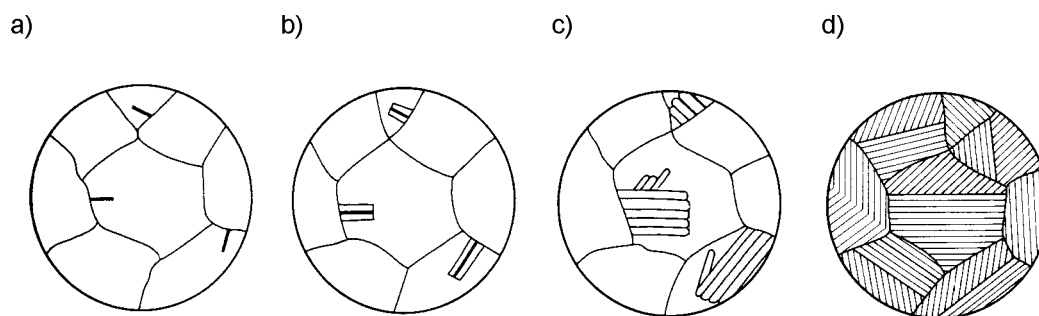
W stalach nadeutektoidalnych przemianę austenitu w perlit poprzedza wydzielanie się cementytu drugorzędowego (wtórny) po przekroczeniu podczas chłodzenia linii SE na wykresie żelazo-cementyt (temperatury A_{cm}). Jest to linia malejącej rozpuszczalności węgla w austenicie (od 2,11%C w temperaturze przemiany eutektycznej do 0,77%C w temperaturze przemiany eutektoidalnej). Wydzielenia cementytu drugorzędowego występują najczęściej w postaci siatki na granicach ziarn austenitu, siatka ta zwiększa swą grubość ze wzrostem zawartości węgla.

W przypadku przegrzania stali nadeutektoidalnej cementyt drugorzędowy może wydzielać się podczas chłodzenia wzdłuż uprzywilejowanych kierunków krystalograficznych wewnątrz ziarn austenitu, podobnie jak ferryt w stalach podeutektoidalnych, tworząc strukturę analogiczną do struktury Widmannstättena w stalach podeutektoidalnych, co również silnie zmniejszają odporność na pękanie tych stali.

8.2.1.3. Przemiana eutektoidalna austenitu w perlit

Przemiana ta (zwana przemianą perlityczną) zachodzi po ochłodzeniu austenitu poniżej temperatury A_1 . W warunkach równowagi z austenitu o zawartości 0,77%C (punkt S na wykresie żelazo-cementyt) powstaje mieszanina eutektoidalna ferrytu o zawartości 0,0218%C (punkt P) i cementytu o zawartości 6,67%C (punkt K). Zarodki perlitu powstają na granicach ziarn austenitu. W kierunku wnętrza ziarna austenitu zaczyna rosnąć płytka cementytu, wzrost powoduje znaczne zmniejszenie stężenia węgla w jej sąsiedztwie, umożliwiając powstanie płytek ferrytu. Ograniczona rozpuszczalność węgla w ferrycie powoduje wzrost stężenia węgla w austenicie w pobliżu utworzonej płytki ferrytu i powstanie kolejnych płytek cementytu. Dalsze narastanie płytek cementytu i ferrytu w głąb austenitu odbywa się według tego samego mechanizmu. W jednym ziarnie austenitu może powstać kilka zgrupowań (kolonii) w przybliżeniu równoległych płytek cementytu i ferrytu. Ze wzrostem przechłodzenia austenitu poniżej temperatury A_1 (wzrostem szybkości jego chłodzenia) rośnie liczba zarodków perlitu

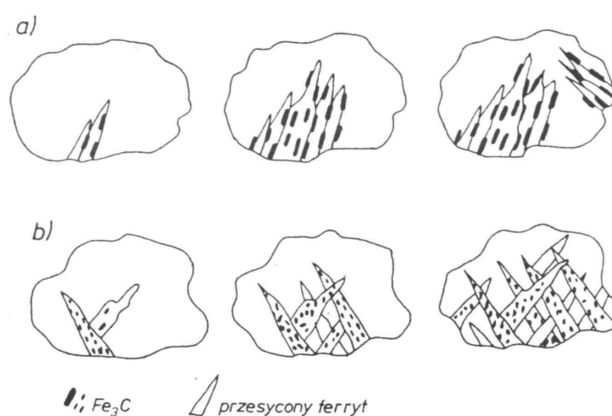
a także szybkość narastania faz w perlicie, co powoduje powstawanie coraz drobniejszego perlitu. Im cieńsze płytki ferrytu i cementytu w perlicie tym twardość stali jest większa.



Rys. 8.4. Schemat przemiany austenitu w perlit, wg R. F. Mehla

8.2.2. Przemiany pośrednie austenitu

Przy zwiększonych szybkościach chłodzenia stali z zakresu istnienia austenitu, przemiany tracą charakter dyfuzyjny ponieważ zmiany składu chemicznego w austenicie nie nadążają za szybkością chłodzenia i przemiany austenitu zachodzą mechanizmem pośrednim (dyfuzyjno-bezdyfuzyjnym). W wyniku przemiany pośredniej z austenitu tworzy się najpierw bainit górny, a przy jeszcze większej szybkości chłodzenia (w niższych temperaturach) bainit dolny. Jeżeli szybkość chłodzenia przekroczy wielkość krytyczną (V_{kr}), wówczas z austenitu tworzy się wyłącznie martenzyt mechanizmem przemiany bezdyfuzyjnej. Na rys. 8.5 pokazano mechanizmy tworzenia się bainitu górnego i dolnego.



Rys. 8.5. Schematy tworzenia się bainitu: a) górnego i b) dolnego, wg S. Prowansa

8.2.2.1. Tworzenie się bainitu górnego

Bainit górny powstaje w zakresie temperatur $550 \div 400^\circ\text{C}$ (najnowsze badania sugerują przesunięcie dolnej granicy tego zakresu do temperatury 350°C). Składa się on z ziarn przesyconego węglem ferrytu, między którymi oraz wewnątrz znajdują się nieregularne wydzieliny cementytu (rys. 8.5a). Bainit górny ma charakter pierzasty, stal o takiej strukturze wykazuje bardzo małą odporność na pękanie.

8.2.2.2. Tworzenie się bainitu dolnego

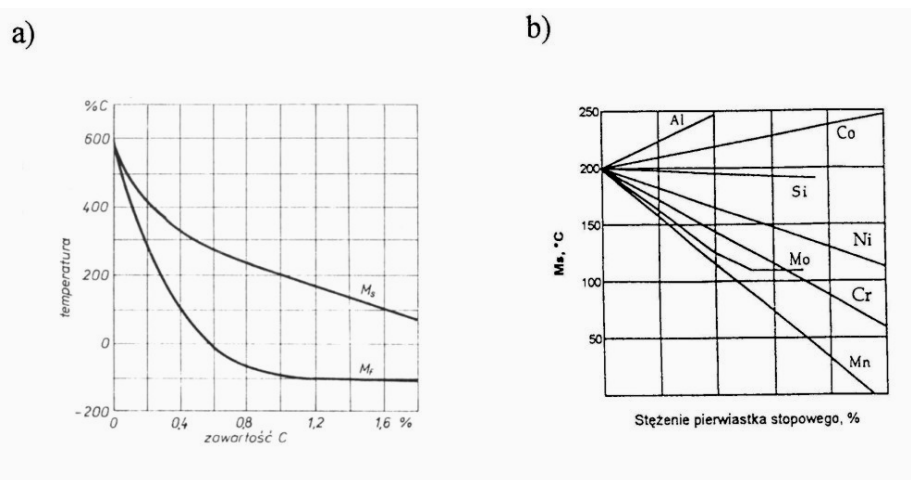
Bainit dolny powstaje w temperaturach poniżej 400°C (wg nowszych badań poniżej 350°C). Cechą odróżniającą go od struktury bainitu górnego jest listwowy charakter przesyconego ferrytu (zbliżony do struktury martenzytycznej) oraz występowanie drobnodispersyjnych wydzielen węglików wewnątrz listew ferrytu. Wydzielenia te są w postaci płytkowej i rozmieszczone w równoległych rzędach (rys. 8.5b). Ze wzrostem szybkości chłodzenia zwiększa się przesyconie węglem listew ferrytu oraz dyspersja węglików.

8.2.3. Przemiana bezdyfuzyjna austenitu

8.2.3.1. Cechy przemiany martenzytycznej

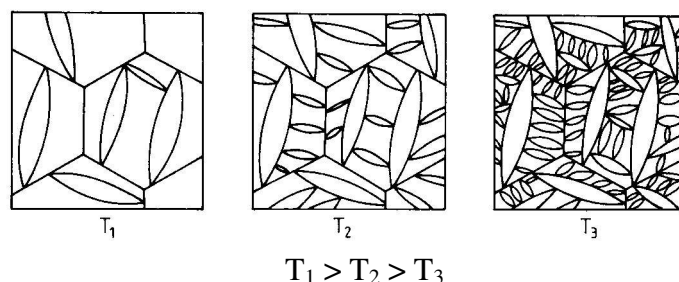
Przemiana martenzytyczna jest przemianą bezdyfuzyjną i polega tylko na przebudowie struktury krystalicznej z regularnej ściennie centrowanej austenitu na regularną przestrzennie centrowaną martenzytu. W zależności od zawartości węgla w martenzytcie, struktura regularna przestrzennie centrowana ulega zniekształceniu tetragonalnemu i przekształca się w tetragonalną przestrzennie centrowaną (tetragonalność martenzytu oceniana ilorazem c/a w stalach zależy od zawartości węgla: $c/a = 1 + 0,045 \cdot \%C$).

Przemiana martenzytyczna w stalach zachodzi tylko w warunkach ciągłego chłodzenia w zakresie pomiędzy temperaturą M_s (martenzyt start) a temperaturą M_f (martenzyt koniec od ang. martensite finish). Temperatury M_s i M_f zależą od składu chemicznego austenitu i obniżają się ze wzrostem zawartości węgla oraz większości pierwiastków stopowych, poza Al i Co (rys. 8.6).



Rys. 8.6. Wpływ stężenia a) węgla na temperaturę M_s i M_f , wg S. Prowansa oraz b) pierwiastków stopowych na temperaturę M_s , wg V. I. Zjuzina i in.

Przemiana martenzytyczna zachodzi z bardzo dużą prędkością, porównywalną z prędkością rozchodzenia się dźwięku w stali (1000÷7000 m/s). Pojedyncza igła martenzytu powstaje w czasie około 10^{-7} s (pojęcie igła martenzytu jest pojęciem funkcjonującym w literaturze, aczkolwiek zgodnie z najnowszą klasyfikacją martenzyt dzieli się na martenzyt listwowy i martenzyt płytkowy). Przemiana martenzytyczna postępuje przez tworzenie się nowych igieł martenzytu nie zaś poprzez rozrost uprzednio powstałych (rys. 8.7).



Rys. 8.7. Schemat powstawania igieł martenzytu w ziarnach austenitu, wg M. Blicharskiego

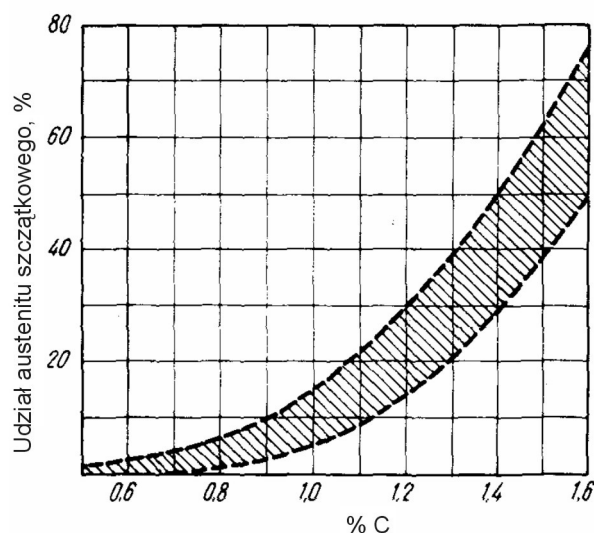
Powstające w obrębie jednego ziarna igły martenzytu są ukierunkowane względem pozostałych pod kątem 60 lub 120°, mają one bowiem określoną orientację krystalograficzną, względem ziarn austenitu. Orientację tę określił Kurdiumow i Sachs:

$$\begin{aligned} (111)_\gamma &\parallel (101)_\alpha \\ [110]_\gamma &\parallel [111]_\alpha \end{aligned} \quad (8.1)$$

W stopach metali nieżelaznych przemiana martenzytyczna bywa odwracalna (martenzyt → faza wyjściowa), natomiast w stalach jest to przemiana nieodwracalna.

Postęp przemiany jest hamowany przez rosnące naprężenia ściskające (większa objętość martenzytu od austenitu) w austenicie i w związku z tym przemiana ta często nie zachodzi do końca. Jeżeli podczas hartowania osiągnięto temperaturę M_f , wówczas pozostałą część nie przemienionego austenitu nazywamy austenitem szczątkowym. Jeżeli natomiast podczas hartowania nie osiągnięto temperatury M_f (np. wtedy gdy wskutek dużej zawartości węgla w austenicie temperatura M_f jest niższa od temperatury otoczenia) pozostały nieprzemieniony austenit nazywamy austenitem resztkowym.

Chwilowe zatrzymanie chłodzenia w zakresie pomiędzy temperaturą M_s a M_f powoduje zwiększenie ilości austenitu szczątkowego w porównaniu do nieprzerwanego przebiegu chłodzenia. Zjawisko to nosi nazwę stabilizacji austenitu. Zatrzymanie chłodzenia w zakresie $M_s \div M_f$ powiększa ilość austenitu szczątkowego tym silniej im wyższa była temperatura i czas tego przystanku. Udział austenitu szczątkowego wzrasta silnie również ze zwiększeniem stężenia węgla w austenicie (rys. 8.8).



Rys. 8.8. Wpływ stężenia węgla w austenicie na udział austenitu szczątkowego, wg A.P. Gulajewa

8.2.3.2. Cechy morfologiczne martenzytu

Ze względu na cechy morfologiczne rozróżnia się dwa podstawowe rodzaje martenzytu:

1. Martenzyt listwowy dyslokacyjny lub listwowy dyslokacyjny częściowo zbliźniaczony.
2. Martenzyt płytkowy całkowicie zbliźniaczony lub płytkowy dyslokacyjny częściowo zbliźniaczony.

Martenzyt listwowy tworzy się w większości stopów żelaza. Charakteryzuje się dużą gęstością dyslokacji tworzących często podstrukturę komórkową. Listwy martenzytu układają się równolegle względem siebie tworząc tzw. pakiety.

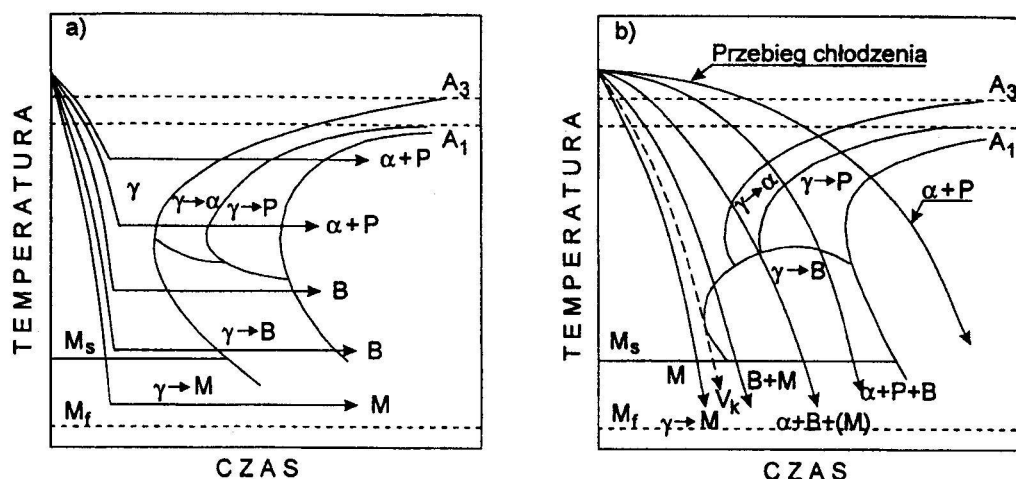
Martenzyt płytkowy powstaje tylko w niektórych stopach żelaza (w stalach o dużej zawartości węgla lub o określonej zawartości niektórych pierwiastków stopowych) i występuje w postaci płytek o zróżnicowanej wielkości i kształcie zbliżonym do soczewek. Płytki mogą być zbliźniaczone całkowicie lub częściowo.

Austenit szczątkowy zajmuje obszary między listwami (płytkami) oraz na styku pakietów płytek lub listew. Nazywany jest wówczas austenitem wyspowym.

Po zastosowaniu wysokich temperatur austenitowania austenit szczątkowy może tworzyć cienkie warstwy (tzw. film) między listwami (płytkami) martenzytu.

8.2.4. Kinetyka przemiany przechłodzonego austenitu

Kinetykę przemiany przechłodzonego austenitu przedstawia się na wykresach CTP (czas-temperatura-przemiana). W zależności od sposobu chłodzenia opracowuje się wykresy CTPi (przemiany zachodzą w warunkach izotermicznych - szybkie chłodzenie do danej temperatury i następne izotermiczne wytrzymywanie do czasu zajścia przemiany) oraz wykresy CTPc (przemiany austenitu zachodzą w warunkach ciągłego chłodzenia). Na wykresach tych, oprócz danych o rodzaju i stopniu zaawansowania w funkcji czasu poszczególnych przemian, zamieszcza się również ilościowe dane dotyczące udziałów objętościowych produktów przemian austenitu i ich własności.



Rys. 8.9. Schematy wykresów przemian przechłodzonego austenitu stali podutektoidalnej: a) wykres CTPi, b) wykres CTPc; γ – austenit, α – ferryt, P – perlit, B – bainit, M – martenzyt, wg L.A. Dobrzańskiego

8.3. Przemiany przy nagrzewaniu ze stanu zahartowanego – odpuszczanie stali

Odpuszczanie polega na nagrzaniu stali zahartowanej do temperatury niższej od A_{c1} , wygrzaniu w tej temperaturze i ochłodzeniu do temperatury pokojowej. Odpuszczanie należy wykonać

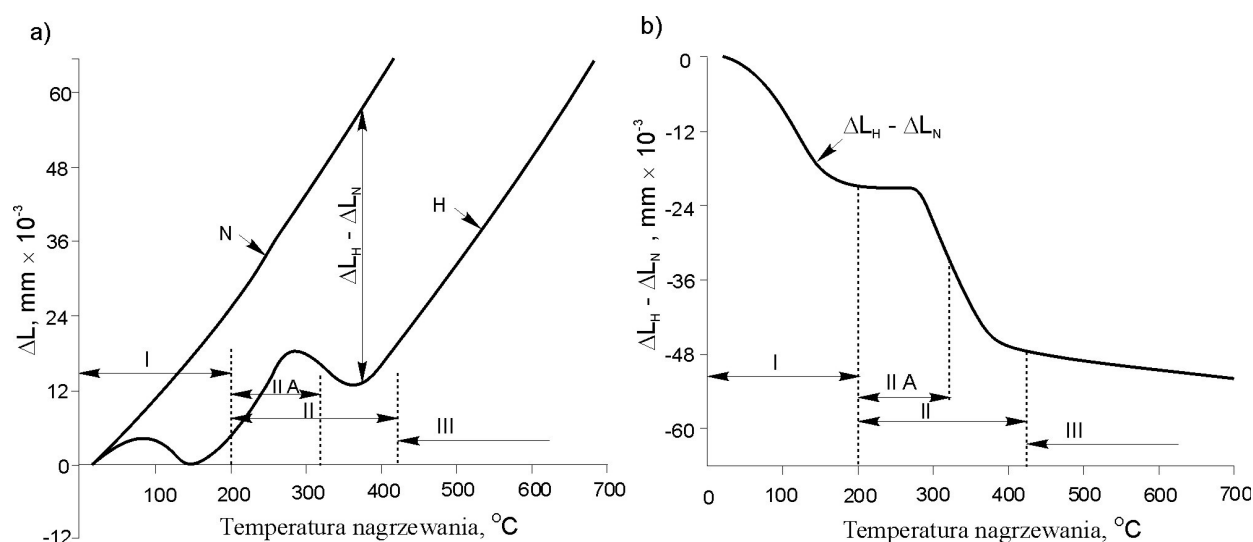
bezpośrednio po hartowaniu aby uniknąć stabilizacji austenitu szczątkowego i ewentualnych pęknięć spowodowanych naprężeniami hartowniczymi.

Siłą napędową przemian zachodzących podczas odpuszczania jest różnica energii swobodnej między fazą metastabilną, jaką jest martenzyt, a mieszaniną faz złożoną z ferrytu i wydzielen węglików.

8.3.1. Procesy wydzielania z martenzytu w stalach niestopowych

W pierwszym (I) stadium odpuszczania wyżej węglowych stali niestopowych (w zakresie do ok. 200°C – **rys. 8.10**) następuje zmniejszenie stężenia węgla w martenzycie i zmniejszenie tetragonalności martenzytu (skurcz na krzywej dylatometrycznej, por. linia H na rys. 8.10a) wskutek wydzielania nadmiaru atomów węgla, które z otaczającymi je atomami żelaza mogą utworzyć koherentne z osnową węgliki przejściowe (np. $\epsilon\text{-Fe}_{2,4}\text{C}$). Na krzywej obrazującej różnicę długości próbki zahartowanej i niezahartowanej (rys. 8.10b) obserwujemy wzrost tej różnicy.

Zmniejszenie stopnia przesycenia martenzytu węglem i związane z tym zmniejszenie naprężeń ściskających powoduje, iż w następnym (IIA) stadium odpuszczania (ok. 200÷320°C) następuje przemiana austenitu szczątkowego w martenzyt odpuszczony. Przemiana ta jest zbliżona swoim mechanizmem do przemiany bainitycznej i powoduje wzrost długości próbki zahartowanej (por. linia H na rys. 8.10a) i zahamowanie wzrostu różnicy jej długości w porównaniu z długością próbki niezahartowanej (por. rys. 8.10b).



Rys. 8.10. a) Zmiany wydłużenia ΔL próbek o długościach początkowych 12mm wykonanych ze stali niestopowej nadeutektoidalnej (1,1%C) zahartowanej (linia H) z zakresu jednorodnego austenitu (900 $^{\circ}\text{C}$) i niezahartowanej (linia N) z temperaturą nagrzewania, b) zmiana różnicy długości ($\Delta L_H - \Delta L_N$) obu w/w próbek z temperaturą nagrzewania, wg J. Pacyny

W stalach niestopowych równocześnie z przemianą austenitu szczątkowego rozpoczyna się drugie (II) stadium odpuszczania (ok. 200÷420°C), w którym następuje przemiana węglików przejściowych, np. $\epsilon\text{-Fe}_{2,4}\text{C}$ w cementyt Fe_3C . Przemiana ta zachodzi mechanizmem zarodkowania niezależnego, tzn. polega na rozpuszczaniu się węglików przejściowych (chwilowe ponowne przesycenie osnowy węglem) i niezależnym wydzielaniu się cementytu. Zarówno na dylatogramie próbki zahartowanej (rys. 8.10a), jak i na krzywej różnicowej (rys. 8.10b) obserwujemy spadki.

W ostatnim, trzecim (III) stadium odpuszczania (powyżej ok. 420°C), zachodzi dalsze wydzielanie cementytu oraz następuje jego koagulacja, polegająca na rozpuszczaniu się cząstek

drobnych i rozroście dużych, które zaczynają przyjmować postać zbliżoną do kuli. Struktura po takim odpuszczaniu nosi nazwę sorbitu.

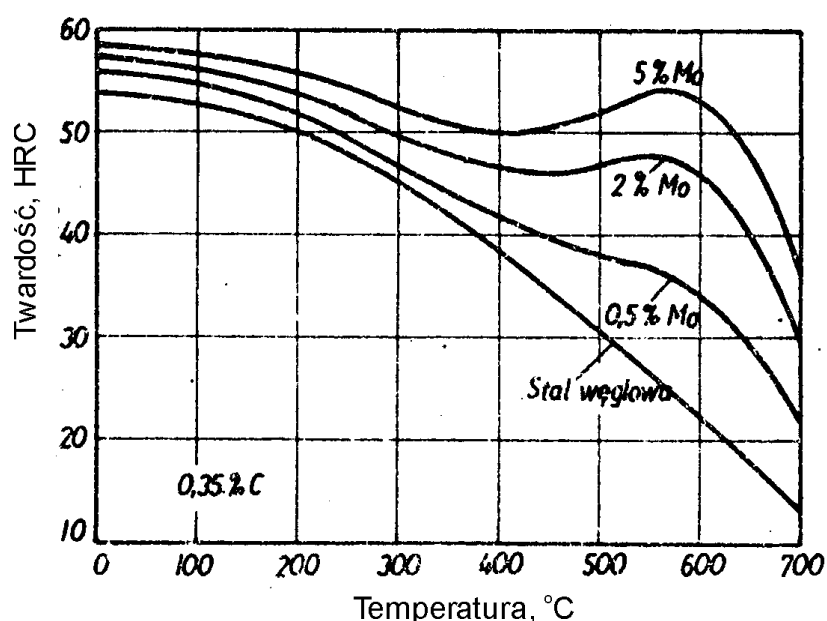
W przypadku dalszego zwiększania temperatury (powyżej ok. 600°C) zachodzi dalsza koagulacja cementytu i zdrowienie a nawet rekrytalizacja zdefektowanej osnowy ferrytycznej. W wyniku tego otrzymuje się strukturę tzw. sferoidytu czyli cementytu kulkowego w osnowie ferrytu.

8.3.2 Procesy wydzielania z martenzytu w stalach stopowych

Przemiany podczas odpuszczania stali stopowych, poza ewentualnymi różnicami we wpływie niektórych pierwiastków stopowych na stabilność austenitu szczątkowego, do temperatury ok. 450°C zachodzą podobnie jak w stalach niestopowych. Począwszy od ok. 450°C rozpoczyna się wydzielanie węglików stopowych, które może przebiegać zgodnie z jednym z dwóch mechanizmów:

- Mechanizmem przemiany *in situ* (z łac. w miejscu). Pierwiastek stopowy koncentruje się stopniowo w cementycie M_3C , dopóki nie osiągnie granicznej rozpuszczalności, po czym następuje przemiana cementytu w nowy węgiel, np. typu M_7C_3 .
- Mechanizmem *zarodkowania niezależnego*. Najpierw następuje rozpuszczanie się cementytu i w nowych miejscach – niezależnie od istniejących wcześniej węglików – wydzielają się cząstki węglików stopowych, np. typu MC lub M_2C .

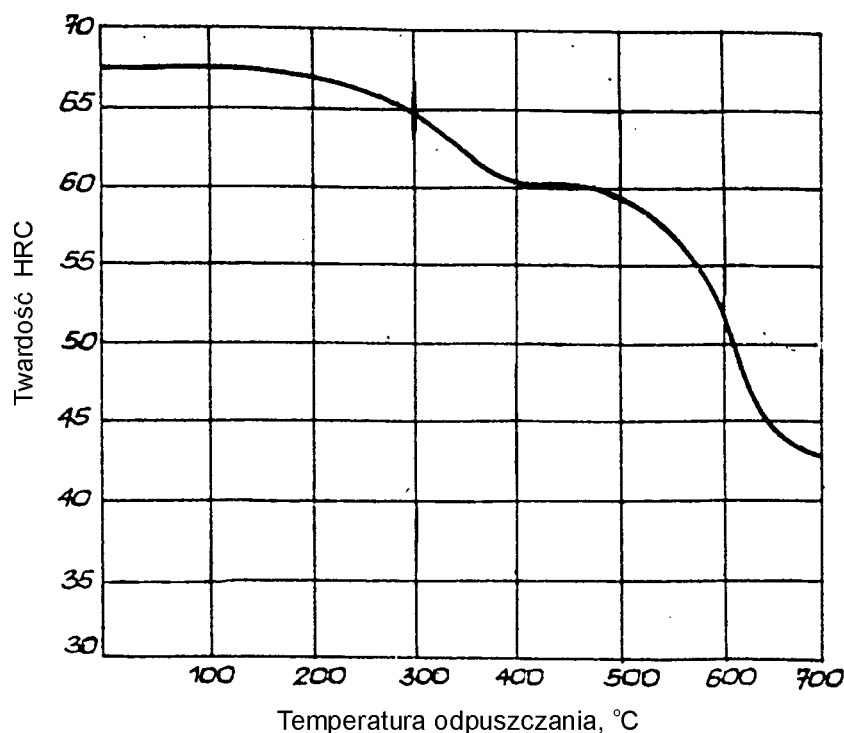
Tworzenie się węglików stopowych mechanizmem zarodkowania niezależnego powoduje silne utwardzanie wydzieleniowe. Zjawisko to określa się mianem twardości wtórnej (rys. 8.11). Twardość może wówczas nawet przekroczyć tę, którą uzyskano bezpośrednio po zahartowaniu.



Rys. 8.11. Zmiany twardości z temperaturą odpuszczania stali zawierających od 0,5 do 5% molibdenu w porównaniu ze stalą niestopową, wg E.C. Baina

Na przemianę austenitu szczątkowego w trakcie odpuszczania stali stopowych wpływa zawartość pierwiastków rozpuszczonych podczas austenitizowania. Większość pierwiastków (chrom, mangan, krzem) silnie podnosi temperaturę jego przemiany, niektóre (nikiel, miedź, molibden i wanad) wpływają słabo a kobalt prawdopodobnie w ogóle nie wpływa na temperaturę przemiany austenitu szczątkowego. Przy dużych zawartościach chromu nawet dłuższe wygrzewanie w zakresie 400÷500°C nie powoduje przemiany austenitu szczątkowego, lecz tylko zmniejsza jego stabilność, na wskutek niewyjaśnionych jeszcze procesów dyfuzyjnych. Skutkiem tego przemiana austenitu zachodzi dopiero w trakcie chłodzenia po odpuszczaniu.

W wysokostopowych stalach z chromem zachodzi czasem potrzeba kilkakrotnego powtarzania odpuszczania aby doprowadzić do całkowitej destabilizacji austenitu szczątkowego. W stalach o wysokiej zawartości węgla i chromu (o dużym udziale austenitu szczątkowego po hartowaniu), przemiana austenitu szczątkowego może doprowadzić do wyraźnego wzrostu twardości po wysokim odpuszczaniu (**rys. 8.12**), czego jednak nie należy mylić ze zjawiskiem twardości wtórnej (twardość wtórna może wystąpić w stalach o znikomym udziale austenitu szczątkowego).



Rys. 8.12. Wpływ temperatury odpuszczania na twardość stali 1,8%C i 6,4%Cr, zahartowanej z 900°C, wg E.C. Baina

Pierwiastki stopowe hamują również spadek twardości z temperaturą odpuszczania poprzez utwardzenie ferrytu oraz opóźnienie procesów dyfuzyjnych. Najbardziej efektywnie działa krzem i mangan a chrom, molibden oraz nikiel działają z porównywalną między sobą siłą ale zdecydowanie słabiej niż krzem i mangan.

8.3.3. Rola czasu i temperatury przy odpuszczaniu stali

Procesy zachodzące podczas odpuszczania są ściśle zależne od dyfuzji węgla i pierwiastków stopowych. Zależą więc zarówno od temperatury jak i od czasu. Zależność tę ujmuje parametr M, od którego zależna jest twardość stali H po odpuszczaniu:

$$H = f(M) \quad (8.2)$$

Wg Hollomona-Jaffe wartość parametru M dana jest równaniem:

$$M = T(C + \log t) \quad (8.3)$$

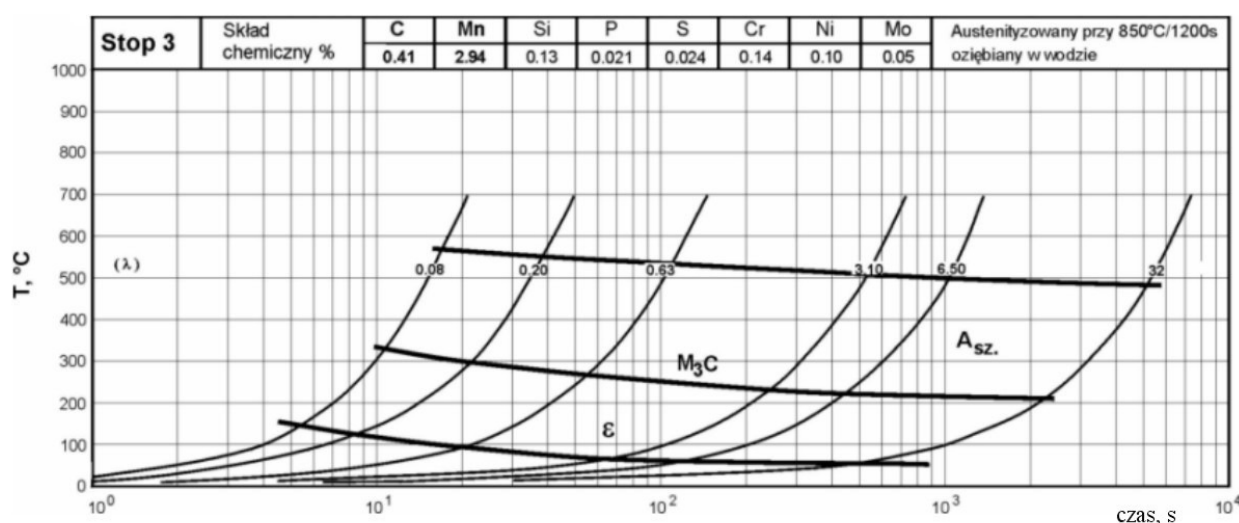
gdzie: T oznacza temperaturę w stopniach Kelvina, t – czas odpuszczania w godzinach a C jest wielkością stałą.

Praktyczne zastosowanie parametru Hollomona-Jaffe polega na tym, że znając warunki odpuszczania (temperaturę T i czas t), dla których uzyskuje się pewną twardość po odpuszczaniu, można wyznaczyć inne warunki odpuszczania, które dadzą taką samą twardość jeśli dla obu wariantów odpuszczania parametr Hollomona-Jaffe będzie miał identyczną wartość:

$$T_1(C + \log t_1) = T_2(C + \log t_2) \quad (8.4)$$

8.3.4. Kinetyka przemian przy odpuszczaniu – wykresy CTPc

Wykresy CTPc przedstawiają przemiany austenitu zachodzące w trakcie ciągłego chłodzenia z zakresu istnienia austenitu. Dla przemian zachodzących podczas ciągłego nagrzewania stali uprzednio zahartowanej opracowano natomiast w ostatnich latach wykresy CTPc (wykresy czas-temperatura-przemiana przy ciągłym nagrzewaniu do odpuszczania). Na **rys. 8.13** przedstawiono przykład wykresu CTPc



Rys. 8.13. Przykład wykresu CTPc, wg J. Pacyny

8.4. Klasyfikacja zabiegów obróbki cieplnej

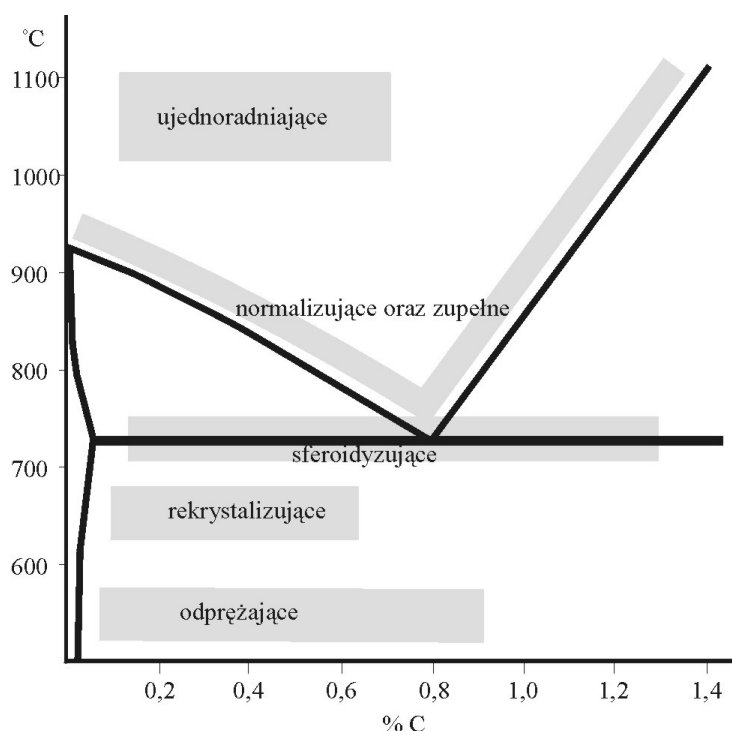
8.4.1. Wyżarzanie

Wyżarzanie jest to zabieg obróbki cieplnej polegający na nagrzaniu stali do określonej temperatury, wytrzymaniu w tej temperaturze i następnym powolnym studzeniu. Celem tego zabiegu jest przybliżenie stanu stopu do warunków równowagi. Zakresy temperatur niektórych rodzajów wyżarzania przedstawiono na **rys. 8.14**.

8.4.1.1. Wyżarzanie ujednoladniające

Cel wyżarzania: Zmniejszenie niejednorodności składu chemicznego. Stosowane głównie dla wlewków.

Sposób wykonania: Nagrzanie stali do temperatury 1050÷1250°C, (ok. 100÷200°C poniżej temperatury początku nadtopień, czyli linii solidus), wygrzanie i następne studzenie.



Rys. 8.14. Zakresy temperatur niektórych rodzajów wyżarzania stali na tle fragmentu wykresu żelazo cementyt.

8.4.1.2. Wyżarzanie zupełne

Cel wyżarzania: Uzyskanie struktur zbliżonych do stanu równowagi, zmniejszenie twardości stali, zwiększenie jej ciągliwości, usunięcie naprężeń wewnętrznych, polepszenie obrabialności. Stosowane głównie dla stali stopowych.

Sposób wykonania: Nagrzanie stali do temperatury o $30 \div 50^\circ\text{C}$ wyższej od A_{c3} , A_{cm} (linia GSE), wygrzanie i następne bardzo wolne studzenie (np. z piecem). Po przekroczeniu temperatury A_{r1f} dalsze chłodzenie może odbywać się w powietrzu.

8.4.1.3. Wyżarzanie niezupełne

Cel wyżarzania: Stosowane jako odmiana wyżarzania zupełnego w tych przypadkach gdy postać wydzielen ferrytu (dla stali podeutektoidalnych) lub cementytu wtórnego (dla stali nadeutektoidalnych) jest prawidłowa, tzn., gdy nie jest np. w układzie Widmannstättena.

Sposób wykonania: Nagrzanie do temperatur w zakresie $A_{c1} \div A_{c3}$ (dla stali podeutektoidalnych) lub $A_1 \div A_{cm}$ (dla stali nadeutektoidalnych), wygrzanie i następne chłodzenie tak jak w przypadku wyżarzania zupełnego.

8.4.1.4. Wyżarzanie normalizujące

Cel wyżarzania: Uzyskanie jednolitej struktury drobnoziarnistej, a przez to polepszenie własności mechanicznych. Stosowane głównie dla stali podeutektoidalnych.

Sposób wykonania: Nagrzanie stali do temperatury $30 \div 50^\circ\text{C}$ powyżej linii A_{c3} , wygrzanie i studzenie w spokojnym powietrzu. Dla stali nadeutektoidalnych stosuje się czasami tzw. normalizowanie niezupełne (temperatury wygrzewania znajdują się w zakresie $A_1 \div A_{cm}$).

8.4.1.5. Wyżarzanie z przemianą izotermiczną

Cel wyżarzania: Zmniejszenie twardości, stosowane głównie dla stali stopowych, które po wyżarzaniu normalizującym mają za wysoką twardość.

Sposób wykonania: Nagrzanie stali do temperatury $30 \div 50^{\circ}\text{C}$ powyżej A_{c1} , wygrzanie, szybkie ochłodzenie do temperatury pomiędzy $A_{r1f} \div 550^{\circ}\text{C}$, wytrzymanie izotermiczne w tej temperaturze aż do zakończenia przemiany perlitycznej i następne chłodzenie w powietrzu. Stosowane jest często jako wyżarzanie zmiękczające.

8.4.1.6. Wyżarzanie sferoidyzujące

Cel wyżarzania: Zmniejszenie twardości wskutek zmiany kształtu wydzielen cementytu na sferoidalny. Wyżarzanie to nazywane jest również wyżarzaniem zmiękczającym.

Sposób wykonania: Nagrzanie stali do temperatury zbliżonej do A_{c1} , wygrzanie i następne bardzo wolne chłodzenie do 600°C . Dalsze studzenie może być dowolne. Wygrzewanie może również być wykonane wahadłowo wokół temperatury A_{c1} (ok. $\pm 20^{\circ}\text{C}$). Wyżarzanie sferoidyzujące można również wykonać stosując wyżarzanie z przemianą izotermiczną.

8.4.1.7. Wyżarzanie odprężające

Cel wyżarzania: Usunięcie naprężeń odlewniczych, spawalniczych, cieplnych oraz spowodowanych przeróbką plastyczną na zimno. Nie wiąże się ze zmianami struktury stali.

Sposób wykonania: Nagrzanie stali do temperatury niższej od A_{c1} , wygrzanie i następne powolne studzenie.

8.4.1.8. Wyżarzanie rekrytalizujące

Cel wyżarzania: Stosowane dla stali odkształconej plastycznie na zimno, celem spowodowania rekrytalizacji.

Sposób wykonania: Nagrzanie stali do temperatury wyższej od temperatury rekrytalizacji, wygrzanie i następne chłodzenie z dowolną szybkością.

8.4.2. Hartowanie

Rozróżnia się hartowanie martenzytyczne i bainityczne. Hartowanie martenzytyczne polega na nagrzaniu stali do temperatury austenitowania, wygrzaniu i chłodzeniu z szybkością większą od krytycznej w wyniku którego zachodzi tylko przemiana martenzytyczna. W przypadku hartowania bainitycznego stal chłodzona jest z szybkością mniejszą od krytycznej lub stosuje się chłodzenie z wytrzymaniem izotermicznym powyżej temperatury M_s aż do zajścia przemiany bainitycznej.

8.4.2.1. Hartowność i jej miary

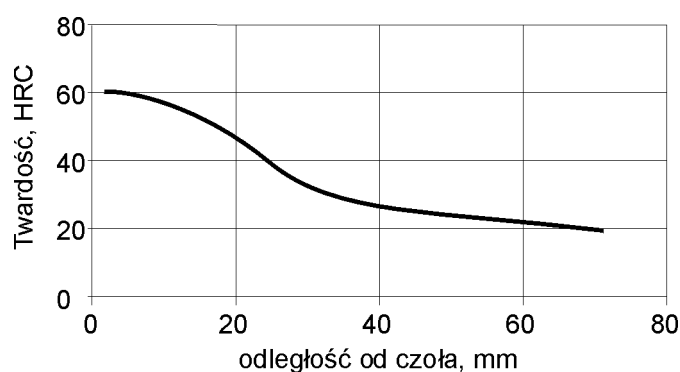
Hartowność jest to zdolność stali do tworzenia struktury martenzytycznej. Na hartowność stali wpływają następujące czynniki:

- Skład chemiczny austenitu. Wszystkie pierwiastki stopowe (za wyjątkiem kobaltu oraz krzemu w stalach o bardzo małej zawartości innych pierwiastków) zwiększają hartowność. Bor, segregując do granic ziarn austenitu obniża ich energię powodując wydłużenie czasu koniecznego do utworzenia zarodków produktów przemian dyfuzyjnych a zwłaszcza ferrytu, co w tym zakresie temperatur zwiększa trwałość przechłodzonego austenitu. Zwiększając trwałość austenitu działanie pozostałych pierwiastków stopowych polega na tym, że w trakcie przemian dyfuzyjnych i pośrednich musi zajść nie tylko dyfuzja węgla

- ale również pierwiastków stopowych, jednych do obszarów zajętych po przemianie przez węgliki, innych do obszarów zajętych po przemianie przez ferryt.
- Wielkość ziarna austenitu. Podwyższenie temperatury austenitowania powoduje rozrost ziarn a więc zmniejszenie powierzchni granic ziarn austenitu. Obszary te są miejscami łatwego zarodkowania ferrytu, perlitu a także bainitu. Ograniczenie liczby tych miejsc zwiększa trwałość austenitu a zatem zwiększa hartowność.
 - Jednorodność austenitu. Im austenit jest bardziej jednorodny pod względem składu chemicznego, tym większa jest hartowność stali.
 - Obecność nierozpuszczonych podczas austenitowania cząstek. Nierozpuszczone węgliki, tlenki, azotki, związki międzymetaliczne - zmniejszają hartowność, ponieważ granice między cząstką a austeniczną osnową, podobnie jak granice ziarn austenitu, są miejscami uprzywilejowanego zarodkowania produktów przemian dyfuzyjnych i pośrednich.

Dla określenia hartowności stosowane są następujące ważniejsze metody:

- Ocena hartowności na przełomie – polegająca na obserwacji przełomu zahartowanej próbki. Strefa zahartowana jest matowa, jedwabista i łatwo ją odróżnić od nie zahartowanego rdzenia, co pozwala ustalić grubość warstwy zahartowanej.
- Metoda krzywych U, wg Grossmanna – na zahartowanych w wodzie lub w oleju cylindrycznych próbkach dokonuje się pomiarów twardości wzdłuż ich średnicy. Graficzne przedstawienie wyników pomiarów w postaci wykresu twardość-średnica przekroju, pozwala na otrzymanie krzywych o kształcie litery U. Za granicę strefy zahartowanej przyjmuje się miejsce gdzie występuje najbardziej gwałtowny spadek twardości. Zwykle w tym miejscu występuje 50% martenzytu. Jest to tzw. strefa półmartenzytyczna.
- Próba chłodzenia od czoła, wg Jominy – cylindryczna próbka po austenitowaniu jest umieszczana w specjalnym aparacie, gdzie chłodzona jest natryskiem wody tylko dolna płaszczyzna czołowa próbki (im dalej od czoła próbki tym chłodzenie jest wolniejsze). Po ostygnięciu próbki i przeszlifowaniu wzdłuż dwóch przeciwległych tworzących dokonuje się na oszlifowanych powierzchniach pomiarów twardości w skali HRC. Uśrednione wyniki pomiarów przedstawia się w formie graficznej jako wykres twardości w zależności od odległości od czoła (tzw. krzywa Jominy) – **rys.8.15**.

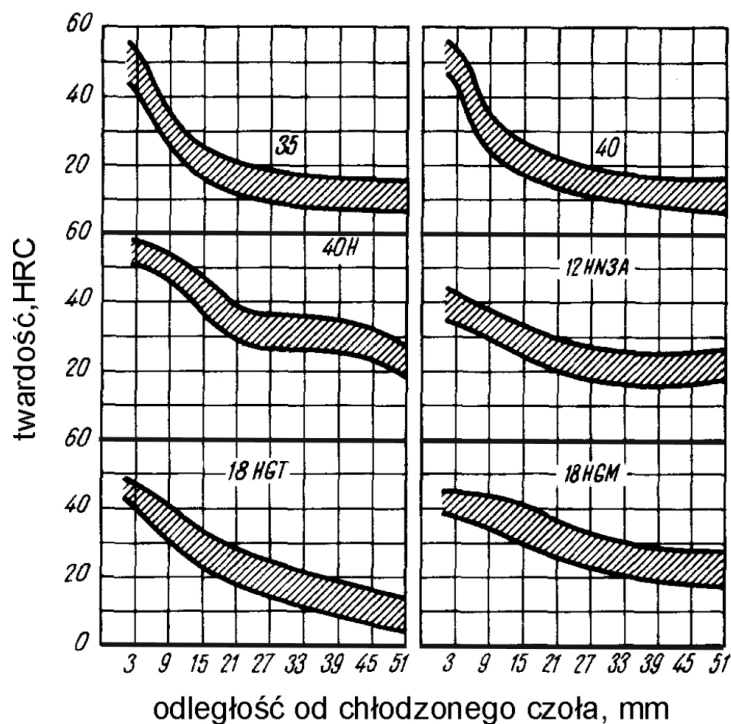


Rys. 8.15. Krzywa Jominy stali 40H

Wykres ten wykorzystuje się do wyznaczenia najczęściej stosowanych miar hartowności, którymi są odległość od czoła strefy półmartenzytycznej l_k , średnica krytyczna D_k i idealna średnica krytyczna D_{ik} . Znając odległość krytyczną l_k , z odpowiednich nomogramów odczytuje się tzw. średnicę krytyczną dla danego ośrodka chłodzącego lub idealną średnicę krytyczną (dla ośrodka chłodzenia o hipotetycznej, nieskończonej intensywności chłodzenia). Średnica krytyczna D_k jest to średnica pręta zahartowanego na wskroś w ośrodku chłodzącym o danej intensywności chłodzenia. Pręt zahartowany na wskroś najczęściej oznacza pręt, w którego osi

jest 50% martenzytu (D_{50}), chociaż określa się średnice krytyczne także dla innych udziałów objętościowych martenzytu w osi (np. D_{95} , D_{80}).

Przedstawiona na rys. 8.15 krzywa Jominy dotyczy konkretnego wytopu stali 40H (konkretnego składu chemicznego). Ponieważ skład chemiczny stali silnie wpływa na hartowność, dla poszczególnych gatunków stali wyznacza się szereg krzywych Jominy (dla składów chemicznych mieszczących się w zakresie przewidzianym normą), uzyskując tzw. pasma hartowności – **rys. 8.16**.



Rys. 8.16. Pasma hartowności niektórych gatunków stali, wg A.P. Gulajewa

4). Metoda obliczeniowa Grossmanna – pozwala na obliczenie idealnej średnicy krytycznej D_{ik} na podstawie składu chemicznego i wielkości ziarna austenitu:

$$D_{ik} = D_p \cdot f_1 \cdot f_2 \cdot f_3 \cdot \dots \cdot f_i \quad (8.5)$$

gdzie: D_p – tzw. średnica podstawowa, zależna od wielkości ziarna austenitu i stężenia węgla,
 $f_1, f_2, \dots, f_i$ – współczynniki hartowności poszczególnych pierwiastków stopowych,
 przy czym

$$f = 1 \pm a \cdot x \quad (8.6)$$

gdzie: x – stężenie pierwiastka stopowego,
 a – stała empiryczna

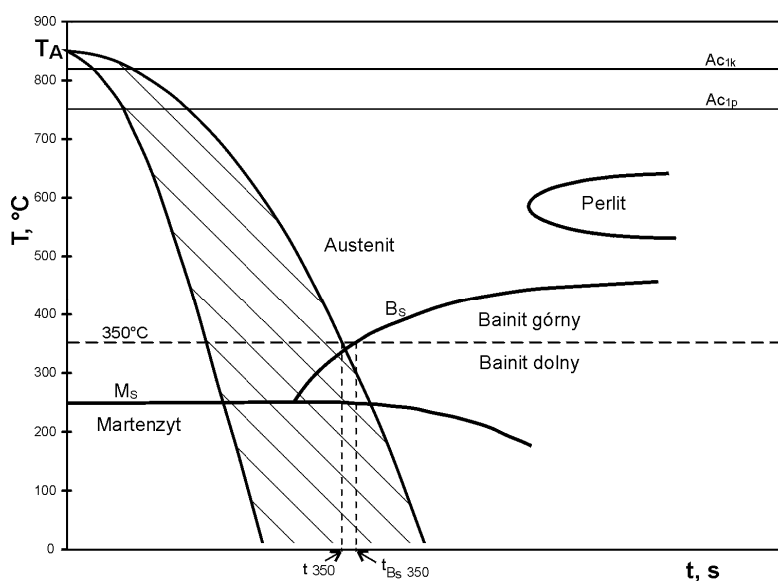
Hartowność można także określić znając krytyczną szybkość chłodzenia V_{kr} (por. rys. 8.9), czyli najmniejszą z możliwych szybkości chłodzenia, w wyniku realizacji której uzyskuje się tylko przemianę martenzytyczną. Ponieważ krytyczną szybkość chłodzenia wyznacza się najczęściej z wykresów CTPc, także i one są źródłem oceny hartowności.

8.4.2.2. Kryterium wystarczającej hartowności

Klasyczne pojęcie *zahartowania na wskroś* opisuje sytuację gdy w rdzeniu zahartowanego pręta znajduje się określona ilość martenzytu (najczęściej 50%), bez rozróżniania jakie składniki strukturalne stanowi pozostałe 50%. Jeżeli występowałby tam np. bainit górny, charakteryzujący się bardzo małą odpornością na pękanie, to nawet jego niewielka ilość na przekroju miarodajnym (decydującym o własnościach użytkowych) mogłaby doprowadzić do pęknięcia podczas eksploatacji danego elementu. Z tego powodu wprowadzono pojęcie tzw. wystarczającej hartowności:

Hartowność stali jest wtedy wystarczająca, gdy na przekroju miarodajnym hartowanego elementu tworzy się tylko martenzyt i bainit dolny.

Ponieważ bainit dolny tworzy się w temperaturach niższych od 350°C, hartowność stali wtedy jest wystarczająca, gdy czas do rozpoczęcia w niej przemiany bainitycznej w 350°C (t_{Bs350}) będzie dłuższy niż czas oziębiania do tej temperatury najwolniej stygnącego punktu przekroju miarodajnego (t_{350}) – por. **rys. 8.17**.



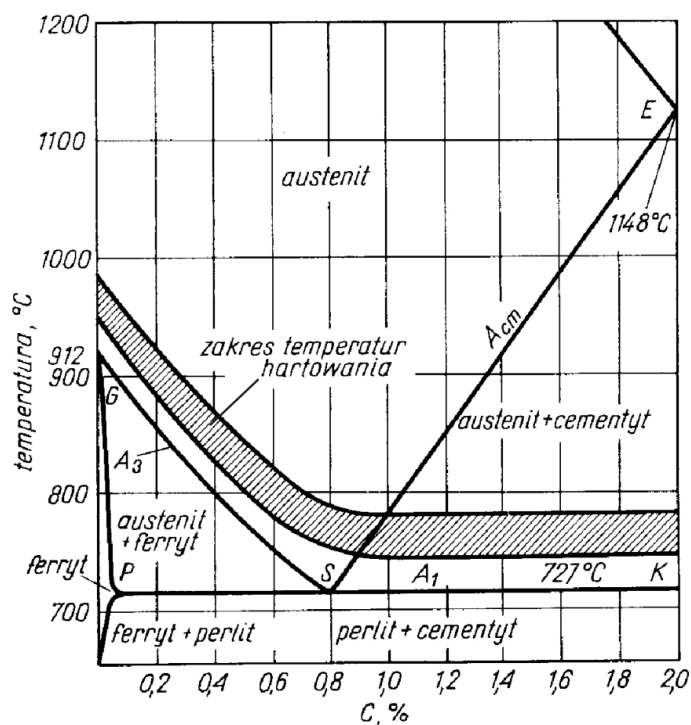
Rys. 8.17. Schemat ilustrujący prawidłowe położenie temperatury początku przemiany bainitycznej B_s na wykresie CTPc, względem zakresu chłodzenia przekroju miarodajnego, wg J. Pacyny

8.4.2.3 Temperatury hartowania stali niestopowych i stopowych

Stale niestopowe podeutektoidalne hartuje się od temperatur 30÷50°C wyższych od Ac_3 zaś stale nadeutektoidalne od temperatur 30÷50°C wyższych od Ac_1 (**rys. 8.18**).

Dolna granica zakresu 30÷50°C wynika z konieczności ujednoludnienia austenitu pod względem zawartości węgla (tuż po przemianie podczas nagrzewania, austenit utworzony w obszarach uprzedniego występowania perlitu ma znacznie większą zawartość węgla niż austenit powstały w obszarach uprzedniego występowania ferrytu; w stalach nadeutektoidalnych natomiast tuż po przekroczeniu temperatury Ac_1 rozpoczyna się rozpuszczanie cementytu drugorzędowego, co lokalnie wzbogaca austenit w węgiel). Nagrzewanie natomiast do temperatur wyższych niż 50°C od temperatur krytycznych (Ac_3 czy Ac_1) może doprowadzić do nadmiernego rozrostu ziarna austenitu (w stalach podeutektoidalnych) oraz rozpuszczenia zbyt dużych ilości cementytu drugorzędowego (w stalach nadeutektoidalnych). Cementyt drugorzędowy w stalach nadeutektoidalnych jest fazą o wysokiej twardości (ok. 750 HB) i niecelowe byłoby jego rozpuszczanie. Doprowadziłoby to do wzrostu zawartości węgla w austenicie (powodując silne obniżenie temperatur M_s i M_f oraz wzrost udziału austenitu szczałkowego). Zwiększenia

temperatury austenitizowania doprowadziłyby również do wzrostu ziarna austenitu, zmniejszając odporność na pękanie stali.



Rys. 8.18. Zakres temperatur hartowania stali węglowych

Do pierwiastków stopowych najsilniej zwiększających hartowność zaliczamy Mo, Mn i Cr (wg malejącej siły wpływu). Należy jednak zwrócić uwagę, że pierwiastki te tylko wtedy zwiększają hartowność stali, gdy są rozpuszczone w austenicie. Występowanie nie rozpuszczonych węglików tych pierwiastków, powoduje silne zmniejszenie hartowności. Czasami jednak celowo nie doprowadza się do rozpuszczenia pewnych węglików podczas austenitizowania (np. węglików wanadu w stalach narzędziowych) aby nie dopuścić do rozrostu ziarna austenitu i uzyskać większą odporność na pękanie stali. W stalach szybko tnących, wysoka zawartość pierwiastków stopowych tworzących trudno rozpuszczalne węgliki powoduje, że stale te są hartowane z bardzo wysokich temperatur celem nasycenia austenitu zarówno węglem jak i dodatkami stopowymi (np. stal HS18-0-1, dawniej SW18, hartowana jest z zakresu temperatur 1240÷1280°C).

8.4.2.4. Ośrodki chłodzące

W procesach obróbki cieplnej wykorzystuje się następujące ośrodki chłodzące:

- woda oraz wodne roztwory soli, zasad i polimerów,
- oleje hartownicze,
- kąpiele solne i metaliczne,
- ośrodki sfluidyzowane,
- powietrze i inne gazy.

Ośrodkami najintensywniej chłodzącymi są kąpiele metaliczne oraz roztopione sole. Dużą zdolność chłodzenia wykazują również wodne roztwory soli i zasad. Mieszając w odpowiednich proporcjach wodę z olejami lub polimerami uzyskuje się emulsje o pośrednich intensywnościach chłodzenia. Najmniej intensywnie chłodzącym ośrodkiem jest powietrze. Właściwości chłodzące poszczególnych ośrodków ulegają zmianom w zależności od temperatury oraz w wyniku ich ruchu (cyrkulacji). W tabeli 8.1 zestawiono określone doświadczalnie (przy użyciu kulki srebrnej o średnicy 20 mm) szybkości chłodzenia w zakresie 550÷650°C oraz 200÷300°C.

Tabela 8.1. Szybkość chłodzenia w różnych ośrodkach, wg S. Rudnika

Ośrodek chłodzący	Szybkość chłodzenia w °C/s w zakresie temperatur	
	550÷650°C	200÷300°C
woda o temperaturze 18°C	600	270
woda o temperaturze 26°C	500	270
woda o temperaturze 50°C	100	270
woda o temperaturze 74°C	30	200
10 % roztwór wodny NaOH o temperaturze 18°C	1200	300
10 % roztwór wodny NaCl o temperaturze 18°C	1100	300
10 % roztwór wodny sody o temperaturze 18°C	800	270
10 % roztwór wodny H ₂ SO ₄ o temperaturze 18°C	750	300
woda destylowana	250	200
emulsja oleju w wodzie	70	200
woda z mydłem	30	200
olej mineralny maszynowy	150	30
olej transformatorowy	120	25
stop 75%Sn 25%Cd o temperaturze 175°C	450	50
rtęć o temperaturze otoczenia	500	130
płyty miedziane	60	30
płyty żelazne	35	15

8.4.2.5. Obróbka podzerowa

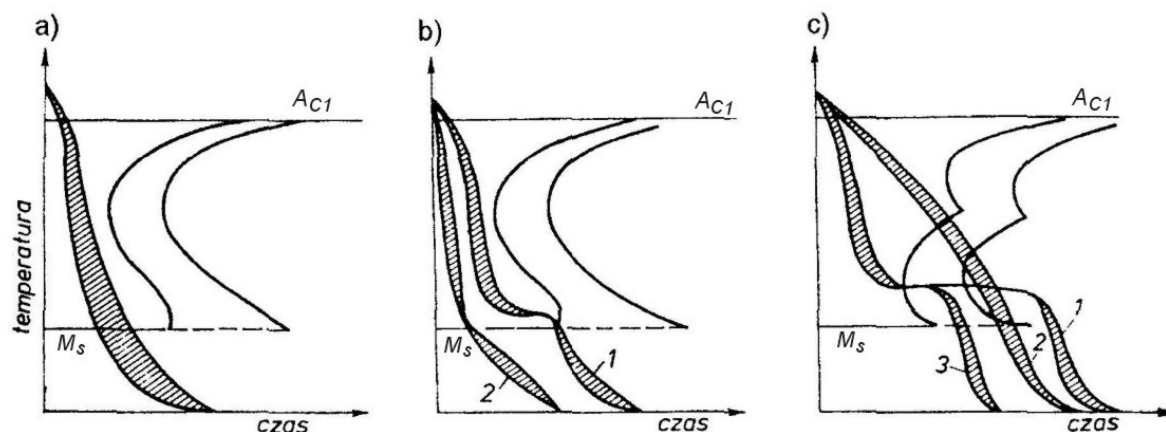
W przypadku gdy z uwagi na skład chemiczny austenitu hartowanej stali temperatura M_f jest niższa od temperatury 0°C, stosowana jest tzw. obróbka podzerowa, zwana również wymrażaniem. Polega ona na chłodzeniu stali bezpośrednio po hartowaniu do temperatury niższej od 0°C, wytrzymaniu w tej temperaturze i następnie ogrzaniu do temperatury otoczenia. Obróbka ta umożliwia zmniejszenie udziału austenitu resztkowego w strukturze stali.

8.4.2.6. Rodzaje hartowania

Rozróżnia się hartowanie objętościowe i *powierzchniowe*. Przy hartowaniu objętościowym austenitizowanie obejmuje całą objętość obrabianego cieplnie przedmiotu a grubość warstwy zahartowanej zależy wyłącznie od własności materiału i szybkości chłodzenia. Podczas hartowania powierzchniowego nagrzewanie jest ograniczone do cienkiej warstwy i to w tych miejscach, które mają być obrobione cieplnie.

W ramach hartowania objętościowego wyróżnia się:

- Hartowanie zwykłe, które polega na ciągłym chłodzeniu przedmiotu w jednym ośrodku chłodzącym od temperatury austenitizowania do temperatury otoczenia (**rys. 8.19a**). Po takim chłodzeniu w przedmiocie tworzą się największe naprężenia hartownicze.
- Hartowanie stopniowe, które polega na chłodzeniu przedmiotu z przystankiem izotermicznym (**rys. 8.19b** – krzywa 1), które realizuje się zwykle poprzez chłodzenie w stopionych solach o temperaturze wyższej od M_s o ok. 20÷40°C. Przystanek powinien umożliwić tylko wyrównanie temperatury na przekroju, czyli usunąć znaczną część naprężeń termicznych. Po wyjęciu z soli przedmiot dochładza się zwykle w powietrzu do temperatury otoczenia, realizując w nim wyłącznie przemianę martenzytyczną.



Rys. 8.19. Sposoby hartowania objętościowego a) zwykłe, b) stopniowe (1), przerywane (2), c) bainityczne: izotermiczne (1), ciągłe (2), martempering (3), wg S. Prowansa

- Hartowanie przerywane (rys. 8.19b – krzywa 2), które polega na chłodzeniu przedmiotu w dwóch ośrodkach np. najpierw w wodzie do temperatury nieco wyższej od M_s a następnie w oleju do temperatury otoczenia. Celem zmiany ośrodka oziębiającego (na wolniej odbierający ciepło) jest wolniejsze chłodzenie w zakresie przemiany martenzytycznej, co zmniejsza naprężenia w hartowanym materiale.
- Hartowanie bainityczne (rys. 8.19c – krzywa 1) polega na chłodzeniu przedmiotu z przystankiem izotermicznym na tyle długim aby mogła zajść przemiana austenitu w bainit dolny (temperatury wyższe od M_s lecz nie przekraczające 350°C). Minimalizują się wówczas naprężenia termiczne i strukturalne. Hartowanie bainityczne można również realizować przy chłodzeniu ciągłym (rys. 8.19c – krzywa 2) lub poprzez przystanek temperatury w zakresie bainitu dolnego, realizując jego utworzenie tylko z części austenitu, resztę przemieniając w martenzyt. Ta odmiana hartowania bainitycznego nosi angielską nazwę *martempering*.

Hartowanie powierzchniowe polega na szybkim nagrzaniu warstwy wierzchniej przedmiotu do temperatury hartowania i następnie szybkim jej oziębieniu. Nie wywołuje ono zatem dużych naprężeń i odkształceń termicznych. W zależności od sposobu nagrzewania rozróżnia się hartowanie indukcyjne i płomieniowe.

- Hartowanie indukcyjne polega na nagrzaniu warstwy wierzchniej materiału prądem elektrycznym indukowanym przez zmienne pole magnetyczne. Pole magnetyczne jest wytwarzane przez wzbudnik czyli cewkę zasilaną prądem wytwarzanym przez generatory prądu zmiennego. Wzbudniki są najczęściej sprzężone z natryskiwaczami wody lub same są nimi jednocześnie.
- Hartowanie płomieniowe polega na nagrzaniu powierzchni przedmiotu palnikami gazowymi. Palniki są czasami również sprzężone z natryskiwaczami wody co umożliwia bezpośrednie oziębianie.

8.4.2.7. Własności stali po zahartowaniu

Stal po zahartowaniu zyskuje na: twardości, wytrzymałości, wzrasta jej granica plastyczności i sprężystości, maleje zaś: udurowienie, wydłużenie, przewężenie i obrabialność. Podczas hartowania stali powstają naprężenia własne 1-go, 2-go i 3-go rodzaju, równoważące się wewnątrz danego przedmiotu bez udziału naprężeń zewnętrznych. Naprężenia 1-go rodzaju (zwane też naprężeniami cieplnymi) powstają wskutek różnicy w szybkości chłodzenia rdzenia i powierzchni przedmiotu hartowanego. Zasięg działania tych naprężeń jest porównywalny z wymiarami przedmiotu. Naprężenia 2-go rodzaju tworzą się wskutek zachodzących przemian

fazowych połączonych z dużymi zmianami objętościowymi, zasięg ich działania jest zbliżony do wielkości ziarna. Naprężenia 3-go rodzaju są spowodowane naruszeniem prawidłowego rozmieszczenia atomów w strukturze krystalicznej i mają charakter lokalny. Naprężenia 2-go i 3-go rodzaju nazywane są naprężeniami strukturalnymi lub mikronaprężeniami.

8.4.3. Odpuszczanie

8.4.3.1. Rodzaje odpuszczania

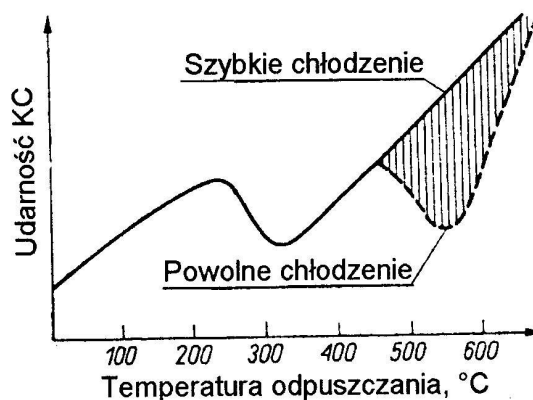
W zależności od temperatury odpuszczania wyróżnia się:

- odpuszczanie niskie,
- odpuszczanie średnie,
- odpuszczanie wysokie.

Odpuszczanie niskie jest wykonywane w $150\div 250^{\circ}\text{C}$ i stosowane jest dla narzędzi do pracy na zimno, sprawdzianów i sprężyn. Celem takiego odpuszczania jest usunięcie naprężeń hartowniczych z zachowaniem wysokiej twardości, wytrzymałości i odporności na ścieranie przy małej odporności na pękanie. Struktura stali po takim odpuszczaniu nazywana jest martenzytem niskoodpuszczonym.

Odpuszczanie średnie wykonuje się w $250\div 500^{\circ}\text{C}$ i stosowane jest dla sprężyn, resorów, matryc kuziennych, części broni. Twardość stali ulega niewielkiemu zmniejszeniu w stosunku do stanu zahartowanego lecz zostaje zachowana wysoka wytrzymałość, sprężystość a zwiększa się odporność na pękanie. Struktura po średnim odpuszczaniu jest martenzyt średnioodpuszczony.

Odpuszczanie wysokie jest wykonywane w temperaturach wyższych od 500°C lecz niższych od A_{c1} . Celem jest uzyskanie optymalnej kombinacji własności plastycznych i wytrzymałościowych. Stosowane jest dla części maszyn, m.in. kół zębatach, wałów korbowych i napędowych, części silników, układów kierowniczych itp. Struktura po takim odpuszczaniu jest sorbit (drobnodispersyjny cementyt w osnowie ferrytycznej).



Rys. 8.20. Wpływ temperatury odpuszczania na udarność stali wrażliwych na kruchość odpuszczania, wg A.P. Gulajewa

8.4.3.2. Kruchość odpuszczania I-go rodzaju (nieodwracalna)

Kruchość odpuszczania I rodzaju zwana kruchością nieodwracalną przejawia się spadkiem odporności na pękanie po odpuszczaniu stali w zakresie $250\div 450^{\circ}\text{C}$ **rys. 8.20**. Najważniejsze z hipotez wyjaśniających spadek odporności na pękanie po odpuszczaniu w tym zakresie tłumaczą to zjawisko:

- nierównomiernym rozkładem martenzytu na granicach i wewnątrz ziarn byłego austenitu,
- wydzielaniem na granicach ziarn byłego austenitu węgla ϵ w postaci błonek,

- rozpadem austenitu szczątkowego.

Brak przekonujących dowodów doświadczalnych na poparcie wyżej wymienionych hipotez powoduje pojawianie się nowych, wśród których warto wymienić hipotezę tłumaczącą to zjawisko rozpuszczaniem się węgla ϵ i lokalnym wzbogaceniem w węgiel stref granic ziarn byłego austenitu i granic komórek struktury dyslokacyjnej. Przełomy stali odpuszczonej w zakresie występowania kruchości odpuszczania I-go rodzaju przebiegają bowiem w znacznym stopniu po granicach struktury komórkowej.

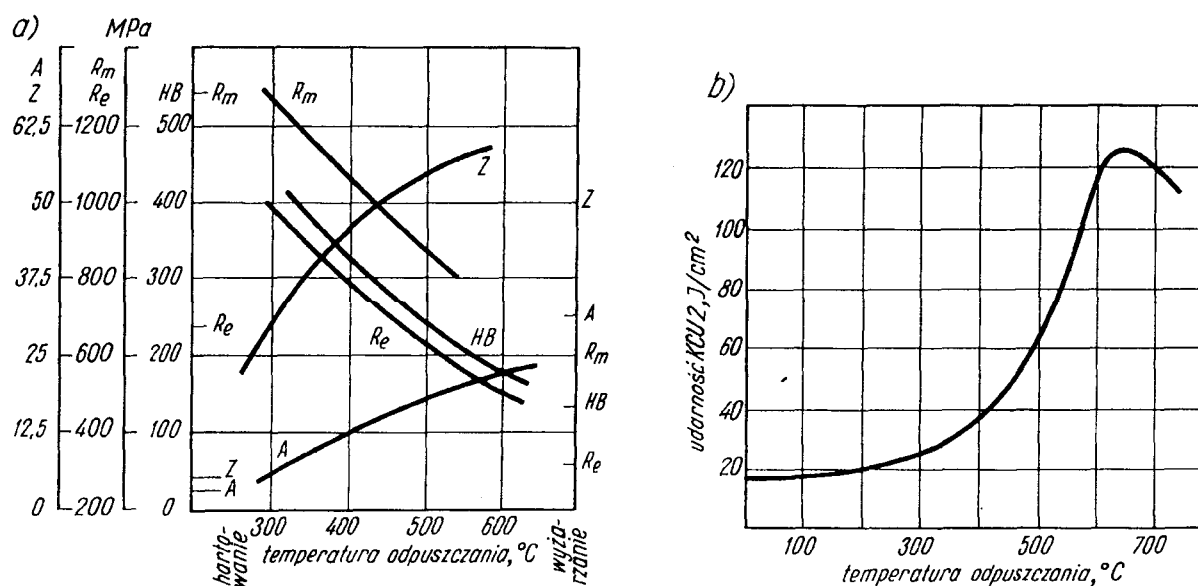
8.4.3.3. Kruchość odpuszczania II-go rodzaju (odwracalna)

Kruchość odpuszczania II rodzaju występuje po odpuszczaniu powyżej 500°C (rys.8.20) i powolnym chłodzeniu. Kruchość tę można usunąć poprzez powtórne nagrzanie do temperatury powyżej 500°C i szybkie ochłodzenie w oleju lub w wodzie. Zapobiec tej kruchości można natomiast poprzez dodanie do stali do ok. $0,4\%\text{Mo}$.

Przypuszcza się, że przyczyną odwracalnej kruchości odpuszczania jest wstępująca dyfuzja atomów fosforu (także atomów antymonu, arsenu lub cyny) do granic ziarn, które zostają zubożone w pierwiastki stopowe (np. mangan czy chrom) wskutek utworzenia się tam węglików typu M_3C podczas odpuszczania. Przy małym stężeniu molibdenu (do ok. $0,4\%$), pierwiastek ten nie tworzy własnych węglików podczas odpuszczania i nie koncentruje się w cementycie, przez co zapobiega wstępującej dyfuzji fosforu i utwardzaniu tych obszarów. Korzystny wpływ molibdenu wspomaga duża skłonność tego pierwiastka do segregacji do granic ziarn, co przy braku skłonności do rozpuszczania się w cementycie, skutecznie uniemożliwia wstępującą dyfuzję fosforu do tych obszarów.

8.4.3.4. Własności stali niestopowych po odpuszczaniu

W wyniku odpuszczania zwiększają się wszystkie wskaźniki określające plastyczność stali (wydłużenie, przewężenie) i odporność na pękanie (udarność), natomiast obniżają się własności wytrzymałościowe (wytrzymałość na rozciąganie R_m , granica plastyczności R_e) a także twardość HB rys. 8.21.



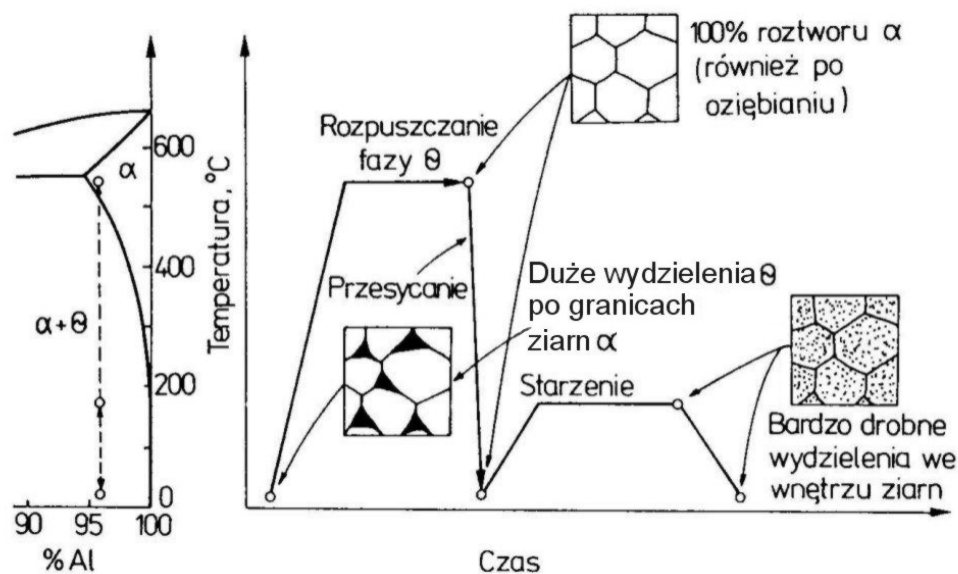
Rys. 8.21. Wpływ temperatury odpuszczania stali 0,4%C na: a) własności mechaniczne, b) udarność, wg S. Rudnika

W porównaniu do stali wyżarzonych o tej samej twardości znacznie zwiększa się udarność i plastyczność oraz iloraz R_e/R_m . Zwiększenie ilorazu R_e/R_m jest miarą ulepszenia materiału poprzez obróbkę cieplną. Stąd obróbka cieplna składająca się z hartowania i wysokiego odpuszczania, jest nazywana ulepszeniem cieplnym. Podczas odpuszczania następuje także usuwanie naprężeń własnych powstałych podczas hartowania. Im wyższa temperatura odpuszczania, tym w większym stopniu zachodzi odprężenie materiału.

8.4.4. Przesycanie i starzenie

Przesycanie polega na nagraniu stopu do zakresu istnienia jednorodnego roztworu stałego (α na rys. 8.22) celem rozpuszczenia wydzielonej fazy, wygrzaniu i następnie na tyle szybkim chłodzeniu aby nie dopuścić do wydzielania się rozpuszczonej uprzednio fazy. W wyniku przesycania stop uzyskuje strukturę jednofazową.

Starzeniem nazywa się nagrzanie uprzednio przesycanego stopu do temperatury niższej od linii granicznej rozpuszczalności, wygrzaniu w tej temperaturze i chłodzeniu. Podczas starzenia następuje wydzielanie z przesycanego roztworu składnika znajdującego się w nadmiarze, w postaci drobnodispersyjnych wydzieliń. Starzenie zwiększa własności wytrzymałościowe stopu kosztem pewnego zmniejszenia własności plastycznych. Jeżeli starzenie następuje w trakcie wytrzymywania przesycanego stopu w temperaturze pokojowej, nosi wówczas nazwę starzenia naturalnego.



Rys. 8.22. Schemat przesycania i starzenia stopu AlCu4, wg M. Blicharskiego

8.5. Obróbka cieplno-chemiczna stali

Celem obróbki cieplno-chemicznej jest uzyskanie odpowiednich własności fizykochemicznych (np. zwiększenie odporności na ścieranie, żaroodporności) drogą dyfuzyjnej zmiany składu chemicznego warstw wierzchnich materiału.

8.5.1. Nawęglanie

Cel: Uzyskanie twardej, odpornej na ścieranie warstwy przy zachowaniu ciągliwego rdzenia. Polega na nasyceniu węglem wierzchnich warstw części wykonanych ze stali niskowęglowych. Sposób wykonania i własności: Nagrzanie niskowęglowej stali w odpowiednim ośrodku nawęglającym gazowym lub stałym (tzw. nawęglanie w proszkach) do temperatury powyżej

Ac₃, wytrzymanie przez czas wystarczający do uzyskania żądanej grubości warstwy nawęglonej z następnym powolnym chłodzeniem. Głównymi składnikami ośrodków gazowych są: CO, węglowodory nasycone C_nH_{2n+2} i węglowodory nienasycone C_nH_{2n}. Jako ośrodki stałe stosowane są proszki będące mieszaniną węgla drzewnego i środków przyspieszających nawęglanie (węglan baru lub sodu). Po nawęglaniu stal jest hartowana i nisko odpuszczana. Poprzez nawęglanie i następną obróbkę cieplną twardość (na powierzchni) stali niskowęglowej może osiągać 60÷65HRC, grubość warstwy nawęglonej nie przekracza zazwyczaj 2 mm.

8.5.2. Azotowanie

Cel: Otrzymanie bardzo twardej i odpornej na ścieranie warstwy wierzchniej, bez potrzeby dalszej obróbki cieplnej. Azotowanie zwiększa również odporność na korozję stali oraz wytrzymałość zmęczeniową. Stosowane jest dla stali zazwyczaj uprzednio ulepszonych cieplnie. Sposób wykonania i własności: Wyrzewanie materiału w temperaturze z zakresu 500÷700°C (przez czas od 0,5 do 80 godzin) w atmosferze częściowo zdysocjowanego amoniaku NH₃. Żądane własności uzyskuje się m.in. dzięki powstaniu w warstwie wierzchniej azotków i węglikoazotków żelaza oraz pierwiastków stopowych (np. aluminium, chrom, tytan czy wanad). Twardość naazotowanej stali może dochodzić nawet do 1200HV a więc do znacznie większych wartości niż dla stali nawęglonej i następnie zahartowanej. Grubość warstwy naazotowanej nie przekracza 0,6 mm. Warstwa ta jest bardzo krucha.

8.5.3. Węgloazotowanie

Cel: Zwiększenie twardości, odporności na ścieranie, poprawienie wytrzymałości zmęczeniowej. Sposób wykonania i własności: Węgloazotowanie wykonuje się w ośrodkach gazowych lub ciekłych (tzw. cyjanowanie); stosowanie ośrodków stałych (proszków) jest ograniczone z uwagi na wysoki koszt i małą wydajność. Rozróżnia się węgloazotowanie wysokotemperaturowe (800÷950°C), zbliżone do procesu nawęglania z rolą azotu jako elementu poprawiającego parametry nawęglania, oraz węgloazotowanie niskotemperaturowe (500÷600 °C) – stosowane głównie do stali szybkotnących, umożliwiające uzyskanie twardości 1000÷1100HV – zbliżone do procesu azotowania (przy przyspieszaniu przez węgiel dyfuzji azotu w stali).

Węgloazotowanie stosowane jest dla stali nisko i średniowęglowych. W porównaniu z warstwą nawęgloną, warstwa węgloazotowana cechuje się większą twardością i odpornością na ścieranie. Zwiększona jest również odporność na zmęczenie.

8.5.4. Metalizowanie dyfuzyjne

Nasycanie powierzchniowej warstwy przedmiotów stalowych lub żeliwnych składnikami metalicznymi (czasem również niemetalicznymi) w ośrodkach stałych, ciekłych lub gazowych nosi nazwę metalizowania dyfuzyjnego.

8.5.4.1. Chromowanie

Cel: Zwiększenie twardości warstwy powierzchniowej (chromowanie utwardzające), stosowane dla stali o średniej i wysokiej zawartości węgla (głównie materiały na narzędzia do pracy na zimno i na gorąco). Chromowanie może mieć także na celu poprawę odporności na korozję i żaroodporności (chromowanie antykorozyjne) stali o niskiej zawartości węgla (elementy armatury wodociągowej, części maszyn przemysłu spożywczego).

Sposób wykonania i własności: Chromowanie dyfuzyjne polega na nasycaniu chromem powierzchni przedmiotów wykonanych ze stali, żeliwa lub staliwa. Proces prowadzony jest w 880÷1050°C w czasie od 3 do 12 godzin. W zależności od rodzaju ośrodka rozróżnia się chromowanie proszkowe, kąpielowe i gazowe (najczęściej w środowiskach zawierających

halogenki chromu). W zależności od zawartości węgla w stali po chromowaniu może utworzyć się warstwa o strukturze roztworu stałego chromu w żelazie α (stale niskowęglowe) lub warstwa o strukturze węglkowej (stale o większej zawartości węgla). Minimalna grubość warstwy wynosi około 0,05 mm, twardość 1000÷500 HV.

8.5.4.2. Aluminowanie

Cel: Zwiększenie odporności na korozję i żaroodporności

Sposób wykonania i własności: Aluminowanie wykonywane jest albo metodą zanurzeniową (w kąpeli czystego aluminium lub jego stopów) albo metodą proszkową (przy użyciu proszków aluminium, tlenku aluminium, salmiaku, żelazoaluminium). Aluminowane stale niestopowe są odporne na działanie temperatury do 950°C a aluminowane stale stopowych (żaroodporne) – do 1200°C. Aluminowanie zwiększa również istotnie odporność na korozję w środowiskach roztworów wodnych, w gazach spalinowych i w płynnej siarce. Aluminowanie stosowane jest szeroko, m.in. w przemyśle motoryzacyjnym oraz przy budowie pieców i innych urządzeń grzewczych oraz osprzętu do nich. Celem obniżenia kruchości warstwy naaluminowanej, wywołanej przez tworzące się fazy międzymetaliczne oraz celem zwiększenia grubości warstwy, stosuje się po aluminowaniu dodatkowo wyżarzanie dyfuzyjne w 900÷1050°C przez 3 do 5 godzin.

8.5.4.3. Borowanie

Cel: Zwiększenie odporności części maszyn i narzędzi na ścieranie, szczególnie na działanie luźnego ścierniwa. Borowaniu poddaje się m.in. narzędzia wiertnicze, elementy pomp, osie, koła napędowe pojazdów gąsienicowych, narzędzia do pracy na zimno i gorąco (tłoczники, matryce, formy do tworzyw).

Sposób wykonania i własności: Borowanie dzieli się na proszkowe, kąpielowe i elektrolityczne. Nośnikami boru są następujące związki: B_4C , $Na_2O_4B_7$, KBF_4 oraz żelazobor (jako dodatek w metodzie kąpielowej). Temperatury borowania, we wszystkich trzech metodach, są zbliżone i mieszczą się w zakresie 850÷1050°C (czas borowania od 3 do 8 godzin). W wyniku borowania tworzą się warstwy zbudowane z borków żelaza FeB i Fe_2B . Borowane części lub narzędzia poddaje się zwykle hartowaniu. Grubość warstw borowanych na stalach stopowych wynosi 0,08÷0,15 mm, na stalach niestopowych dochodzi do 0,3 mm a uzyskiwane twardości sięgają 2000 HV.