

Kompendium do ćwiczeń laboratoryjnych

WPLYW OBRÓBKİ CIEPLNEJ NA STRUKTURĘ I WŁASNOŚCI STALI

Podstawy teoretyczne

1. Przemiany podczas nagrzewania w zakres austenitu

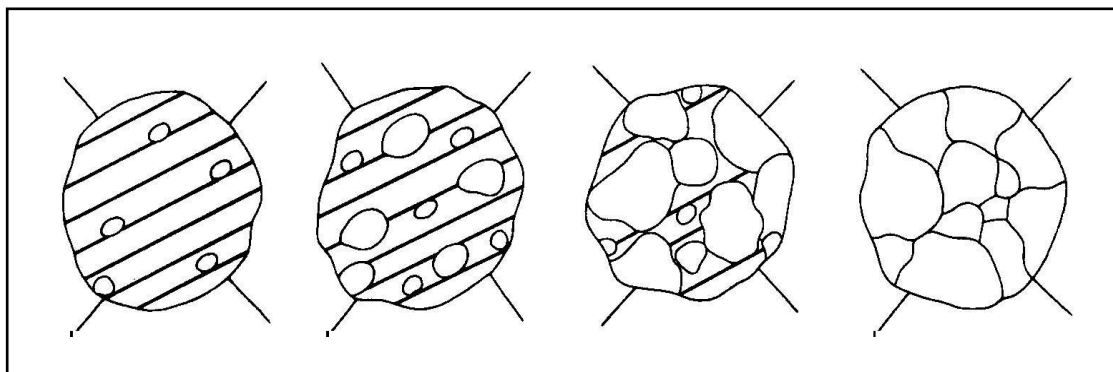
1.1. Tworzenie się austenitu w stalach węglowych

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.

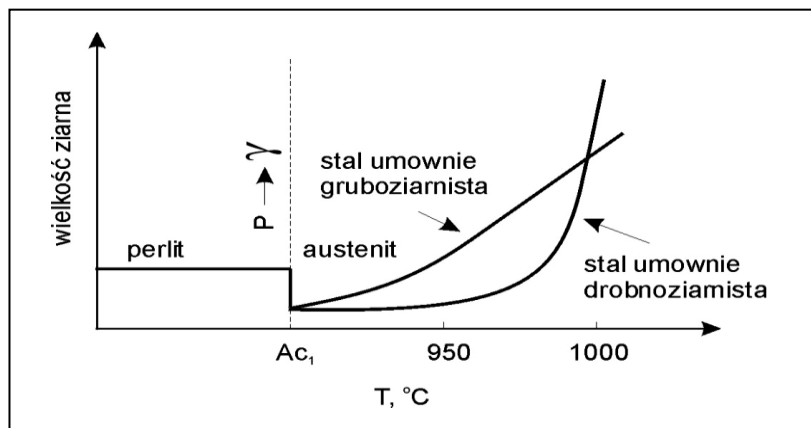
1.2. Zagadnienie wielkości ziarna austenitu

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. 1**.



Rys. 1. Schemat przebiegu przemiany perlitu w austenit

Dla stali umownie drobnoziarnistej - por. **rys. 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 wydzieli (przy temperaturze $950 \div 1000^\circ C$).



Rys. 2. Wpływ temperatury na wielkość ziarna austenitu w stalach eutektoidalnych

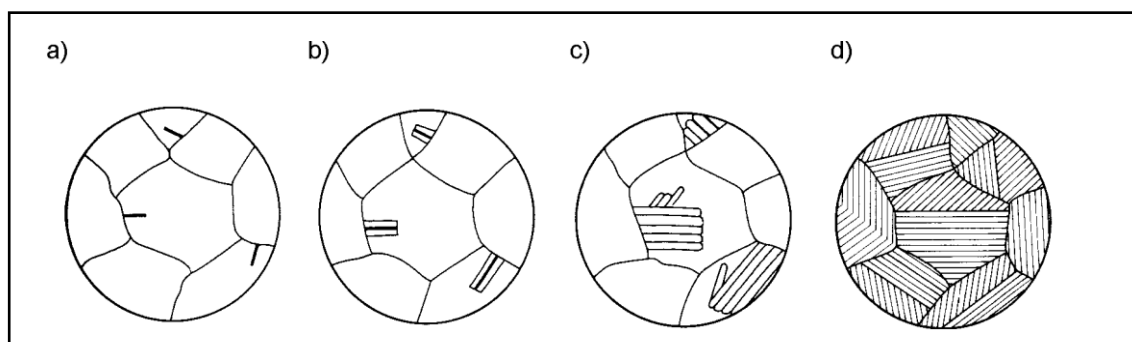
2. Przemiany przy chłodzeniu austenitu

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 \rightarrow perlit poprzedzona jest wydzielaniem się ferrytu a nadeutektoidalnych wydzielaniem się cementytu drugorzędowego (wtórnego). Przemiany austenitu zachodzące podczas wolnego chłodzenia, kiedy podstawową rolę odgrywają procesy dyfuzji, noszą nazwę przemian dyfuzyjnych austenitu.

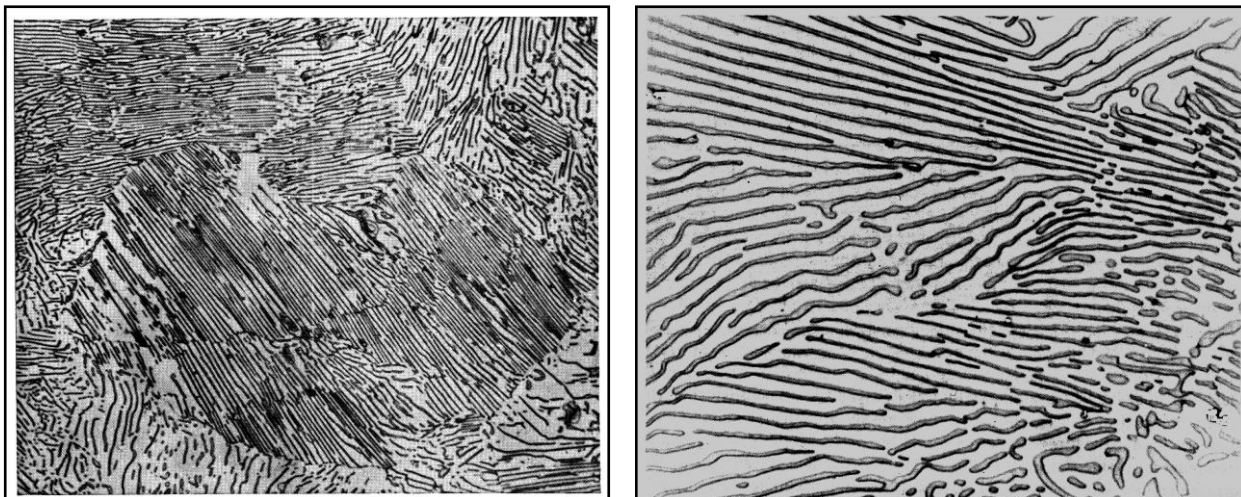
2.1. Przemiany dyfuzyjne austenitu

2.1.1. Przemiana eutektoidalna austenitu w perlit

Przemiana ta (zwana przemianą perlityczną) zachodzi po ochłodzeniu austenitu poniżej temperatury A_{r1} . 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 (rys. 3). 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 (rys. 3 i 4). 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.



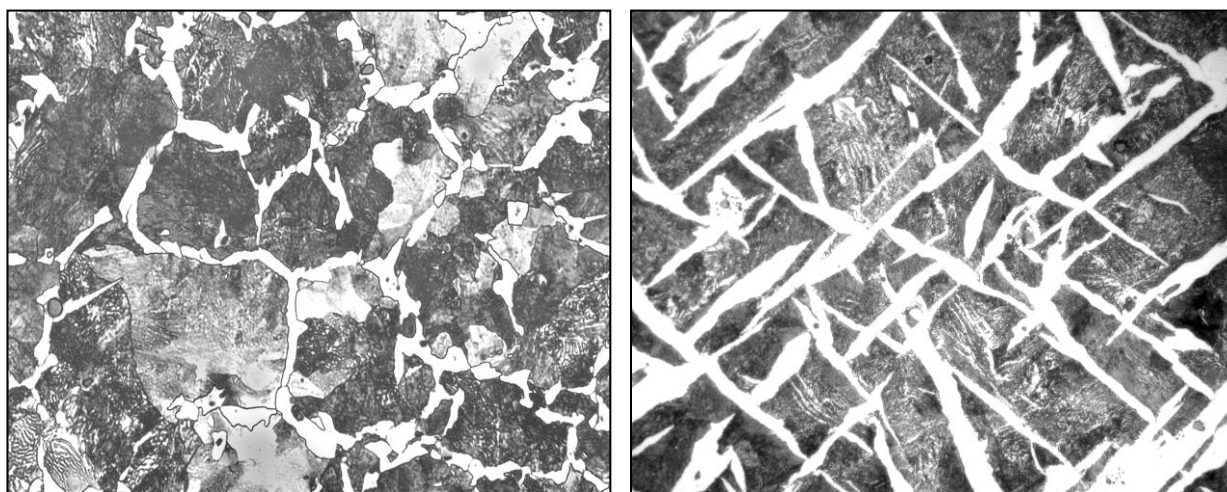
Rys. 3. Schemat przebiegu przemiany austenitu w perlit, wg R. F. Mehla



Rys. 4. Struktura stali eutektoidalnej (perlitycznej) (a) oraz morfologia kolonii perlitu przy dużym powiększeniu (b) – widoczna budowa płytkowa.

2.1.2. Wydzielanie ferrytu w stalach podeutektoidalnych

Wydzielanie się ferrytu z austenitu przy chłodzeniu rozpoczyna się po przekroczeniu linii GS (temperatura Ar_3) i trwa aż do osiągnięcia linii PS czyli do rozpoczęcia przemiany eutektoidalnej (temperatura Ar_{1s}) 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.



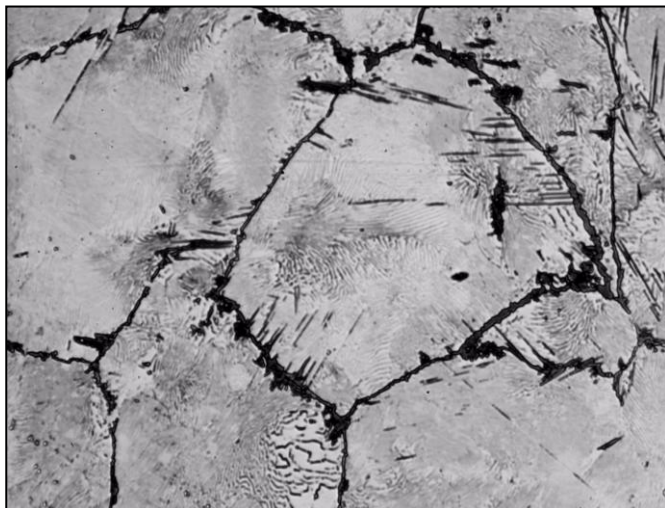
Rys. 5. Struktura stali podeutektoidalnej: (a) z wydzieleniami ferrytu po granicach ziarn byłego austenitu oraz (b) tzw. struktura Widmannstättena w stali podeutektoidalnej.

Zarodki ferrytu tworzą się na granicach ziarn austenitu. W stalach o zawartości węgla powyżej 0,6÷0,7%, ilość ferrytu jest tak mała, że występuje on w postaci siatki na granicach ziarn (rys. 5a). 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 Ar_3 i Ar_{1s} , ferryt wówczas krystalizuje wewnątrz ziarn austenitu wzdłuż uprzywilejowanych kierunków krystalograficznych (rys. 5b). Stale o takiej strukturze wykazują dużą kruchość.

2.1.3. Wydzielanie cementytu drugorzędowego w stalach nadeutektoidalnych

W stalach nadeutektoidalnych przemianę austenitu w perlit poprzedza wydzielanie się cementytu drugorzędowego (wtórnego) po przekroczeniu podczas chłodzenia linii SE na wykresie żelazo-cementyt (temperatury $A_{r_{cm}}$). Jest to linia malejącej rozpuszczalności węgla w austenicie (od 2,11% C przy temperaturze przemiany eutektycznej do 0,77% C przy temperaturze przemiany eutektoidalnej). Wydzielenia cementytu drugorzędowego występują najczęściej w postaci siatki na granicach ziarn austenitu, siatka ta zwiększa swą grubość ze wzrostem zawartości węgla (rys. 6).

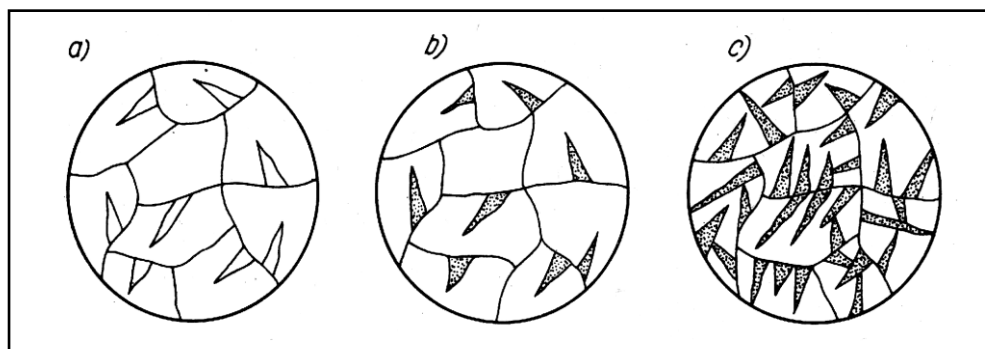


Rys. 6. Wydzielenia cementytu drugorzędowego wzdłuż granic ziaren byłego austenitu w stali nadeutektoidalnej.

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

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, tzn. dyfuzyjno-bezdyfuzyjnym. W wyniku przemiany pośredniej (rys. 7) 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 rysunkach 8 a i b pokazano mechanizmy tworzenia się bainitu górnego i dolnego.

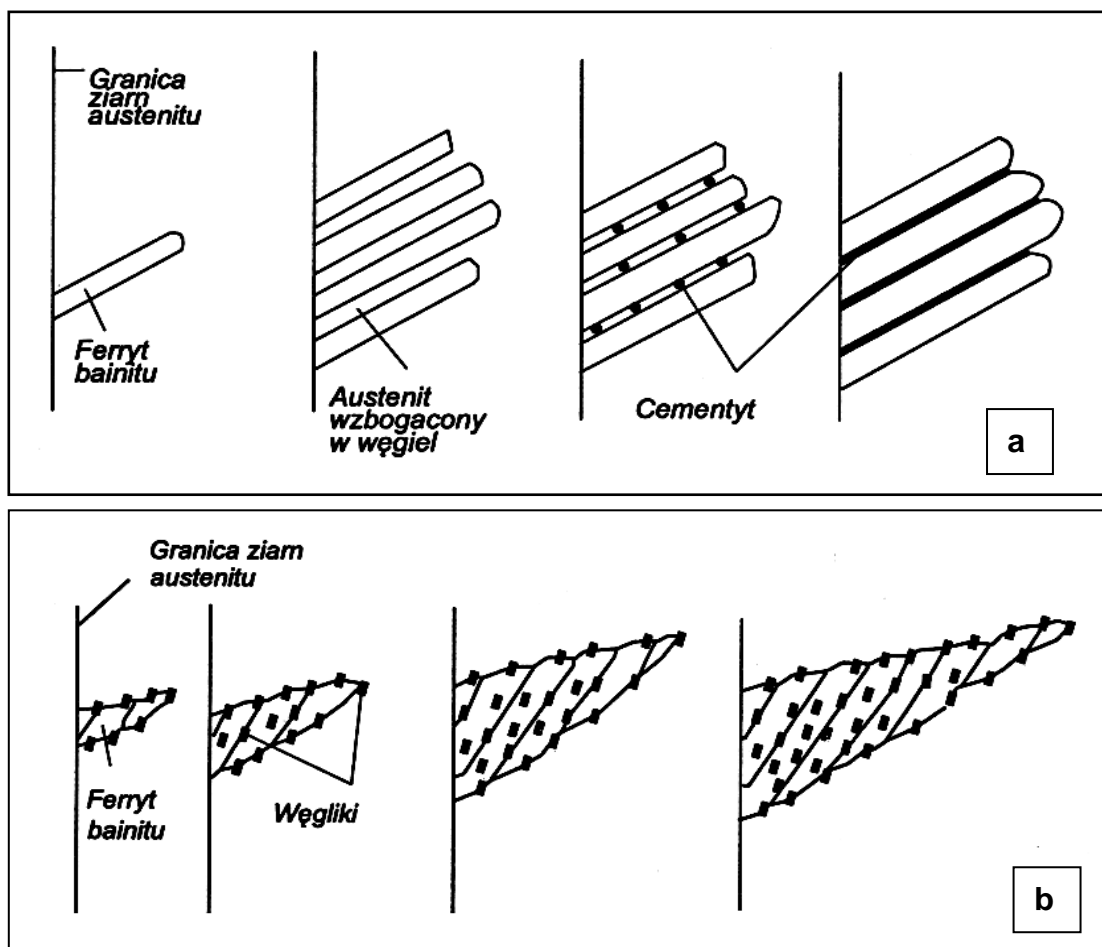


Rys.7. Schemat przebiegu przemiany bainitycznej, wg M. Blicharskiego

2.2.1. Tworzenie się bainitu górnego i dolnego

Bainit górny powstaje w zakresie temperatur $550\pm 400^{\circ}\text{C}$ (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 wydzielenia cementytu (rys. 8a). Bainit górny ma charakter pierzasty, stal o takiej strukturze wykazuje bardzo małą odporność na pękanie.

Bainit dolny powstaje przy 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 drobnodyspersyjnych wydzielen węglików wewnątrz listew ferrytu. Wydzielenia te są w postaci płytkowej i rozmieszczone w równoległych rzędach (rys. 8b). Ze wzrostem szybkości chłodzenia zwiększa się przesyconie węglem listew ferrytu oraz dyspersja węglików.



Rys.8. Schematy tworzenia się bainitu: (a) górnego i (b) dolnego, wg M. Blicharskiego

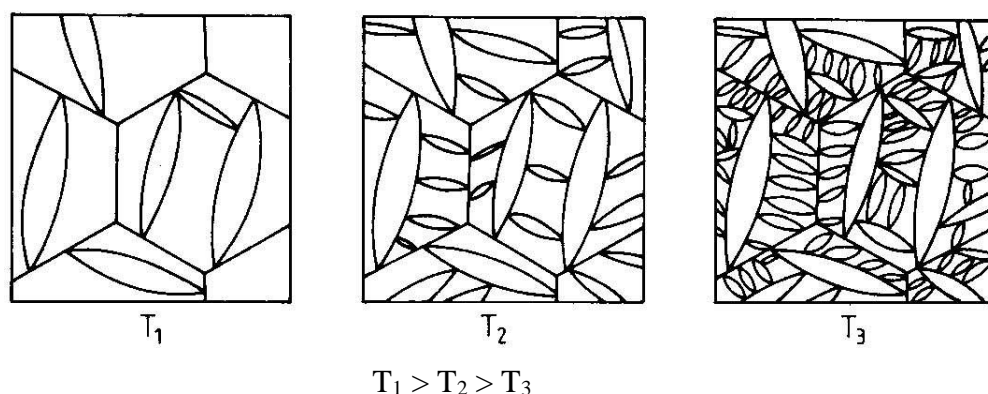
2.3. Przemiana bezdyfuzyjna austenitu

2.3.1. Cechy przemiany martenzytycznej

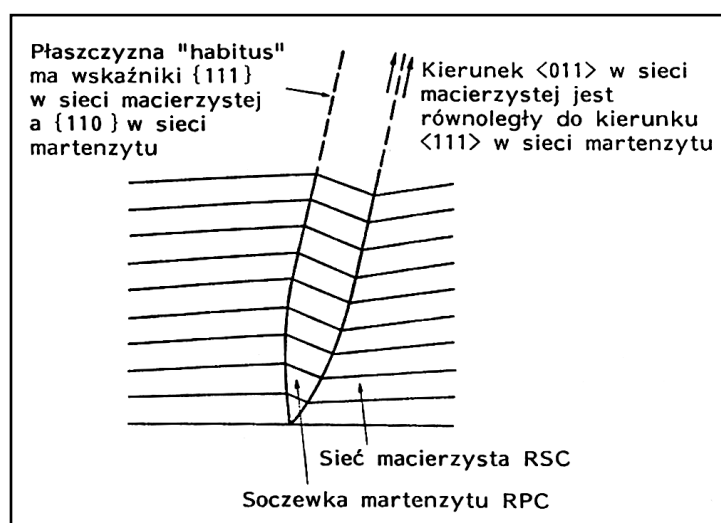
Przemiana martenzytyczna jest przemianą bezdyfuzyjną i polega tylko na przebudowie struktury krystalicznej z regularnej ściennie centrowanej austenitu na regularną przestrzennie centrowaną martenzytu. W zależności od zawartości węgla w martenzytcie, struktura regularna przestrzennie centrowana ulega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

Przemiana martenzytyczna w stalach zachodzi tylko w warunkach ciągłego chłodzenia w zakresie pomiędzy temperaturą M_s (martenzyt start) a temperaturą M_f (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.

Przemiana martenzytyczna zachodzi z bardzo dużą prędkością, porównywalną z prędkością rozchodzenia się dźwięku w stali ($1000 \div 7000$ 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. 9**).



Rys. 9. Schemat powstawania igieł martenzytu w ziarnach austenitu, wg M. Blicharskiego



Rys. 10. Schemat przedstawiający orientację krystalograficzną igieł (soczewek) martenzytu powstających w osnowie austenitu.

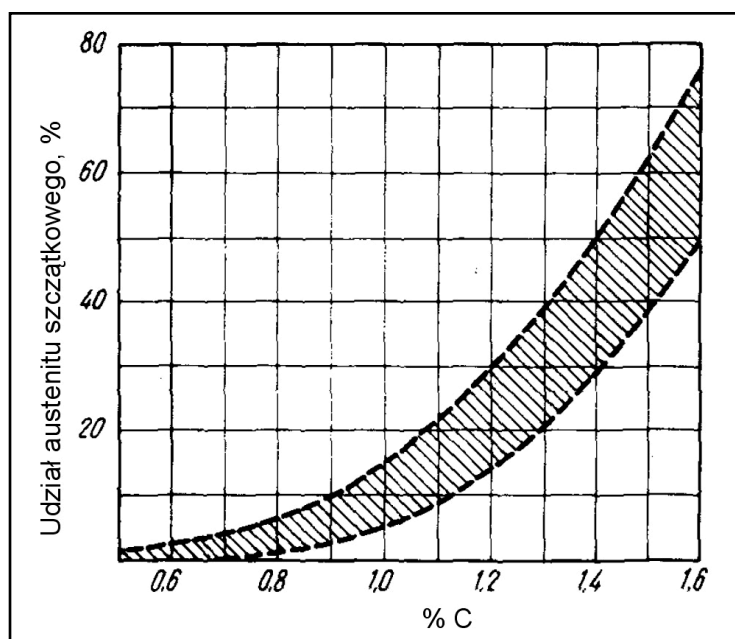
Powstające w obrębie jednego ziarna igły martenzytu są ukierunkowane względem pozostałych pod kątem 60 lub 120° , mają one bowiem określoną orientację krystalograficzną, względem ziarn austenitu (rys. 10). Orientację tę określił Kurdiumow i Sachs:

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

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

Postęp przemiany jest hamowany przez rosnące naprężenia ściskające w austenicie (większa objętość martenzytu od austenitu) 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. 11).



Rys. 11. Wpływ stężenia węgla w austenicie na udział austenitu szczątkowego, wg A.P. Gulajewa

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 (rys. 12).

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.

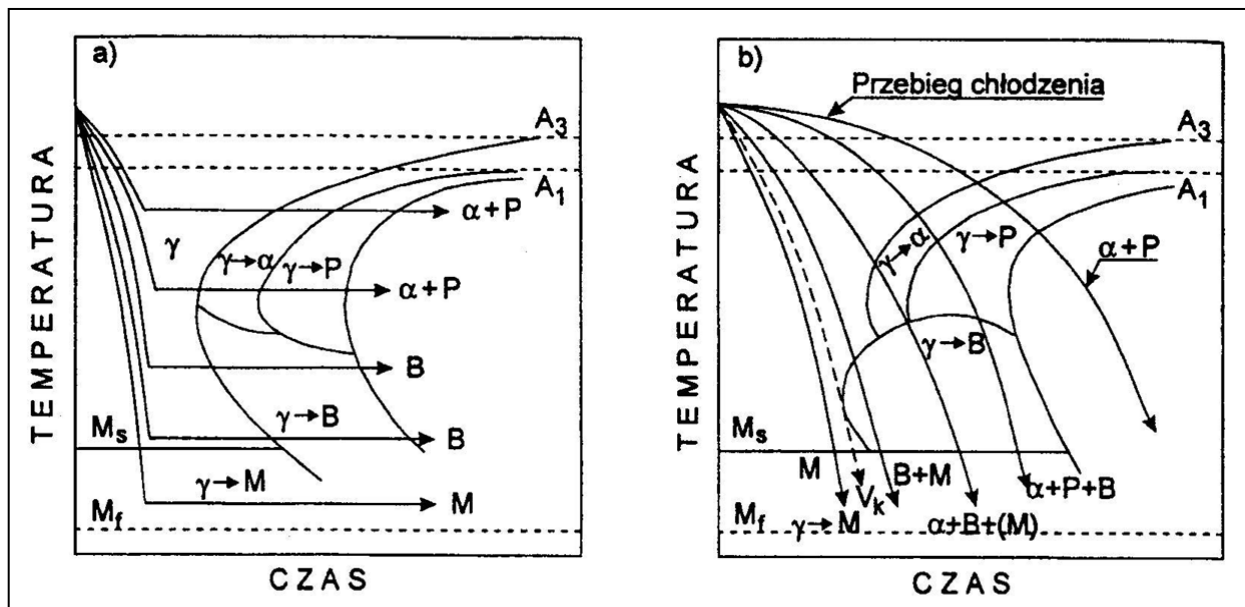
Po zastosowaniu wysokich temperatur austenitowania austenit szczątkowy może tworzyć cienkie warstwy (tzw. film) między listwami (płytkami) martenzytu.



Rys. 12. Mikrostruktura martenzytu widoczna przy dużym powiększeniu

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) – rys. 13 a i b. 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. 13. Schematy wykresów przemian przechłodzonego austenitu stali podeutektoidalnej: (a) wykres CTPi, (b) wykres CTPc; γ – austenit, α – ferryt, P – perlit, B – bainit, M – martenzyt, wg L.A. Dobrzańskiego

3. Przemiany przy nagrzewaniu ze stanu zahartowanego – odpuszczanie stali

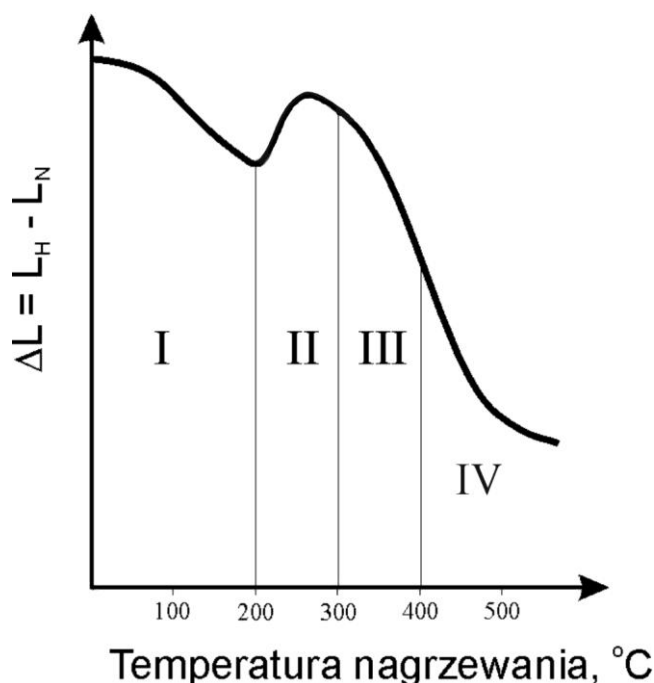
Odpuszczanie polega na nagrzaniu stali zahartowanej do temperatury niższej od A_{c1} , wygrzaniu przy tej temperaturze i ochłodzeniu do temperatury pokojowej. Odpuszczanie należy

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.

3.1. Procesy wydzielania podczas odpuszczania

W pierwszym (I) stadium odpuszczania wyżej węglowych stali niestopowych (w zakresie do ok. 200°C – rys. 14) następuje zmniejszenie tetragonalności martenzytu (skurcz na krzywej dylatometrycznej) wskutek wydzielania się nadmiaru węgla w postaci koherentnych z osnową węglików przejściowych (np. ϵ -Fe_{2,4}C).

Zmniejszenie stopnia przesycenia martenzytu węglem i związane z tym zmniejszenie naprężeń ściskających powoduje, iż w następnym, drugim (II) stadium odpuszczania (ok. 200÷300°C) następuje przemiana austenitu szczątkowego w martenzyt odpuszczony. Przemiana ta jest zbliżona swoim mechanizmem do przemiany bainitycznej i powoduje wzrost długości próbki zahartowanej w porównaniu z próbką niezahartowaną.



Rys. 14. Zmiana różnicy długości ΔL próbki zahartowanej L_H i niezahartowanej L_N podczas nagrzewania stali niestopowej o wyższej zawartości węgla

W trzecim (III) stadium odpuszczania (ok. 300÷400°C) następuje przemiana węglików przejściowych ϵ w cementyt Fe₃C. Przemiana ta zachodzi mechanizmem zarodkowania niezależnego, tzn. polega na rozpuszczaniu się węglików przejściowych ϵ (chwilowe ponowne przesycenie osnowy węglem) i niezależnym wydzielaniu się cementytu.

Ostatnim, czwartym stadium odpuszczania (powyżej ok. 400°C), następuje 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) następuje 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.

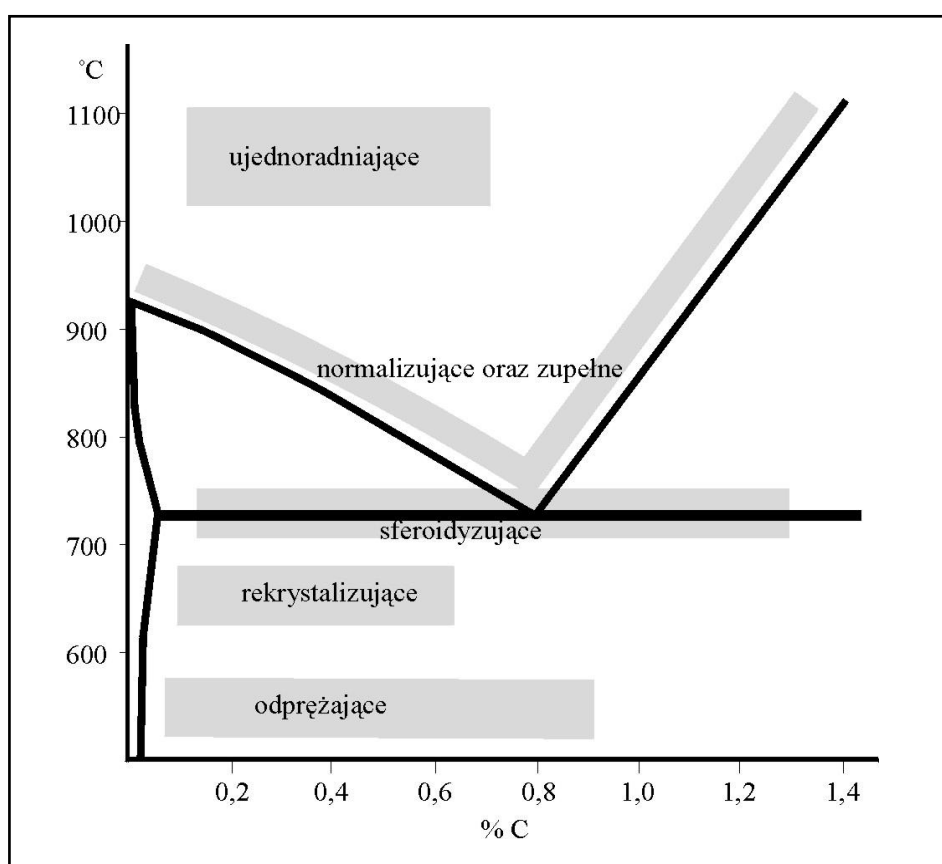
4. Klasyfikacja zabiegów obróbki cieplnej

4.1. Wyżarzanie

Wyżarzanie jest to zabieg obróbki cieplnej polegający na nagrzaniu stali do określonej temperatury, wytrzymaniu przy tej temperaturze i następnym powolnym studzeniu. Celem tego zabiegu jest przybliżenie stanu stopu do warunków równowagi. Zakresy temperatur niektórych rodzajów wyżarzania przedstawiono na rys. 15.

4.1.1. Wyżarzanie ujednoradniające

Cel wyżarzania: Zmniejszenie niejednorodności składu chemicznego. Stosowane głównie dla wlewków. Sposób wykonania: Nagrzanie stali do temperatury $1050 \div 1250^{\circ}\text{C}$, (ok. $100 \div 200^{\circ}\text{C}$ poniżej temperatury początku nadtopień, czyli linii solidus), wygrzanie i następne studzenie.



Rys. 15. Zakresy temperatur niektórych rodzajów wyżarzania stali węglowych na tle fragmentu wykresu żelazo cementyt.

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.

4.1.3. Wyżarzanie niezupełne

Cel wyżarzania: Stosowane jako odmiana wyżarzania zupełnego w tych przypadkach gdy postać wydzieleni 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.

4.1.4. Wyżarzanie normalizujące

Cel wyżarzania: Uzyskanie jednorodnej 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 $A_1 \div A_{cm}$).

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 przy tej temperaturze aż do zakończenia przemiany perlitycznej i następne chłodzenie w powietrzu. Stosowane jest często, jako wyżarzanie zmiękczające.

4.1.6. Wyżarzanie sferoidyzujące

Cel wyżarzania: Zmniejszenie twardości wskutek zmiany kształtu wydzieleni 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.

4.1.7. Wyżarzanie odpężające

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.

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.

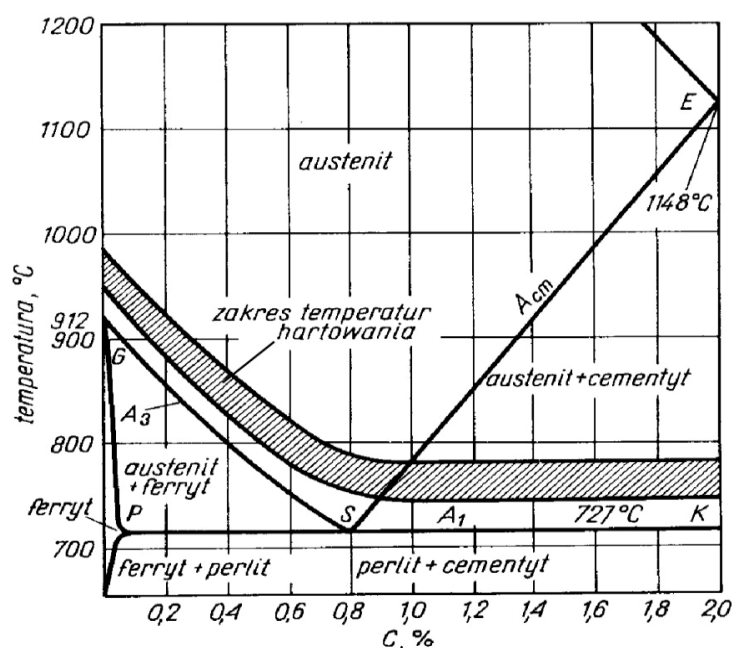
4.2. Hartowanie

Rozróżnia się hartowanie martenzytyczne i bainityczne. Hartowanie martenzytyczne polega na nagrzaniu stali do temperatury austenitzowania, 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.

4.2.1. Temperatury hartowania stali węglowych

Stale niestopowe podeutektoidalne hartuje się od temperatur $30\div 50^\circ\text{C}$ wyższych od A_{c3} zaś stale nadeutektoidalne od temperatur $30\div 50^\circ\text{C}$ wyższych od A_{c1} (rys. 16).

Dolna granica zakresu $30\div 50^\circ\text{C}$ wynika z konieczności ujednolodnienia 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 A_{c1} rozpoczyna się rozpuszczanie cementytu drugorzędowego, co lokalnie wzbogaca austenit w węgiel). Nagrzewanie natomiast do temperatur wyższych niż 50°C od temperatur krytycznych (A_{c3} czy A_{c1}) 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 szcążkowego). Zwiększenia temperatury austenitzowania doprowadziłyby również do wzrostu ziarna austenitu, zmniejszając odporność na pękanie stali.



Rys. 16. Zakres temperatur hartowania stali węglowych

W procesach obróbki cieplnej wykorzystuje się następujące ośrodki chłodzące:

- woda oraz wodne roztwory soli, zasad i polimerów,
- oleje hartownicze,
- kąpiele solne i metaliczne,

- powietrze i inne gazy.

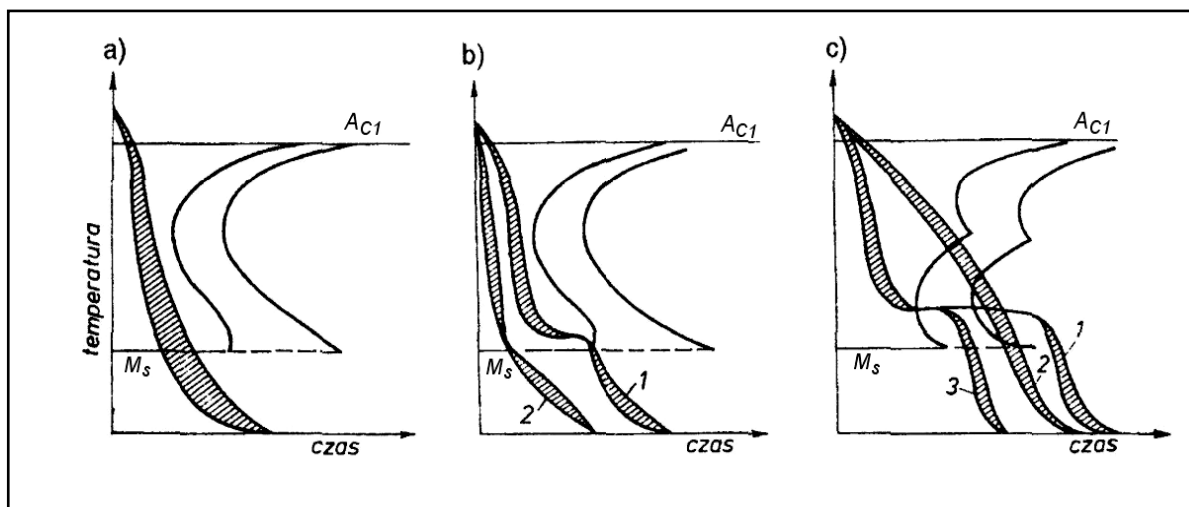
W przypadku, gdy z uwagi na skład chemiczny austenitu hartowanej stali temperatura M_f jest niższa od temperatury 0°C , stosowana jest tzw. obróbka podzerowa, zwana również wymrażaniem. Polega ona na chłodzeniu stali bezpośrednio po hartowaniu do temperatury niższej od 0°C , wytrzymaniu przy tej temperaturze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

4.2.2. Rodzaje hartowania

Rozróżnia się hartowanie objętościowe i powierzchniowe. Przy hartowaniu objętościowym austenitowanie 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 austenitowania do temperatury otoczenia (rys. 17a). Po takim chłodzeniu w przedmiocie tworzą się największe naprężenia hartownicze.
- Hartowanie stopniowe, które polega na chłodzeniu przedmiotu z przystankiem izotermicznym (rys. 17b – krzywa 1), które realizuje się zwykle poprzez chłodzenie w stopionych solach o temperaturze wyższej od M_s o ok. $20\div 40^\circ\text{C}$. 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. 17. Sposoby hartowania objętościowego a) zwykłe, b) stopniowe (1), przerywane (2), c) bainityczne: izotermiczne (1), ciągłe (2), martempering (3), wg S. Prowansa

- Hartowanie przerywane (rys. 17b – 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. 17c – 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. 17c – 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.
- Hartowanie płomieniowe polega na nagrzaniu powierzchni przedmiotu palnikami gazowymi.

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 mikro-naprężeniami.

4.3. Odpuszczanie

4.3.1. Rodzaje odpuszczania

W zależności od temperatury odpuszczania wyróżnia się:

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

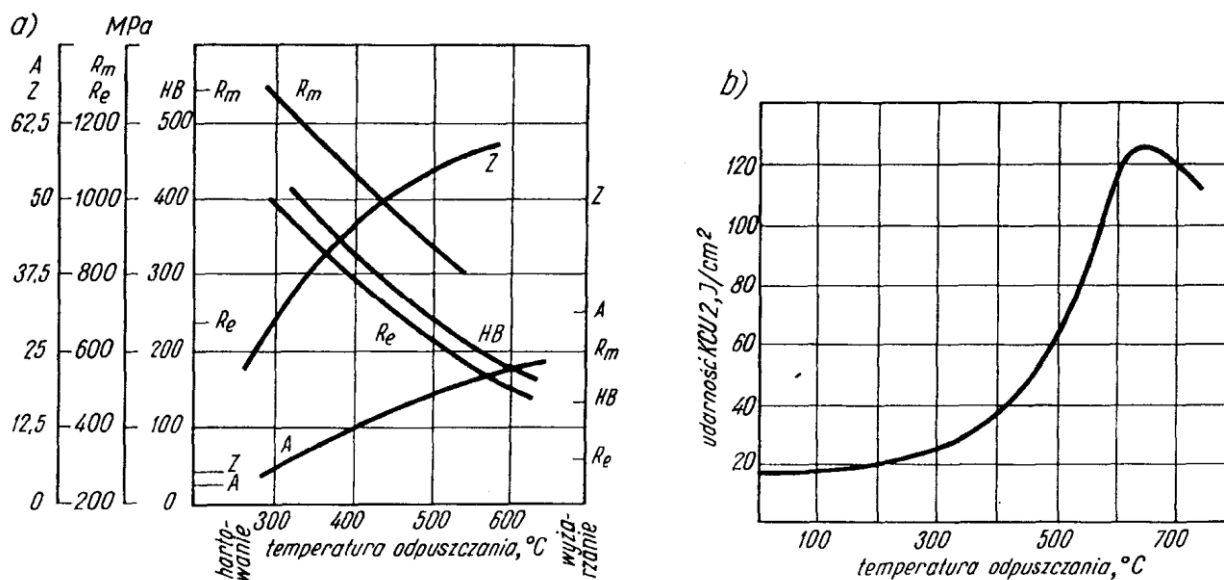
Odpuszczanie niskie jest wykonywane przy $150 \div 250^{\circ}\text{C}$ i stosowane jest dla narzędzi do pracy na zimno, sprawdzianów i sprężyn. Celem takiego odpuszczania jest usunięcie naprężeń hartowniczych z zachowaniem wysokiej twardości, wytrzymałości i odporności na ścieranie przy małej odporności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

Odpuszczanie średnie wykonuje się przy $250 \div 500^{\circ}\text{C}$ 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 średnoodpuszczony.

Odpuszczanie wysokie jest wykonywane przy 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).

4.3.4. Własności stali węglowych 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. 18.



Rys. 18. Wpływ temperatury odpuszczania stali 0,4%C na: (a) własności mechaniczne, (b) udarność, wg S. Rudnika

W porównaniu do stali wyżarzanej 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.