

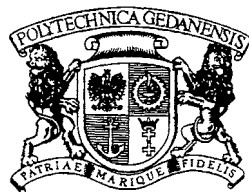
PRACA ZBIOROWA

METALOZNAWSTWO

MATERIAŁY DO WICZE
LABORATORYJNYCH

pod redakcj
JOANNY HUCI SKIEJ

Skrypt jest przeznaczony dla studentów Wydziałów
Mechanicznego, Oceanotechniki i Okr townictwa
oraz Zarz dzania i Ekonomii



GDA SK 1995

PRZEWODNICZ CY KOMITETU REDAKCYJNEGO
WYDAWNICTW POLITECHNIKI GDA SKIEJ

Zbigniew Cywi ski

REDAKTOR SKRYPTÓW

Zdzisław Puhaczewski

RECENZENT

Zbigniew Zaczek

Wydano za zgod
Rektora Politechniki Gda skiej

Do nabycia w ksi garni Politechniki Gda skiej
Gmach Główny PG, ul. G. Narutowicza 11/12, 80-952 Gda sk
tel. 47 16 18

679/47

WYDAWNICTWO POLITECHNIKI GDA SKIEJ

Wydanie I. Nakład 2000 + 25 + 30 + 30 egz. Ark. wyd. 18,8. Ark. druku 18,25.
Przyj to do druku 1.12.1994 r. Druk uko czono w listopadzie 1995 r.
Zamówienie nr S/357/94 Cena zł 6,-

Wykonano w Zakładzie Graficznym Politechniki Pozna skiej
61-821 Pozna , ul. Ogrodowa 11, tel. 52-54-25

SPIS TRE CI

Przedmowa	4
1. DWUSKŁADNIKOWE UKŁADY RÓWNOWAGI FAZOWEJ (Waldemar Serbi ski)	5
2. POMIARY TWARDO CI (Jerzy Łabanowski)	15
3. BADANIA METALOGRAFICZNE (Hanna Smole ska)	37
4. UKŁAD RÓWNOWAGI FAZOWEJ Fe-Fe ₃ C (Krzysztof Krzysztofowicz)	53
5. ELIWA (Krystyna Imieli ska)	67
6. STALOWE W GŁOWE WY ARZONE (Jerzy Łabanowski)	84
7. HARTOWANIE I ODPUSZCZANIE STALI W GŁOWYCH (Tadeusz Jankowski, Maria Głowacka)	107
8. HARTOWNO STALI KONSTRUKCYJNYCH (Janusz wiek)	130
9. STALE STOPOWE KONSTRUKCYJNE (Maria Głowacka)	142
10. STALE STOPOWE O SZCZEGÓLNYCH WŁA CIWO CIACH (Maria Głowacka)	158
11. STALE NARZ DZIOWE (Maria Głowacka)	173
12. OBRÓBKA CIEPLNO-CHEMICZNA STALI (Waldemar Serbi ski)	188
13. STOPY MIEDZI (Joanna Huci ska)	201
14. STOPY ALUMINIUM (Krzysztof Krzysztofowicz)	219
15. STOPY ŁO YSKOWE (Andrzej Degórski)	235
Literatura	254
Wykaz norm wymienionych w skrypcie	256
Atlas metalograficzny struktur metali i stopów przedstawionych w skrypcie	258

PRZEDMOWA

Skrypt „Metaloznawstwo. Materiały do wicze laboratoryjnych” jest przeznaczony dla studentów Wydziałów: Mechanicznego, Oceanotechniki i Okr townictwa oraz Zarz dzania i Ekonomii - studiów dziennych i zaocznych. Mog z niego korzysta równie studenci Wydziału Chemii - studiów dziennych, zaocznych i podyplomowych na kierunku Technologia Zabezpiecze Przeciwkorozyjnych.

Zgodnie z programem studiów studenci przyst puj cy do wicze laboratoryjnych maj ju ogólne przygotowanie z metaloznawstwa i obróbki cieplnej poprzez wysłuchanie wcze niejszych wykładów. Niniejszy skrypt nie zawiera wi c szeregu informacji dotycz cych zagadnie podstawowych, a wył cznie materiał obj ty programem nauczania w laboratorium. Poszczególne jego rozdziały - to tematy wicze , które wykonywane s w ró nym czasie: od 2 do 4 godzin. Skrypt zawiera 15 rozdziałów. Stwarza to mo liwo wyboru tematów wicze na ró nych kierunkach z uwzgl dnieniem ich specyfiki.

Podr cznik został opracowany przez zespół pracowników Katedry Metaloznawstwa i Obróbki Ciepłej Politechniki Gda skiej, prowadz cych wiczenia laboratoryjne z metaloznawstwa. Znane wi c były zagadnienia stwarzaj ce studentom szczególnie trudno ci, które starano si przedstawi w jak najbardziej przyst pny sposób.

Autorzy skryptu składaj podzi kowania recenzentowi Panu profesorowi Zbigniewowi Zaczkowi oraz redaktorowi skryptów Politechniki Gda skiej Panu docentowi Zdzisławowi Puhaczewskiemu za wnikliwe i yczliwe uwagi oraz Panu Jerzemu Szparadze - za trud kre lenia rysunków.

Joanna Huci ska

1. DWUSKŁADNIKOWE UKŁADY RÓWNOWAGI FAZOWEJ

W rozważaniach dotyczących przemian fazowych i strukturalnych stopów metalicznych bardzo często korzysta się z wykresów równowagi, będących graficznym odpowiednikiem ich układów równowagi fazowej.

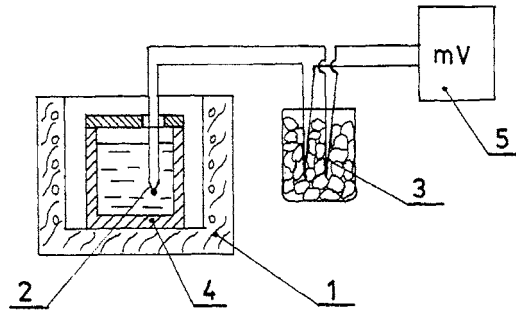
Wykresy układów równowagi fazowej wyznacza się doświadczalnie. Do tego celu służy analiza cieplna polegająca na pomiarze temperatur występujących w czasie nagrzewania lub chłodzenia poszczególnych stopów danego układu równowagi. Mierząc temperaturę podczas chłodzenia wybranego stopu w określonych odcinkach czasu, można wyznaczyć dla niego krzywe chłodzenia i otrzymać charakterystyczne punkty (potocznie zwane krytycznymi), które odpowiadają temperaturom: krzepnięcia, przemian alotropowych lub innych przemian fazowych w stanie stałym.

Punkty krytyczne mogą być wyznaczone metodami Robertsa-Austena, za pomocą analizy dilatometrycznej lub automatycznego zapisu zmian temperatury w czasie za pomocą systemów komputerowych. Najprostszym jednak urządzeniem służącym do tego celu jest stanowisko z wykorzystaniem termopary.

1.1. Budowa stanowiska do analizy cieplnej stopów z zastosowaniem termopary

Stanowisko z zastosowaniem termopary przedstawiono na rysunku 1.1. Składa się ono z pieca (1), termopary o zimnych końcach (3), zanurzonej w naczyniu z lodem, gorących końców (2), umieszczonych w tyglu z badanym stopem (4), miliwoltomierza (5) oraz miernika czasu.

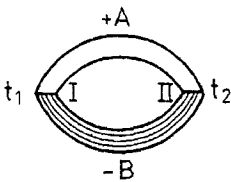
Mierząc temperaturę chłodzonego stopu po roztopieniu co pewien okres czasu (np. co 15 s), można wyznaczyć krzywe chłodzenia i uzyskać drogami krytyczne. Łącząc punkty krytyczne dla stopów o różnych udziałach składników uzyskuje się wykres równowagi fazowej danego układu.



Rys. 1.1. Schemat urządzenia do analizy cieplnej

1.2. Zasady pomiaru temperatury za pomocą termopary

Pomiar temperatury za pomocą termopary oparty jest na zjawisku termoelektrycznym oraz ciężej - na zależności siły termoelektrycznej od temperatury. Zjawisko termoelektryczne polega na powstawaniu siły termoelektrycznej w obwodzie zamkniętym (tzw. termooogniwie), złożonym z dwóch różnych przewodników metalowych w wyniku różnicy temperatur obu końców (spoin) obwodu. W termooogniwie (rys. 1.2) metalem dodatnim A względem drugiego B nazywa się metal, w którym prąd termoelektryczny będzie płynął od spoiny cieplejszej II do zimniejszej I. Do celów technicznych wartość siły termoelektrycznej powstającej w termooogniwie określa wystarczająco dokładnie równanie:



$$t_1 < t_2$$

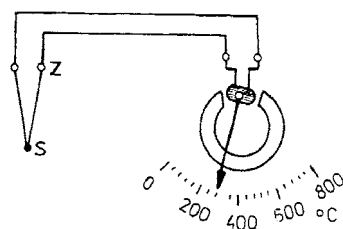
$$E = A(t_2 - t_1) + B(t_2^2 - t_1^2) \quad (1.1)$$

Rys. 1.2. Termooogniwo złożone z dwóch przewodników

gdzie: t_1 - temperatura zimnej spoiny w °C,
 t_2 - temperatura goręcej spoiny w °C,
 A i B - współczynniki stałe dla danego termooogniwa.

Jak wynika z równania (1.1), wartość siły termoelektrycznej zależy od rodzaju materiałów termooogniwa oraz różnicy temperatur jego spoin. Siła termoelektryczna w termooogniwie jest proporcjonalna do różnicy temperatur obu spoin. Jeżeli założymy, że temperatura jednej ze spoin, np. zimniejszej, będzie stała $t_1 = \text{const}$, to w równaniu otrzymamy tylko jedną niewiadomą - temperaturę cieplejszej spoiny t_2 . Oznacza to, że siła termoelektryczna będzie proporcjonalna tylko do temperatury cieplejszej spoiny.

Jeśli nastąpi włączyć w miejscu spoiny zimniejszej miliwoltomierz, to będzie można zmierzyć siłę termoelektryczną. Otrzymuje się w ten sposób termometr termoelektryczny (rys. 1.3), w którym wychylenia miernika są proporcjonalne do mierzonej temperatury. Termopara (termoogniwo) jako część składowa termometru nosi nazwę termoelementu, a poszczególne jego druty nazywane są termoelektrodami. Połączenie termoelektrod S (rys. 1.3) nazywa się spoiną mierniczą (spoiną gorącą), a połączenia termoelektrod z miernikiem lub z przewodami łazienkowymi Z - spoinami odniesienia (zimnymi).



Rys. 1.3. Schemat termometru termoelektrycznego

Spśród wielu metali i stopów używanych na termoelementy tylko nieliczne stosuje się do celów termometrycznych. Najczęściej używane termoelementy wraz z ich zakresem zastosowania podano w tabelicy 1.1.

Tablica 1.1

Najczęściej stosowane termoelementy

Skład termoelementu		Granice zastosowania [°C]			Uwagi
Termoelektroda		dolna	górną		
+	-		trwała	chwilowa	
miedź - konstantan		-200	400	600	
elazo - konstantan		-200	700	900	wrażliwy na utlenianie
nikielchrom - kopel		0	600	800	wrażliwy na utlenianie
nikielchrom - nikiel		0	1000	1300	wrażliwy na gazy zawierające siarkę
platynarod - platyna		0	1300	1600	wrażliwy na związki siarki, krzemu i pary metali

Do analizy cieplnej stopów niskotopliwych zaleca się wykorzystywać termopary (termoelementy) elazo-konstantan.

1.3. Pojęcie fazy, składnika stopu i układu równowagi

Zmiany temperatury w czasie chłodzenia i nagrzewania stopu zależą od rodzaju powstających faz.

Faz nazywa się jednorodną pod względem składu i budowy cz. układu równowagi, oddzieloną od pozostałej cz. powierzchni rozdziału, zwaną granicą faz. Na granicy faz skład i właściwości zmieniają się w sposób nieciągły (skokowy). Rozróżnia się fazy ciekłe i stałe. Wśród faz stałych wyróżnia się czyste pierwiastki, roztwory stałe i fazy międzymetaliczne.

Składnikami układu mogą być zarówno pierwiastki, jak i fazy międzymetaliczne.

Układem równowagi nazywa się zbiór faz znajdujących się w stanie równowagi.

Przebieg krystalizacji stopów zależy od rodzaju składników w nich występujących: ich stężenia, tworzących się faz, a także warunków fizycznych – temperatury i ciśnienia. Związek między liczbą składników i faz oraz liczbą stopni swobody układu ujmuje reguła faz Gibbsa.

1.4. Reguła faz Gibbsa

Liczba stopni swobody układu jest to liczba czynników niezależnych, jak temperatura, ciśnienie oraz stężenie składników w stopie, wywołujących zmiany liczby faz w tym układzie.

Przyjmując, że w stopach metali nie zachodzą reakcje chemiczne oraz że w rozpatrywanym zakresie temperatur ciśnienie jest stałe, reguła faz Gibbsa przyjmuje postać:

$$S = m - f + 1 \quad (1.2)$$

gdzie: S - liczba stopni swobody układu,

m - liczba składników niezależnych (pierwiastki lub fazy międzymetaliczne),

f - liczba faz.

Zależność tej wynika, że powstanie nowej fazy powoduje zmniejszenie liczby stopni swobody o jeden (w układach dwuskładnikowych S może przyjąć trzy wartości $S = 0$, $S = 1$ i $S = 2$). Wyjątkiem to przykład.

Metal znajdujący się w stanie ciekłym jest jednofazowy $f = 1$ (faza ciekła) i liczba stopni swobody $S = 1 - 1 + 1 = 1$. Natomiast podczas krystalizacji układ jest dwufazowy $f = 2$ (faza ciekła i stała) i posiada liczbę stopni swobody $S = 1 - 2 + 1 = 0$, co oznacza, że fazy te mogą być w równowadze tylko w stałej temperaturze. Podczas krystalizacji wydzielone ciepło krzepnięcia i temperatura nie zmienia się do momentu, a faza ciekła nie ulegnie całkowicie przemianom w stałą i układ nie stanie się ponownie jednozmiennym ($S = 1$).

1.5. Budowa, opis fazowy i strukturalny układów równowagi stopów dwuskładnikowych

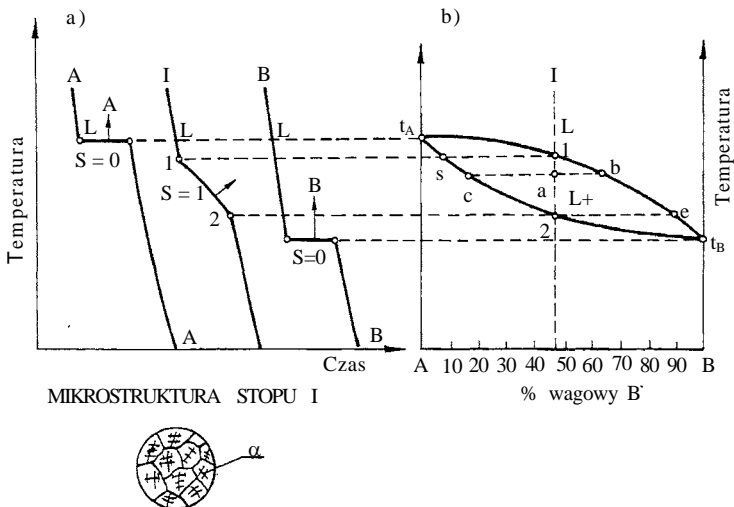
Wyznaczone w wyniku analizy cieplnej temperatury przemian fazowych składników układu oraz stopów o różnym ich stężeniu przenosi się do układu współrzędnych temperatura-stężenie, w efekcie czego powstaje wykres układu równowagi fazowej.

1.5.1. Układ o nieograniczonej rozpuszczalności składników w stanie stałym

Układ ten powstaje wówczas, gdy składniki stopów tworzą roztwory stałe cięgle różnoważowe. Należą do nich między innymi stopy: Au—Ag, Au—Bi, Bi—Sb, Cu—Ni, Fe—Mn, Fe—Ni.

Przebieg krystalizacji poszczególnych stopów układu przedstawiają krzywe chłodzenia (rys. 1.4a), zaś wykres równowagi fazowej zbudowany na ich podstawie pokazano na rysunku 1.4b.

W powyższym układzie, w którym składniki nazwano ogólnie A i B, wyróżni się na obszar, w którym występuje roztwór ciekły L, obszar (L +) oraz obszar roztworu stałego . Fazami w tym układzie są metale A i B oraz



Rys. 1.4. Budowa wykresu układu dwuskładnikowego o nieograniczonej rozpuszczalności składników w stanie stałym: a) - krzywe chłodzenia, b) - wykres równowagi fazowej

roztwory: ciekły L i stały . Linia t_A1t_B (pocz tku krystalizacji) nazywa si lini likwidus, t_A2t_B (ko ca krystalizacji) lini solidus. Proces krystalizacji roztworu stałego z cieczy przebiega podobnie dla wszystkich stopów układu. Dlatego te omówiony zostanie przykładowo dla stopu I, chłodzonego z obszaru roztworu ciekłego L. Tworzące si w punkcie 1 zarodki krystalizacji (ilo stopni swobody $S = 2 - 2 + 1 = 1$) stanowi zarazem zarodki osi dendrytów¹⁾ fazy , posiadaj skład chemiczny odpowiadaj cy punktowi s i s bogate w składnik A o wy szej temperaturze krzepni cia. W miar obni ania temperatury mi dzy likwidusem i solidusem nast puje stopniowe zapełnianie przestrzeni mi dzydendrytycznych, przy czym skład roztworu α zmienia si wzdłu linii solidusu, odcinek s—2, natomiast skład cieczy wzdłu likwidusu, odcinek 1—e.

W stopie I ilo fazy stałej i ciekłej L w obszarze mi dzy likwidusem i solidusem (punkt a) mo na wyznaczy z reguły d wigni (rys. 1.4b).

$$\% = \frac{ab}{cb} \cdot 100\%, \quad \% L = \frac{ca}{cb} \cdot 100\% \quad (1.3)$$

Wszystkie stopy w omawianym układzie w temperaturze otoczenia zbudowane s wył cznie z fazy a (rys. 1.4).

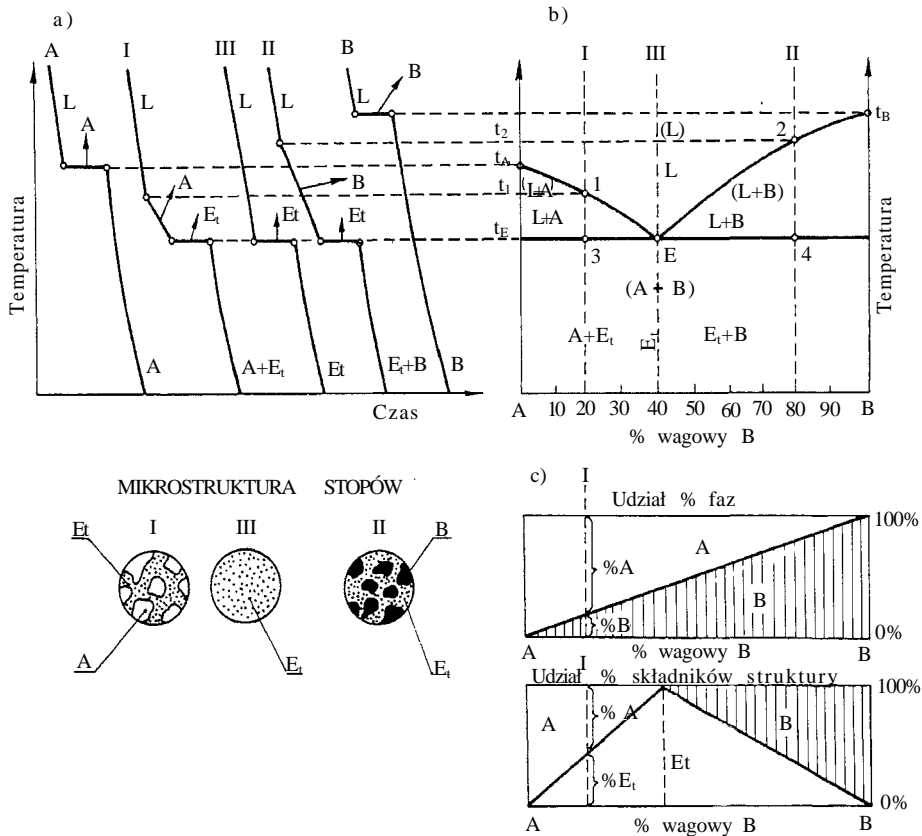
1.5.2. Układ bez rozpuszczalno ci składników w stanie stałym z eutektyk

Układ ten tworzą składniki A i B wykazuj ce całkowit rozpuszczalno w stanie ciekłym i brak rozpuszczalno ci w stanie stałym. Przykładem mog by stopy: Cd-Bi, As-Pb, Cr-Mo, Zn-Sn lub Pb-Sn.

Podobnie jak poprzedni, wykres ten mo na skonstruowa w oparciu o krzywe chłodzenia badaj c temperatury przemian fazowych czystego składnika A i kolejnych stopów składnika A z rosn c zawarto ci składnika B, a w ko cu czystego składnika B (rys. 1.5).

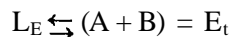
Krzepni cie roztworu ciekłego L w stopie I odbywa si w temperaturach od t_1 do t_E . W temperaturze t_1 rozpoczyna si krystalizacja pierwszych kryształów metalu A, których ilo wzrasta wraz ze spadkiem temperatury. Wystupuj cy obok kryształów metalu A roztwór ciekły ubo eje w ten metal, a jego skład chemiczny samoczynnie zmienia si od punktu 1 w temperaturze t_1 do E w temperaturze t_E . Zatem tu po osi gni ciu tempera-

¹⁾ Dendryt - kryształ o rozgał zionej budowie choinkowej, wykazuj cy zróżnicowanie składu chemicznego mi dzy jego wnętrzem i powierzchnią .



Rys. 15. Budowa wykresu układu dwuskładnikowego bez rozpuszczalności składników w stanie stałym z eutektyk : a) - krzywe chłodzenia, b) - wykres równowagi fazowej, c) - wykres Sauveura. Opis fazowy wykresu podano w nawiasach

tury t_E w stopie I występują kryształy metalu A oraz roztwór ciekły (L) o składzie chemicznym punktu E. W tym momencie rozpoczyna się przemiana zwana eutektyczną. Polega ona na tym, iż z roztworu ciekłego o składzie punktu E krystalizują jednocześnie oba metale A i B. Przemianę tę można zapisać w formie:



Drobnoziarnista mieszanina (A + B), tworząca się zawsze w stałej temperaturze t_E , nazywa się mieszaniną eutektyczną lub krótko eutektyką E_t , za temperaturę t_E - temperaturę eutektyczną.

Jak już zauważyliśmy, w czasie tworzenia się eutektyki utrzymuje się stała temperatura t_E . Również skład chemiczny faz biorących udział w przemianie jest stały: A (100%A), B (100%B) i L (L_E). Potwierdza to reguła faz Gibbsa: $S = 2 - 3 + 1 = 0$.

W temperaturach od t_E do temperatury otoczenia w stopie I nie zachodzą inne przemiany fazowe i mikrostruktura tego stopu składa się z kryształów metalu A, który wykrystalizował między punktami 1-3, oraz mieszaniny eutektycznej E_t powstałej w temperaturze t_E . W skrócie mikrostruktur stopu I w temperaturze otoczenia można opisać: $A + E_t$.

Przebieg krzepnięcia stopu II jest podobny, z tym jednak różnicą, że krzepnięcie rozpoczyna się od krystalizacji metalu B i w miarę obniżania się temperatury od t_2 do t_E skład chemiczny roztworu ciekłego zmierza od punktu 2 do E. Po osiągnięciu przez roztwór ciekły składu punktu E krystalizuje także mieszanina eutektyczna złożona z drobnych kryształów metali A i B. Mikrostruktur stopu II w temperaturze otoczenia można opisać: $B + E_t$.

Stop III pozostaje ciekłym do temperatury t_E , w której z roztworu ciekłego L_E krystalizuje drobnoziarnista mieszanina eutektyczna $(A+B) = E_t$.

Omawiany wykres można opisać dwójako: podając wyłącznie rodzaj faz lub uwzględniając dodatkowo ich morfologię. W pierwszym wypadku używa się określenia: opis fazowy. Na wykresie w nawiasach podano fazy występujące w obszarach ograniczonych grubymi liniami (rys. 1.5b): (L), (L+A), (L+B) i (A+B).

Opis, który uwzględnia obecność produktów przemiany eutektycznej $E_t = (A+B)$, nazwano strukturalnym. Jest on pomocny przy ocenie struktury stopów w badaniach mikroskopowych. Mimo że wszystkie stopy tego układu w temperaturze otoczenia zawierają fazy A i B, ich struktura jest różna: $A + E_t$ (stopy podeutektyczne), E_t (stopy eutektyczne) i $B + E_t$ (stopy nadeutektyczne).

Powyżej temperatury t_E opis strukturalny nie różni się od fazowego, ponieważ fazy: roztwór ciekły L, metale A i B są również składnikami struktury.

Relacje ilościowe między fazami lub składnikami struktury i składem chemicznym można określić na podstawie wykresów Sauveura przedstawionych na rysunku 1.5c.

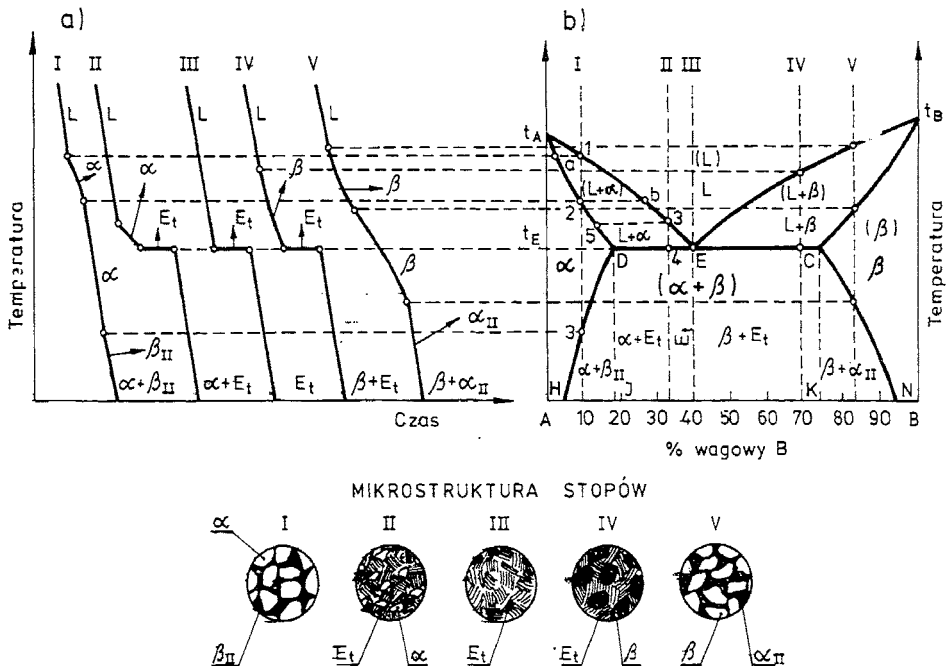
1.5.3. Układ z ograniczoną rozpuszczalnością składników w stanie stałym z eutektyk

Układ taki tworzą: Al z Ge, Zn z Mg, Ag z Cu, Cu z Sn, które wykazują całkowitą rozpuszczalność w stanie ciekłym oraz ograniczoną w stanie stałym.

Ograniczona rozpuszczalność metalu B w metalu A w stanie stałym polega na tym, iż tylko pewna ilość atomów metalu B może być rozmieszczona w sieci przestrzennej metalu A.

Podobnie jak w poprzednich układach, wykres ten można skonstruować badając temperatury przemian fazowych czystego metalu A i kolejnych stopów metalu A z rosnącą zawartością metalu B, a w końcu czystego metalu B (rys. 1.6).

Stop I krzepnie w temperaturach między punktami 1—2, czego produktem są kryształy roztworu stałego. Od punktu 2 do 3 skład chemiczny roztworu stałego nie ulega zmianie. W temperaturach niższych od punktu 3 rozpuszczalność składnika B w roztworze zmniejsza się wraz ze spadkiem

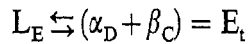


Rys. 1.6. Budowa wykresu układu dwuskładnikowego z ograniczoną rozpuszczalnością składników w stanie stałym z eutektyk: a) - krzywe chłodzenia, b) - wykres równowagi fazowej. Opis fazowy wykresu podano w nawiasach

temperatury wzdłu linii DH. Nadmiar składnika B wydziela si w obr bie granic ziarn roztworu a w postaci fazy wtórnej β_{II} .

Przebieg krzepni cia stopu II w temperaturach mi dzy likwidusem i solidusem jest podobny jak w stopie I W tych warunkach krystalizuje roztwór , którego skład chemiczny wraz ze spadkiem temperatury samoczynnie zmienia si od punktu 5 do punktu D w temperaturze t_E . Natomiast skład chemiczny roztworu ciekłego L w podobny sposób zmienia swój skład od punktu 3 do E. Po osi gni ciu przez roztwór ciekły składu punktu E i temperatury t_E zachodzi przemiana eutektyczna (analogicznie przebiega w stopie III), w wyniku której krystalizuj jednocze nie roztwory graniczne (skład punktu D) i (skład punktu C).

Przemian eutektyczna w tym układzie mo na zapisa w formie:



Poni ej temperatury przemiany eutektycznej z roztworów stałych granicznych α i β , zarówno pierwotnych (wydzielonych przed przemian eutektyczna), jak i wchodz ych w skład eutektyki $E_t = (+)$, na skutek zmniejszania si rozpuszczalno ci wzajemnej składników A i B wydzielaj si kryształy α_{II} i β_{II} . Fazy te dokrystalizowuj do ziarn roztworów i w eutektyce i najcz ciej nie mo na ich odró ni w badaniach metalograficznych mikroskopowych.

Przebieg krzepni cia stopów IV i V jest podobny jak stopów I i II.

Opis fazowy omawianego wykresu układu równowagi (rys. 1.6b) podano w nawiasach: (L), (L +), (), () i (+).

Opis strukturalny uwzgl dnia obecno produktów przemiany eutektycznej $E_t = (+)$ oraz wydziele wtórnych α_{II} i β_{II} . W stanie stałym dokonuje podziału na stopy eutektyczne o strukturze $E_t = (+)$, podeutektyczne $+E_t$ oraz nadeutektyczne o strukturze E_t+ . W opisie strukturalnym wykresu nale y równie wyró ni pola pod liniami zmiennej rozpuszczalno ci DH i CN, które opisano odpowiednio $+ \alpha_{II}$ i $+ \beta_{II}$.

Na podstawie opracowanych wykresów równowagi faz mo na odczyta zakresy stabilno ci faz ciekłych i stałych wyst puj cych w danym układzie w zale no ci od temperatury i składu chemicznego poszczególnych jego stopów, jak równie dokona opisu mikrostruktury, prognozowa niektóre wła ciwo ci oraz zaprojektowa procesy obróbki cieplnej wybranych stopów.

2. POMIARY TWARDO CI

Właściwości mechaniczne są to cechy materiału, które decydują o jego zdolności do przeciwstawienia się działaniu różnych obciążeń mechanicznych. W celu ich określenia stosuje się najczęściej próby statyczne rozciągania, zginania, ściskania, skręcania oraz twardości. Próby twardości są najbardziej rozpowszechnione. Tłumaczy się to:

- łatwość ustalenia związku pomiędzy wynikami pomiarów twardości i innych właściwości mechanicznych,
- szybkość, łatwość i dokładność pomiarów,
- możliwość wykonania pomiarów w warunkach, w których badania innych właściwości mechanicznych nie mogłyby być przeprowadzone,
- nieznacznym uszkodzeniem badanych próbek lub wyrobów,
- prostotą konstrukcji przyrządów pomiarowych.

W praktyce przemysłowej twardość jest często jedynym kryterium oceny poprawności przeprowadzonych operacji obróbki cieplnej lub cieplno-chemicznej. Na stanowiskach kontroli, wyposażonych w twardościomierze, sprawdza się, czy twardość wyrobów odpowiada wymaganiom kart technologicznych.

Pierwszą skalą, opracowaną w 1811 roku do pomiaru twardości minerałów, była skala Mohsa (rys. 2.11). Tworzy ją 10 minerałów o wzrastającej twardości: 1) talk, 2) gips, 3) kalcyt, 4) fluoryt, 5) apatyt, 6) ortoklaz, 7) kwarc, 8) topaz, 9) korund, 10) diament. Jeżeli dany minerał można łatwo zarysować ortoklazem i z trudnością apatytom, a sam z trudnością rysuje apatyt, to twardość jego określa się liczbą 5. Jeżeli jest rysowany przez ortoklaz, a rysuje apatyt, to twardość jego wyraża się liczbą ułamkową 5,5.

Do badania twardości metali stosuje się próby polegające na wgniataniu różnych wgłębników w gładką powierzchnię, przy określonym obciążeniu i przez określony czas. Stąd, twardość metali i stopów można określić jako miarę oporu stawianego przy wciskaniu wgłębnika lub miarę oporu przeciw odkształceniom trwałym.

W zależności od rodzaju oporu, jaki stawia materiał, próby twardości dzieli się na:

- **statyczne**, podczas których opór materiału spowodowany działaniem obciążenia statycznego jest związany z odkształceniem plastycznym,
- **dynamiczne**, podczas których opór materiału wywołany działaniem obciążenia uderowego jest związany z odkształceniem plastycznym lub sprężystym,
- **zarysowania**, w których opór materiału jest związany z jego zarysowaniem.

Tablica 2.1



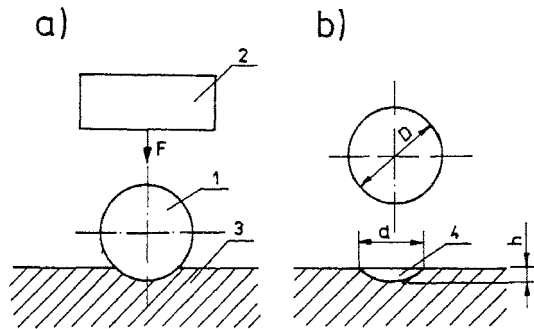
W grupie statycznych sposobów pomiaru twardości, w zależności od obciążenia wgnika, wyróżnia się pomiary makrotwardości (obciążenie od 10 do 29420 N) oraz pomiary mikrotwardości (obciążenie poniżej 10 N). Makrotwardość jest wypadkową twardości wszystkich składników struktury materiału. Wynika to ze stosunkowo dużego obszaru objętego pomiarem. Pomiary mikrotwardości stosowane są natomiast dla wyznaczenia twardości poszczególnych składników strukturalnych stopu (wymiar odcisku rzędu mikrometrów).

Najbardziej rozpowszechnione są statyczne metody pomiaru twardości: Brinella, Vickersa, Rockwella oraz metoda dynamiczna - Poldi.

2.1. Pomiar twardości metali sposobem Brinella

2.1.1. Zasada pomiaru

Pomiar twardości sposobem Brinella polega na wciskaniu w badaną próbkę, z siłą F prostopadłą do badanej powierzchni, twardej kulki stalowej lub z węglików spiekanych o średnicy D równej 10, 5, 2,5, 2 lub 1 mm. Twardość wyraża się stosunkiem obciążenia siły F do powierzchni kulistej czaszy trwałego odcisku S . Pole powierzchni odcisku oblicza się na podstawie



Rys. 2.1. Schemat pomiaru twardości sposobem Brinella: a) podczas obciążenia, b) po odciążeniu:
1 - kulka, 2 - element obciążający, 3 - badany materiał, 4 - odcisk

pomiaru średnicy trwałego odcisku d (rys. 2.1). Twardość Brinella wyraża się wzorem:

$$HB = \frac{\text{obciążenie}}{\text{pole powierzchni odcisku}} = 0,102 \frac{2F}{\pi D (D - \sqrt{D^2 - d^2})}$$

siła F w [N].

Dla uniknięcia pracochłonnych obliczeń zostały ułożone tablice, z których na podstawie wymiaru średnicy odcisku, średnicy kulki i obciążenia odczytuje się twardość.

2.1.2. Próbką

Przed przystąpieniem do pomiaru twardości należy odpowiednio przygotować próbkę, przestrzegając następujących zasad:

- kształt próbki może być dowolny, pod warunkiem zastosowania do pomiarów odpowiedniego stolika przedmiotowego, zapewniającego prostopadłość powierzchni pomiarowej do kierunku działania obciążenia oraz stabilne położenie próbki bez odkształceń sprężystych i przesunięć pod wpływem obciążenia;
- powierzchnia danego przedmiotu powinna być płaska, równa oraz oczyszczona ze zgorzeli, smaru itp. Dopuszczalne są ślady obróbki mechanicznej, jeżeli możliwy jest pomiar średnicy odcisku z wymaganą dokładnością;
- grubość próbki powinna być co najmniej 8 razy większa niż głębokość odcisku h . Należy tak dobrać średnicę kulki i obciążenie, aby po drugiej stronie próbki nie występowały ślady odkształceń.

2.1.3. Warunki pomiaru

W zakresie do 450 HB stosuje się kulki stalowe hartowane. Powyżej tej twardości odkształcenie sprężyste kulki (spłaszczenie) zaczyna zakłócać pomiar, dając płytszy odcisk o większej średnicy, co zaniża wynik. W wypadku materiałów twardszych (do 650 HB) stosuje się kulki z węglików spiekanych.

Zaleca się stosowanie kulki o średnicy $D = 10$ mm, a jeżeli grubość próbki na to nie pozwala, kulki o średnicy mniejszej, lecz możliwie największej dopuszczalnej.

średnica odcisku d powinna zawierać się w granicach:

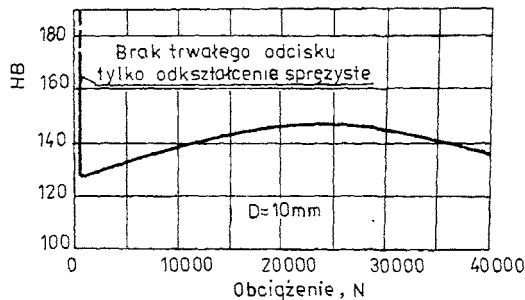
$$0,24 D < d < 0,6D \quad (2.2)$$

Zbyt mały odcisk daje nieostre krawędzie, co uniemożliwia dokładny pomiar. Przy zbyt dużym odcisku natomiast materiał próbki zaczyna płynąć na boki.

Wynik pomiaru twardości Brinella zależy od wielkości obciążenia (rys. 2.2). Badania twardości tej samej próbki przy różnych obciążeniach i jednakowej średnicy kulki dają różne wyniki. Podobnie - pomiary przy stałym obciążeniu i różnych średnicach kulek. Jednakowe wyniki otrzymuje się wówczas, gdy stosunek obciążenia do kwadratu średnicy kulki jest stały. Stąd, wartości siły obciążającej F dla kulek o średnicy D uzależniono od stałej obciążenia K :

$$F = 9,807 K D^2 \quad (2.3)$$

W tablicy obciążenia (tabl. 2.2) stała K przyjmuje znormalizowane wartości: 30, 15, 10, 5, 2,5; 1,25 lub 1. Dla jednakowej wartości stałej K , przy podanych wartościach F i D , otrzymuje się jednakowe wyniki pomiaru



Rys. 2.2. Twardość Brinella w zależności od obciążenia przy jednakowej średnicy kulki

Tablica 2.2

Wielkość siły obciążającej F w zależności od średnicy kulki D i stałej obciążenia K

średnica kulki D [mm]	Stała obciążenia K (HBS.. lub HBW..)	Siła obciążająca F [N]
10	30	29 420
	15	14 710
	10	9 807
	5	4 903
	2,5	2 452
	1,25	1 226
	1	980,7
5	30	7 355
	10	2 452
	5	1 226
	2,5	612,9
	1,25	306,5
	1	245,2
2,5	30	1 839
	10	612,9
	5	306,5
	2,5	153,2
	1,25	76,61
	1	61,29
2	30	1 177
	10	392,3
	5	196,1
	2,5	98,07
	1,25	49,03
	1	39,23
1	30	294,2
	10	98,07
	5	49,03
	2,5	24,52
	1,25	12,26
	1	9,807

Tablica 2.3

Stała obciążenia K w zależności od rodzaju materiału badanej próbki i jego twardości

Zalecana wartość K	Twardość Brinella (HBS.. lub HBW..)	Rodzaj badanego materiału
30	96÷650	- stal - elity i stopy niklu, tytanu, kobaltu itd. o twardości powyżej 140 jednostek Brinella - miedź i stopy miedzi o twardości powyżej 200 jednostek Brinella
15	50÷325	- miedź i stopy miedzi o twardości 50÷300 jednostek Brinella - metale lekkie i ich stopy oraz stopy żelazkowe o twardości powyżej 50 jednostek Brinella
10	32÷200	- elity i stopy niklu, tytanu, kobaltu itd. o twardości poniżej 140 jednostek Brinella - miedź i stopy miedzi o twardości 35 lub 200 jednostek Brinella - metale lekkie i ich stopy o twardości powyżej 80 jednostek Brinella
5	16÷100	- miedź i stopy miedzi o twardości poniżej 35 jednostek Brinella - metale lekkie i ich stopy oraz stopy żelazkowe o twardości 35 do 80 jednostek Brinella
2,5	8÷50	- metale lekkie i ich stopy oraz stopy żelazkowe o twardości poniżej 35 jednostek Brinella
1,25 1	4÷25 3,2÷20	- ołów, cyna, stopy żelazkowe oraz inne metale o twardości poniżej 20 jednostek Brinella

twardości Brinella. Wartość stałej obciążenia K należy dobrać w zależności od spodziewanej twardości badanej próbki, tak aby uzyskać wielkość odcisków w granicach określonych w zależności 2.2. Wytyczne doboru stałej K w zależności od rodzaju materiału próbki i spodziewanej twardości podano w tabelicy 2.3.

Na każdej próbce należy wykonać co najmniej 3 pomiary, zwracając uwagę, by odstęp między średnimi odciskami był większy od 4-krotnej średnicy odcisku, a odstęp między odciskami od krawędzi próbki był większy od 2,5-krotnej średnicy odcisku.

Próbkę należy obciążać równomiernie bez wstrząsów do danej siły w ciągu 2—8 sekund, licząc od chwili zetknięcia kulki z próbką. Czas działania całkowitej siły obciążającej, w zależności od oczekiwanej twardości badanej próbki, powinien być zgodny z podanym w tabelicy 2.4.

Tablica 2.4

Czas działania całkowitej siły obciążającej w zależności od oczekiwanej twardości badanej próbki

Twardość Brinella HB.. (HBS.. lub HBW..)	Czas obciążenia s
do 10	180
powyżej 10 do 35	120
powyżej 35 do 100	30
powyżej 100	10 do 15

2.1.4. Zasada zapisu twardości

Wartości liczbowe twardości uzyskane przy użyciu kulki stalowej uzupełniają się symbolami HB lub HBS, a wartości twardości uzyskane przy użyciu kulki z węglików spiekanych - HBW. Symbole te uzupełniają się dalszymi liczbami określającymi warunki badania, wyrażającymi kolejno: średnicę kulki D , wielkość siły obciążającej (0,102 F) i czas działania siły obciążającej t - o ile są one inne niż standardowe ($D = 10$ mm, $F = 29420$ N, $t = 10—15$ s).

- Np. 220 HBS lub 220 HB - twardość Brinella 220 zmierzona przy użyciu kulki stalowej w warunkach standardowych,
 540 HBW/5/750 - twardość Brinella 540 zmierzona przy użyciu kulki z węglików spiekanych o średnicy 5 mm przy obciążeniu $F = 7355 \text{ N}$ przez 10-15 s.

2.1.5. Wady i zalety pomiaru twardości sposobem Brinella

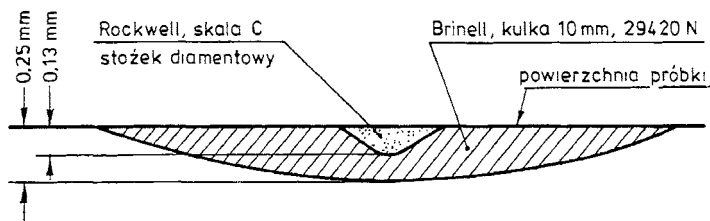
Wady:

- duża pracochłonność pomiarów,
- brak możliwości pomiarów twardości wyrobów twardych, drobnych oraz cienkich warstw powierzchniowych,
- możliwość uszkodzenia powierzchni badanego przedmiotu ze względu na duże obciążenie wgłębniaka.

Zalety:

- twardość Brinella materiałów cięgliwych można uzależnić od ich wytrzymałości na rozciąganie,
- jedna skala twardości dla wszystkich materiałów,
- możliwość pomiaru twardości stopów wielofazowych,

Ostatni zaletę sposobu Brinella zawdzięcza dużemu powiększeniu powierzchni odcisku kulki (rys. 2.3), który obejmuje wszystkie składniki strukturalne występujące w stopie, dając średnią ich twardość. W innych sposobach pomiaru, gdzie stosowane są ostre wgłębniaki, dają one małe odciski, istnieje prawdopodobieństwo wycięcia w składnikach miękki lub twardy struktury stopu, co daje błędny wynik. Ma to szczególne znaczenie przy pomiarze twardości eliw i miedzi stopów wielofazowych (np. łuski).



Rys. 2.3. Porównanie wielkości odcisku w sposobie pomiaru twardości Brinella i Rockwella

2.1.6. Zależność twardości Brinella od wytrzymałości na rozciąganie

Dla stali w gładkich podewektoidalnych istnieje przybliżona zależność pomiędzy twardością Brinella a wytrzymałością na rozciąganie R_m [kG/mm^2].

$$R_m = \quad \quad \quad \text{HB} \quad \quad \quad (2.4)$$

Współczynnik zależy od stosunku granicy plastyczności R_e do wytrzymałości na rozciąganie R_m stali. Ze wzrostem stosunku R_e/R_m od 0,5 do 0,9, współczynnik zmienia się od 0,36 do 0,34. Wartości wynikające z zależności (2.4) dla stali ujęte w tabelicy zamieszczonej w PN-93/-04357. Wartości te mają jedynie charakter orientacyjny. Danych z tabelicy nie można stosować dla stali hartowanych powierzchniowo, nawierconych czy po zgnieciu na zimno.

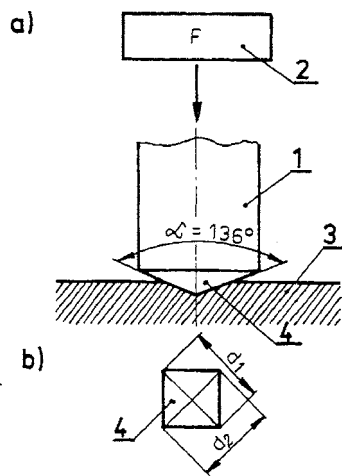
2.2. Pomiar twardości metali sposobem Vickersa

2.2.1. Zasada pomiaru

Przy pomiarze twardości sposobem Vickersa wgłębniakiem jest diamentowy ostrosłup o podstawie kwadratu i kącie przy wierzchołku równym 136° . Pomiar twardości sposobem Vickersa polega na wciskaniu wgłębniaka w płaszczyznę, i dostatecznie gładką powierzchnię przedmiotu, pod obciążeniem F prostopadłym do tej powierzchni przez określony czas t . Po odciążeniu mierzy się długości przekrojonych d_1 i d_2 odcisku powstałego na powierzchni próbki (rys. 2.4). Twardość Vickersa wyraża się stosunkiem siły F do pola powierzchni odcisku, obliczonego z średniej arytmetycznej wartości długości przekrojonych d .

$$\begin{aligned} HV &= \frac{\text{obciążenie}}{\text{pole powierzchni odcisku}} = \\ &= 0,102 \frac{2F \sin \frac{136^\circ}{2}}{d^2} = 0,1891 \frac{F}{d^2} \quad (2.5) \end{aligned}$$

siła F w [N].



Rys. 2.4. Schemat pomiaru twardości sposobem Vickersa: a) podczas obciążenia, b) odcisk; 1 - wgłębniak, 2 - siła obciążająca, 3 - próbka, 4 - odcisk

Przekłone odcisku d_1 i d_2 mierzy si z dokładno ci do 0,001 mm. Obliczanie twardo ci wg wzoru (2.5) nie jest konieczne, poniewa twardo ci Vickersa w funkcji długo ci przekłonej d dla ró nych obci e F znajduj si w tablicach w PN-91/H-04360. Pomiaru długo ci przekłonych dokonuje si za pomoc układu optycznego wbudowanego w twardo ciomierz.

2.2.2. Próbk

Ze wzgl du na du precyzj pomiaru próbk nale y przygotowa szczeólnie starannie.

- Powierzchnia w miejscu pomiaru powinna by płaska, a jej chropowato nie mo e przekracza $2,5 \mu\text{m}$ wg parametru R_a (próbki nale y szlifowa na papierach ciernych i polerowa). Takie przygotowanie próbki gwarantuje dobr widoczno małego odcisku w układzie optycznym twardo ciomierza.
- Grubo próbki lub badanej warstwy powinna wynosi co najmniej 1,5 d .

2.2.3. Warunki pomiaru

Zalecan sił obci aj c wgl bnik F jest 294 N. Dopuszcza si równie stosowanie nast puj cych obci e : w zakresie małych obci e - 1,96; 2,94; 4,90; 9,80; 19,61; 24,52; 29,42 N; w zakresie du ych - 49,3; 98,07; 196,1; 490,3; 980,7 N.

Czas działania obci enia, liczony od momentu osi gni cia całkowitej siły F obci ajcej wgl bnik, powinien wynosi 10—15 s. Dla niektórych materiałów dopuszcza si przyj cie dłu szych czasów.

Na ka dej próbce nale y wykona co najmniej trzy odciski. Odległo mi dzy rodkiem odcisku i kraw dzi próbki nie powinna by mniejsza ni 3 d . Odległo mi dzy rodkami siednich odcisków nie powinna by mniejsza ni 3 d dla stali i stopów miedzi oraz 6 d dla metali lekkich.

2.2.4. Zasada zapisu twardo ci

Oznaczenie jednostki twardo ci Vickersa HV uzupełnia si liczbami, okre laj cymi wielko siły obci ajcej wgl bnik (w KG) i czas działania całkowitej siły obci ajcej wgl bnik, je li jest inny ni standardowy 10—15 s.

- np.:
- 550 HV30 - twardo Vickersa 550 zmierzona przy obci eniu wgl bnika sił 294,2 N przez 10-15 s,
 - 550 HV/1/20 - twardo Vickersa 550 zmierzona przy obci eniu wgl bnika sił 9,80 N przez 20 s.

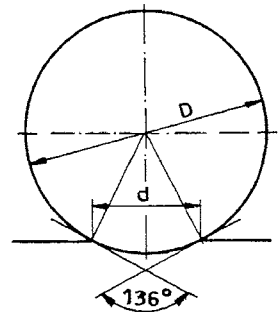
Wady:

- du a pracochłonna ze wzgl du na konieczno starannego przygotowania próbek,
- znaczny czas pomiaru, mała wydajno ,
- skomplikowana konstrukcja twardo ciomierza, wymagaj ca fachowej obsługi,
- znaczny wpływ chropowato ci próbki na wynik pomiaru.

Zalety:

- mo liwo pomiaru twardo ci metali mi kkich i twardych,
- mo liwo pomiaru twardo ci cienkich warstw powierzchniowych i drobnych przedmiotów,
- du a dokładno pomiarów,
- jedna skala twardo ci dla wszystkich materiałów,
- w zakresie niskich twardo ci skala twardo ci Vickersa pokrywa si ze skal Brinella.

K t dwu cienny ostrosłupa $\alpha = 136^\circ$ został tak dobrany, aby twardo Vickersa była zbli ona do twardo ci Brinella. Przy pomiarze twardo ci sposobem Brinella rednica d odcisku w wi kszo ci przypadków jest zawarta w granicach $0,25D$ do $0,50D$, a wi c rednia warto rednicy odcisku równa si $0,375D$, co odpowiada k towi rozwarcia stycznych 136° (rys. 2.5). Taka geometria wgł bnika daje zgodno twardo ci w skali Brinella i Vickersa a do $300HV$ (rys. 2.8).

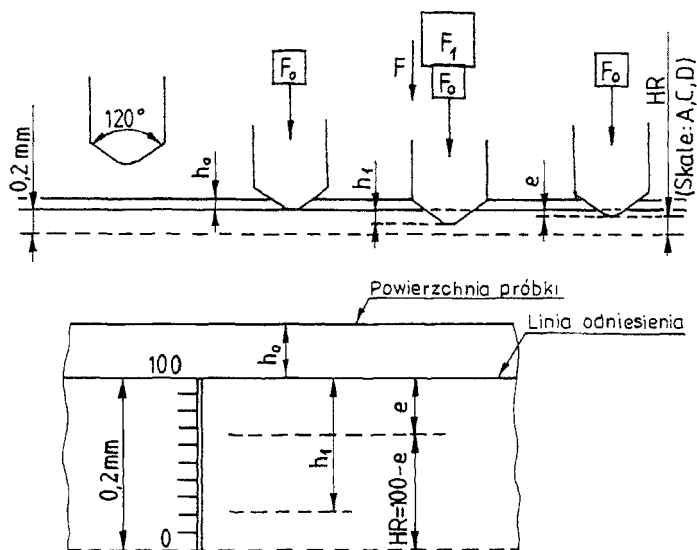


Rys. 2.5. Kat rozwarcia stycznych w przypadku kiedy $d/D = 0,375$

2.3. Pomiar twardo ci metali sposobem Rockwella

2.3.1. Zasada pomiaru

Pomiar polega na dwustopniowym wciskaniu wgł bnika sił wst pn F_0 i sił główn F_1 w badan próbk przy okre lonych warunkach obci enia. W metodzie Rockwella stosuje si trzy rodzaje wgł bników (tabl. 2.5): sto ek diamentowy o k cie wierzchołkowym 120° (skale A, C, D), kulk stalow o rednicy 1,588 mm (skale B, F, G), kulk stalow o rednicy 3,175 mm (skale E, H, K). Podstaw okre lenia twardo ci Rockwella jest pomiar trwałego przyrostu gł boko ci odcisku (trwałego odkształcenia). Wynik odczytuje si w jednostkach twardo ci HR na odpowiednio wyskalowanym czujniku zegarowym.



Rys. 2.6. Schemat pomiaru twardości sposobem Rockwella; F_0 , F_1 - obciążenie wstępne i główne, h_0 - głębokość odcisku pod obciążeniem sił wstępnych, h_1 - przyrost głębokości odcisku pod obciążeniem sił głównych, e - trwały przyrost głębokości odcisku, mierzony pod obciążeniem sił wstępnych

Zasad pomiaru twardości przedstawiono na rys. 2.6. Obciążenie wstępne F_0 powoduje docięnięcie węgelnika do próbki oraz skasowanie wszystkich luzów w układzie mechanicznym twardościomierza. Węgelnik zajmuje pozycję na linii odniesienia na głębokości h_0 od powierzchni próbki. Po ustawieniu wskazówki czujnika zegarowego w położeniu początkowym, przykładamy obciążenie główne F_1 . Węgelnik zostaje wcisnięty na głębokość h_1 od linii odniesienia. Po upływie określonego czasu (pkt. 2.3.3) podnosi się dźwignię obciążenia głównego, pozostawiając wstępne. Na skutek zaniku odkształcenia sprężystego, węgelnik unosi się i zajmuje pozycję na głębokości e - jest to trwały przyrost głębokości odcisku. Wartość e mierzy się w jednostkach odpowiadających wielokrotnościom 0,002 mm. Przyjmując, że maksymalna głębokość odcisku, odpowiadająca twardości równej zero, wynosi 0,20 mm dla skal A, C, D oraz 0,26 mm dla skal B, E, F, G, H, K, co odpowiada kolejno 100 i 130 jednostkom. Stąd twardość w skalach A, C, D określa zależność: $HR = 100 - e$, dla pozostałych skal zależność: $HR = 130 - e$.

2.3.2. Próbką

Kształt próbki może być dowolny, pod warunkiem zastosowania do pomiarów twardości mierzonej ze stolikiem zapewniającym prostopadłość powierzchni pomiarowej do kierunku działania obciążenia. Próbką nie musi być specjalnie przygotowana, ważne jest tylko, by badana powierzchnia oraz powierzchnia przeciwległa były oczyszczone ze zgorzeliny i zanieczyszczeń.

Grubość próbki lub badanej warstwy nie powinna być mniejsza niż 10-krotna wartość trwałego przyrostu głębokości.

2.3.3. Warunki pomiaru

Dobór skali w sposobie Rockwella zależy od rodzaju materiału oraz przewidywanej twardości. Orientacyjne przykłady zastosowania w pomiarach twardości skal: A, B, D, E, F, G, H, K przedstawiono w tabelicy 2.6. Dla stali najczęściej wykorzystywane są skale B i C.

Wartości sił obciążających węgelnika oraz zakres twardości dla poszczególnych skal zestawiono w tabelicy 2.5.

Tablica 2.5

Sily obciążające węgelnika oraz zakres twardości dla poszczególnych skal w sposobie Rockwella

Skala twardości Rockwella	Symbol twardości Rockwella	Postać i materiał węgelnika	Obciążenie węgelnika N			Zastosowanie do pomiaru w zakresach
			siła wstępna F_0	siła główna F_1	siła całkowita $F = F_0 + F_1$	
A	HRA	stołek diamentowy o kształcie wierzchołkowym 120°	98,07	490,3	588,4	20 ÷ 88 HRA
C	HRC			1373	1471	20 ÷ 70 HRC
D	HRD			882,6	980,7	40 ÷ 77 HRD
B	HRB	kulka stalowa ϕ 1,588 mm		882,6	980,7	20 ÷ 100 HRB
F	HRF			490,3	588,4	60 ÷ 100 HRF
G	HRG	kulka stalowa ϕ 3,175 mm		1373	1471	30 ÷ 94 HRG
E	HRE			882,6	980,7	70 ÷ 100 HRE
H	HRH			490,3	588,4	80 ÷ 100 HRH
K	HRK			1373	1471	40 ÷ 100 HRK

Orientacyjne przykłady zastosowania w pomiarach twardości Rockwella
skal A, B, C, D, E, F, G, H, K

Skala twardości	Orientacyjne przykłady stosowania
A	do stali w głowach i stopowych w stanie hartowanym i ulepszonym cieplnie, do cienkich wyrobów stalowych, przedmiotów stalowych płytko utwardzonych przez nawłanie, do węglików spiekanych oraz innych stopów o twardości 60÷80 HRA
B	do wyrobów z miękich stali, do stali w głowach i stopowych w stanie zamkniętym lub normalizowanym, twardości gładkiej, stopów miedzi, stopów aluminium oraz innych stopów metali nieelastycznych o twardości 30÷100 HRB
C	do materiałów twardszych niż 100 HRB, np. do stali w głowach i stopowych w stanie hartowanym lub ulepszonym cieplnie, wyrobów stalowych gładko utwardzonych przez nawłanie, twardego odlewów żeliwnych, perlitycznego twardości gładkiej, tytanu oraz innych materiałów i stopów o twardości 20÷67 HRC
D	do cienkich wyrobów stalowych, przedmiotów stalowych średnio gładko utwardzonych przez nawłanie, perlitycznego twardości gładkiej
E	do odlewów żeliwnych, aluminium, stopów magnezu, metali i stopów żelaznych
F	do stali w głowach i stopowych w stanie zamkniętym lub normalizowanym, wyrobów stopów miedzi oraz innych stopów metali nieelastycznych, do miękich blach cienkich o twardości 60÷100 HRF
G	do twardości gładkiej, stopów miedziowo-niklowych i stopów miedziowo-cynkowych; w celu uniknięcia spłaszczenia kulki należy ograniczyć do góry zakres pomiaru do 92 HRG
H	do aluminium, cynku i ołowiu
K	do metali i stopów żelaznych oraz innych bardzo miękich i cienkich materiałów metalowych

Odległość rodków dwóch siednich odcisków powinna odpowiadać co najmniej czterokrotnej średnicy odcisku, lecz nie powinna być mniejsza niż 2 mm. Odległość między rodkiem odcisku a krawędzi próbki powinna odpowiadać co najmniej dwu i półkrotnej średnicy odcisku, lecz nie powinna być mniejsza niż 1 mm.

Czas obciążenia wgłbniaka sił główną F_1 powinien wynosić:

1—3 s - dla metali nie wykazujących postępującego odkształcenia plastycznego pod obciążeniem F_1 (wyraźne zatrzymanie wskazurzenia pomiarowego).

10—15 s - dla metali, które wykazują postępujące odkształcenie plastyczne pod obciążeniem F_1 .

Wartości twardości Rockwella odczytuje się bezpośrednio z odpowiednio wyskalowanej tarczy czujnika zegarowego po zdjęciu obciążenia głównego. W wiążkości twardościomierzy na tarczy czujnika naniesione są dwie skale przesunięte względem siebie o 30 działek. Skala zewnętrznej (czarnej) używa się do prób, w których wgłbniakiem jest stółek diamentowy, a wewnętrznej (czerwonej) do prób, w których wgłbniakiem jest kulka stalowa.

2.3.4. Zasada zapisu twardości

Symbol jednostki twardości Rockwella HR uzupełnia się literami, określającymi skalę, w której wykonano pomiar: A, B, C, D, E, F, G, H, K oraz - na początku zapisu - liczbowym wynikiem pomiaru.

Np.: 62 HRC - twardość Rockwella 62 zmierzona w skali C (przy zastosowaniu wgłbniaka diamentowego w postaci stołki),

88 HRB - twardość Rockwella 88 zmierzona w skali B (przy zastosowaniu wgłbniaka w postaci kulki stalowej).

2.3.5. Wady i zalety pomiaru twardości sposobem Rockwella

Wady:

- niemożliwość bezpośredniego porównania poszczególnych skal,
- duży wpływ niepoprawnego ustawienia przedmiotu oraz czystości badanej powierzchni na wynik pomiaru,
- mniejsza dokładność pomiarów niż w innych metodach.

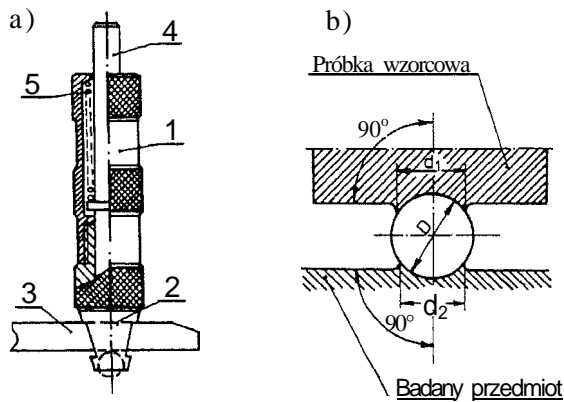
Zalety:

- szybkość wykonania pomiaru,
- szeroki zakres pomiarowy - dla metali miękkich i twardych,

- mo liwo automatyzacji pomiarów,
- prostota wykonywania pomiarów.

2.4 Pomiar twardo ci metali sposobem Poldi

Najbardziej rozpowszechnionym dynamicznym sposobem pomiaru twardo ci metali jest sposób opracowany przez Hut Poldi.



Rys. 2.7. Pomiar twardo ci sposobem Poldi: a) młotek, b) schemat pomiaru; 1 - uchwyt, 2 - oprawka kulki, 3 - płytka wzorcowa, 4 - sworze , 5 - spr yna

Młotek Poldi (rys. 2.7) składa si z obudowy, w której jest umieszczony ruchomy sworze , oparty jednym ko cem o płytk wzorcow . Z drugiej strony płytka wzorcowa oparta jest na stalowej kulce o rednicy 10 mm. Pomiar twardo ci polega na równoczesnym wykonaniu odcisków w badanym materiale i płytce wzorcowej przez uderzenie młotkiem o masie 500 g w ruchomy sworze . Po zmierzeniu rednic odcisków, d - w badanej próbce i d_w w próbce wzorcowej, szukana twardo mo e by obliczona w skali Brinella z zale no ci:

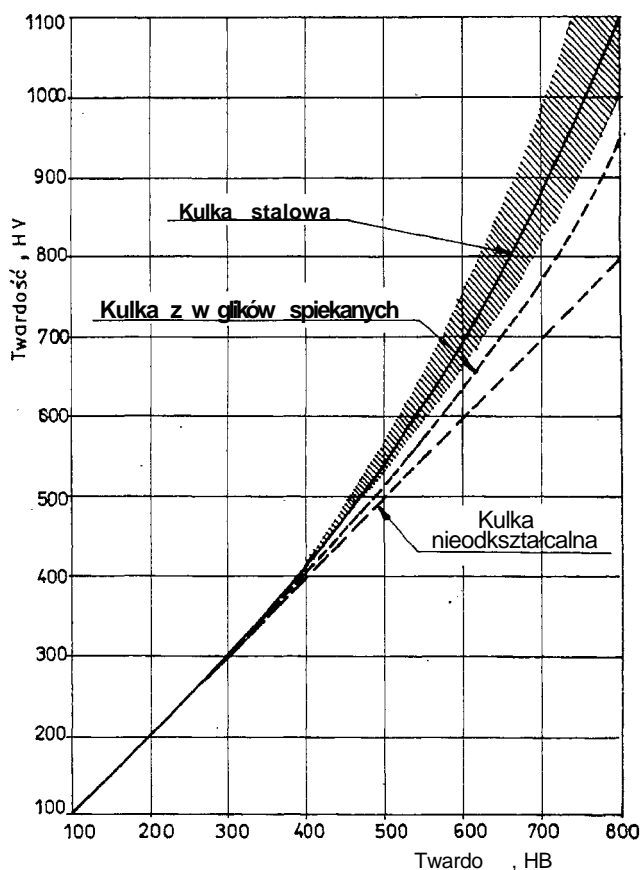
$$HB = \frac{10 - \sqrt{100 - d_w^2}}{10 - \sqrt{100 - d^2}} HB_w \quad (2.6)$$

gdzie: HB_w - twardo próbki wzorcowej.

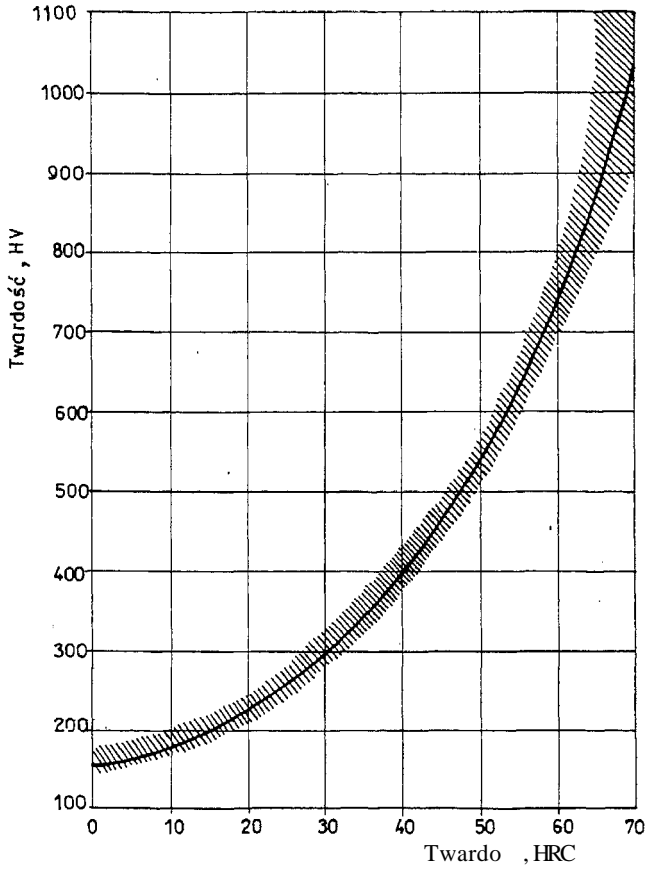
Młotek Poldi ma zastosowanie wsz dzie tam, gdzie nie mo na zastosowa statycznych metod pomiaru twardo ci, np. w magazynach stali lub dla przedmiotu bardzo du ych.

2.5. Porównanie twardości metali wyznaczonej różnymi sposobami

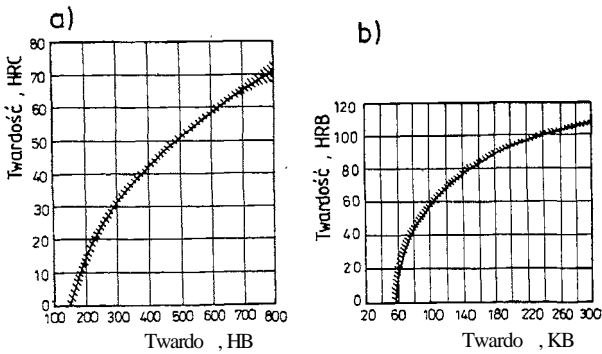
Twardość metali jest funkcją wielu czynników zewnętrznych, a w szczególności zależy od kształtu i wymiarów zastosowanego wgniotnika. Stąd wyniki pomiarów twardości przeprowadzonych różnymi metodami mogą być porównywane między sobą tylko przy zastosowaniu tablic przeliczeniowych lub wykresów uzyskanych do wiadomości. Takie porównanie ma zaledwie charakter orientacyjny i należy je stosować tylko w przypadkach, gdy nie można bezpośrednio zmierzyć twardości wymagany sposóbem. Tablice porównawcze twardości Brinella, Vickersa i Rockwella dla stali i staliwa są znormalizowane i zamieszczone w PN-93/H-04357. Na rys. 2.8; 2.9; 2.10 przedstawiono najważniejsze wykresy porównawcze skal twardości. Pola zakreśkowane ukazują rozrzut porównywanych wartości. Rys. 2.11 przedstawia zakres twardości podstawowych materiałów konstrukcyjnych wyrażony w różnych skalach.



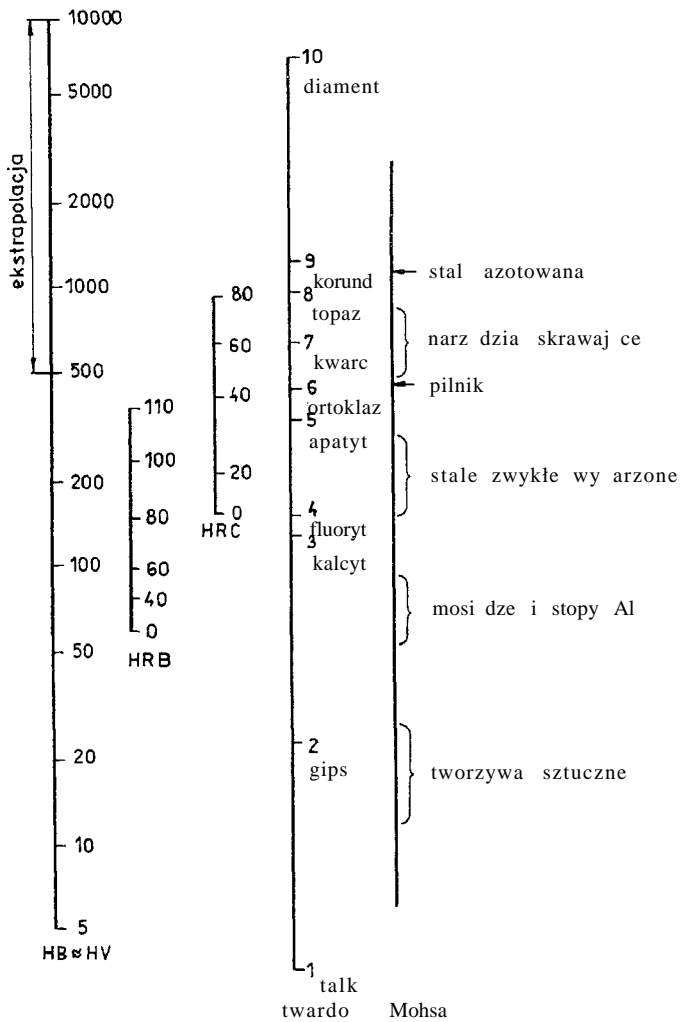
Rys. 2.8. Porównanie skal twardości Vickersa i Brinella



Rys. 2.9. Porównanie skal twardości Vickersa i Rockwella HRC



Rys. 2.10. Porównanie skal twardości Brinella i Rockwella HRB i HRC



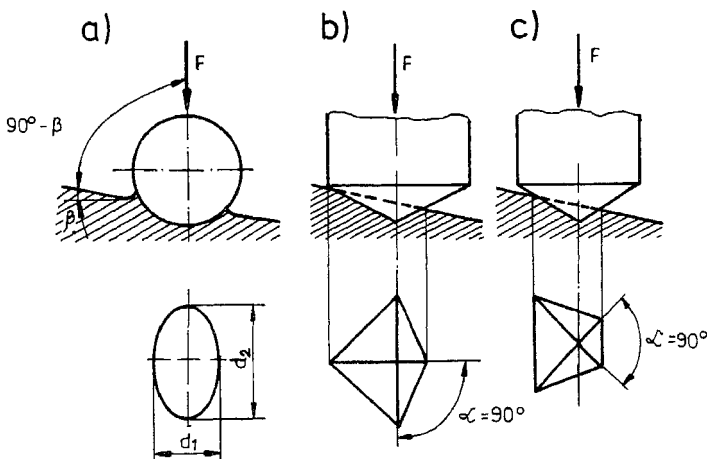
Rys. 2.11. Zakres twardości podstawowych materiałów konstrukcyjnych

2.6. Błędy pomiarów twardości i ich przyczyny

W celu uzyskania poprawnego wyniku pomiaru twardości niezbędny jest nie tylko wybór prawidłowego sposobu i warunków pomiaru. Wymaga się również odpowiedniego doboru miejsca pomiaru, przygotowania powierzchni pomiarowej, znajomości różnic błędów pomiaru oraz zapewnienia dokładności wskaza twardościomierza. W warunkach przemysłowych sposób i warunki pomiaru określone są dokumentacją techniczną lub odpowiednimi przepisami odbiorczymi. W innych wypadkach należy zawsze dążyć do stosowania znormalizowanych statycznych metod pomiaru.

Przystępując do pomiarów należy sprawdzić dokładnie wskazania twardościomierza. Najłatwiej to zrobić mierząc twardość płytek wzorcowych, które z reguły są na wyposażeniu twardościomierza. Płytki wzorcowe mają określone twardości mierzone jedną metodą przy ustalonym obciążeniu i rodzaju węgelnika. Jeżeli wynik pomiaru różni się od wartości podanej na płytce, to należy sprawdzić stan techniczny twardościomierza. Szczególną uwagę należy zwrócić na węgelnik. Nawet niewielkie odchyłki kształtu i wymiarów mogą powodować znaczne błędy pomiaru. Wykorzystywanie do pomiarów uszkodzonych węgelników, np. ostrosłupów lub stożków diamentowych wykruszonych w wyniku złej obsługi lub kulek stalowych spłaszczonych podczas wgniatań ze zbyt dużymi siłami, jest niedopuszczalne.

Znaczny wpływ na błędy pomiaru wywiera nieprostotałność powierzchni badanej próbki w stosunku do osi węgelnika i niezgodność tej osi z osią działania obciążenia. Wynikiem tego są zniekształcone odciski (rys. 2.12).



Rys. 2.12. Zniekształcenie odcisków w przypadku nieprostotałności powierzchni do osi węgelnika przy pomiarze twardości sposobem: a) Brinella, b, c) Vickersa

Sposób ustawienia i rodzaj powierzchni badanego przedmiotu	Płaszczyzna	Powierzchnia walcowa	Powierzchnia stożkowa	Powierzchnia kulista	Powierzchnia wypukła
Ustawienie nie prostopadłe do obci					
Ustawienie nie prostopadłe do obci					
Ustawienie przedmiotu niestajycznego					
Ustawienie przedmiotu niestajycznego					
Ustawienie przedmiotu odkształ, si					
Ustawienie przedmiotu odkształ, si					

Rys. 2.13. Przykłady wadliwego i poprawnego ustawienia przedmiotów w czasie przeprowadzania pomiarów twardości

Brak sztywnego podparcia próbki może decydować o jej odkształceniu sprężystym lub plastycznym pod działaniem obciążenia i tym samym być przyczyną błędnych wyników pomiarów. Z tego powodu przedmioty poddane próbom twardości powinny być szczególnie starannie ułożone i sztywno podparte. W tym celu używa się pryzm, wymiennych stolików twardościomierzy i specjalnych podpórek. Przykłady wadliwego i poprawnego ustawienia przedmiotów przedstawiono na rys. 2.13.

3. BADANIA METALOGRAFICZNE

3.1. Wprowadzenie

3.1.1. Podział badań metalograficznych

O zastosowaniu i wykorzystaniu praktycznym materiałów konstrukcyjnych oraz narzędziowych decydują ich właściwości, zależne od wielu czynników, przy czym najważniejsze są to - skład chemiczny oraz ich budowa wewnętrzna czyli struktura.

Do oceny **struktury** metali i stopów służą między innymi **badania metalograficzne**, przy czym w zależności od stosowanych urządzeń oraz powiększeń wyróżnia się badania:

- a) **makroskopowe** przeprowadzane okiem nieuzbrojonym lub przy powiększeniach osi galnych za pomocą lupy (do 40x),
- b) **mikroskopowe** z zastosowaniem:
 - **mikroskopu** metalograficznego **wietlnego** (optycznego), na którym możliwe jest osiągnięcie powiększenia od 50 do 1500 x,
 - **mikroskopu elektronowego**: powiększenie przekraczające nawet 100 000 x.

Przedmiotem niniejszego wykładu są badania makroskopowe i mikroskopowe, przy czym te ostatnie przy wykorzystaniu mikroskopu optycznego.

3.1.2. Ogólna charakterystyka badań metalograficznych makroskopowych

Badania metalograficzne makroskopowe służą głównie do oceny jakości materiału. Obserwacji poddaje się naturalne powierzchnie wyrobów, naturalne lub odpowiednio przygotowane przełomy albo powierzchnie wyszlifowane i wytrawione odpowiednimi odczynnikami. Często badanie makroskopowe jest pierwszym etapem ekspertyz powypadkowych.

Na **powierzchni** przedmiotu można ujawnić między innymi (fot. 3.1 do 3.4):

- ludy oddziaływania środowiska (zgorzelina, produkty korozji itp.),
- nieciągłości materiałowe, takie jak pęknięcia, pęknięcia, pory, nadlewki, niedolewy, rysy, zwalcowania.

Na przełomach obserwuje się :

- charakterystyczne cechy przełomu, określajcie jego rodzaj,
- wielkość i kształt wtrąceń niemetalicznych,
- wielkość i kształt ziarn,
- nieciągłości materiałowe,
- grubość charakterystycznych stref elementu, np. strefy zahartowanej.

Na zglądach metalograficznych makroskopowych określają się następujące cechy materiału:

- naruszenie spójności metali i stopów,
- struktur pierwotny powstał w wyniku krzepnięcia,
- struktur wtórny powstał w wyniku przeróbki plastycznej na gorąco (włóknisto) i na zimno (linie odkształceń),
- niejednorodność struktury i składu wywołaną obróbką cieplną, cieplno-chemiczną, procesem technologicznym,
- grubość charakterystycznych stref elementu.

3.1.3. Ogólna charakterystyka badań metalograficznych mikroskopowych na mikroskopie optycznym

Badania metalograficzne mikroskopowe na mikroskopie świetlnym przeprowadza się na specjalnie przygotowanych próbkach, zwanych **zglądami** (lub szlifami) **mikro**. Przeprowadzone na zglądach **nietrawionych** pozwalają na określenie:

- rodzaju wtrąceń (orientacyjnie) i stopnia zanieczyszczenia stopu wtręciami niemetalicznymi, a także kształtu, wielkości i rozmieszczenia wydzieleń grafitu w eliwie,
- obecności mikropor, mikropęknięć i innych nieciągłości materiału.

Badania przeprowadzone na zglądach **wytrawionych** umożliwiają określenie:

- rodzaju struktury materiału,
- niekiedy przybliżonego składu chemicznego,
- kształtu i wielkości ziarn,
- rodzaju procesu technologicznego, obróbki cieplnej i cieplno-chemicznej,
- dokładnej grubości stref elementu o różnej strukturze oraz powłok,
- przebiegu nieciągłości (przez ziarna, po granicach ziarn).

3.2. Próbki do bada metalograficznych

3.2.1. Próbki do bada makroskopowych

Badania makroskopowe powierzchni zewn trznych przedmiotów zwykle nie wymagaj wykonania specjalnych próbek. W przypadku zanieczyszczenia powierzchni olejem czy smoł , nale y je usun , najlepiej przez przemycie rozpuszczalnikiem. Podobnie nie wymagaj adnego przygotowania przełomy próbek zm czeniowych czy próbek wytrzymało ciowych, a tak e przełomy elementów uszkodzonych w czasie pracy.

Dla przeprowadzenia bada na **przekrojach** trzeba ju przygotowa odpowiednie próbki, nazywane zgładami. Pobiera si je cz sto z całych przekrojów elementów lub - w zale no ci od celu badania - z wybranego fragmentu.

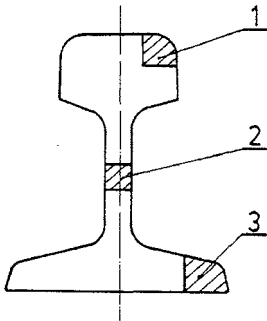
Pobieranie próbek, chocia jest czynno ci prost , wymaga jednak du ej staranno ci i uwagi, gdy ci cie materiału mo e lokalnie zmieni jego struktur , co z kolei prowadzi do bł dnych wniosków. Ci cie materiału przeprowadza si ró rnymi sposobami; pił r czn lub mechaniczn , cienkimi tarczami szlifierskimi, ewentualnie palnikiem acetylenowo-tlenowym. Lokalne przegrzanie materiału wyst puje najwyra niej przy ci ciu palnikiem, natomiast przy innych wymienionych sposobach ci cia mo e by zmniejszone przez u ycie odpowiednich chłodziw. Odcinanie próbek za pomoc palnika jest stosowane przy wi kszych przedmiotach, jakimi s na przykład konstrukcji spawane. W celu unikni cia wpływu nagrzania materiału przewiduje si naddatek, który nast pnie usuwa si skrawaniem.

Po wyci ciu próbek powierzchnie maj ce by przedmiotem badania szlifuje si , najlepiej na szlifierce do płaszczyzn. Nast pnie próbki szlifuje si na płótnach i papierach ciernych o coraz drobniejszym ziarnie. „Ziarnisto ” papieru lub płótna jest podana przez liczb okre laj c ilo oczek w sicie na cm^2 , przez które przesiewany jest materiał cierny przed poł czeniem z podłó em, np. papier gruboziarnisty ma oznaczenie 100, a papier drobnoziarnisty - oznaczenie 600. Szlifowanie mo na równie wykonywa r cznie na arkuszu papieru uł onym na twardej i sztywnej podkładce (np. gruba płyta szklana). Próbk trzyma si w palcach szlifuj c płaszczyzn zgładu ruchem posuwisto-zwrotnym. Po uzyskaniu na powierzchni obrabianej rys przebiegaj cych tylko w jednym kierunku próbk płucze si strumieniem wody, suszy i kontynuuje szlifowanie na papierze o drobniejszym ziarnie, po obróceniu próbki o 90° . Zgład szlifuje si tak do znikni cia rys z poprzedniego papieru. Czynno ci szlifowania i płukania powtarza si dochodz c do papieru o najdrobniejszym ziarnie. Zgłady do bada makroskopowych wymagaj obróbki

na papierach o redniej ziarnisto ci lub drobnej, a czasem nawet dodatkowego polerowania.

3.2.2. Próbki do bada mikroskopowych

Próbkom, z których wykonuje si zglądy metalograficzne mikroskopowe, najlepiej nadawa ksztalt sze cianu o boku 10 do 15 mm, lub walca o długo ci ok. 15 mm, co jest podyktowane łatwo ci wykonania zglądów. Dla elementów przerobionych plastycznie zglądy wykonuje si na przekrojach podłunych i poprzecznych (szczegóły s opisane w normie PN-64/H-04510), natomiast w odlewach nie ma takiej potrzeby. Z du ych elementów próbki pobiera si ze rodka i brzegu badanego przekroju albo z **miejsz charakterystycznych** (rys. 3.1), tj. takich, gdzie mo na si spodziewa :



Rys. 3.1. Miejsza pobrania próbek na zglądy metalograficzne z przekroju szyny kolejowej; 1 - główka - miejsce narazone na największe zuycie, 2 - szyjka szyny, 3 - stopa - miejsce zamocowania do podkładu kolejowego, w którym mog wystpowadu naprzenia

- obecno ci wad materiałowych,
- zmienionej struktury,
- uszkodze powstałych w czasie eksploatacji.

Podstaw do okre lenia miejsca pobrania próbki s wcze niejsze badania makroskopowe.

Szlifowanie próbek na zglądy mikro przeprowadza si identycznie jak dla zglądów makro. Po zako czeniu szlifowania na najdrobniejszych papierach powierzchni zglądu **poleruje** si do osi gni cia zwierciadlanego połysku.

Polerowanie mechaniczne przeprowadza si na urz dzeniu polerowniczym o tarczy poziomej lub pionowej, nap dzonej silnikiem elektrycznym o pr dko ci obrotowej $n = 700$ do 800 l/min. Tarcza o rednicy $D =$ ok. 250 mm pokryta jest filcem lub sukniem i jest zwil ana zawiesin wodn bardzo drobnego (szlamowanego) materiału ciernego. Polerowanie ko czy si po osi gni ciu gładkiej zwierciadlanej powierzchni.

Wypolerowan powierzchni zglądu przemywa si wod i suszy strumieniem zimnego powietrza. Je eli na zglądzie wystpuj pory i pknicia, konieczne jest płukanie w alkoholu, aby całkowicie usun wod z porów, gdy ta, pozostaj c w nieci gło ciach, wypływa nast pnie podczas bada . Obecnie cz sto wykorzystuje si do przygotowania zglądów metalograficznych mikro **polerowanie elektrolityczne**, które polega na anodowym rozpuszczaniu po-

wierzchni zglądu, przygotowanego wst pnie przez szlifowanie. Zalet polerowania elektrolitycznego jest brak warstwy zgniecionej na powierzchni zglądu, która deformuje struktur , i krótki czas polerowania. Wad jest trudno doboru jego parametrów.

3.3. Badania metalograficzne makroskopowe

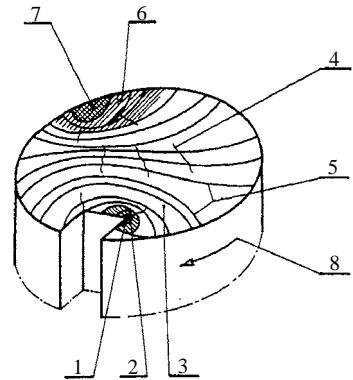
Metodyka bada makroskopowych zale y od zastosowanego sposobu bada , które zostaną omówione tylko przykładowo.

3.3.1. Obserwacja przełomów

Najprostszy podział przełomów to podział na **kruche** i **plastyczne** (fot. 3.5 i 3.6). Przełom (lub złom) kruchy następuje bez makroskopowych odkształceń plastycznych i spowodowany jest obciążeniem, które przekracza spójność materiału. Powierzchnia przełomu jest płaska, błyszcząca, krystaliczna stąd czasem jest używana nazwa przełom krystaliczny lub przełom ziarnisty. Przełom kruchy przebiega wzdłuż określonych płaszczyzn krystalograficznych ziarna tzw. płaszczyzn łupliwości lub po granicach ziarn. Przełom plastyczny lub cięgliwy jest poprzedzony makroskopowym odkształceniem plastycznym. Jest nazywany ze względu na swój wygląd przełomem włóknistym.

Oprócz wymienionych przełomów spotyka się złomy zmieniowe, (fot. 3.7) powstałe w wyniku działania cyklicznie powtarzających się naprężeń. Cechy charakterystyczne złomu zmieniowego przedstawiono i opisano na rys. 3.2.

Ogniska złomu, z których rozwijają się mikropęknięcia, znajdują się z reguły na powierzchni elementu w miejscach ścierania naprężeń lub różnych rodzajów wad (np. wtrąceń niemetalicznych, pęknięć hartowniczych, łuski po obróbce skrawaniem itd.). Stref wokół ogniska nazywa się strefą przyogniskową. Jest ona zwykle błyszcząca, drobnoziarnista,



Rys. 3.2. Cechy powierzchni złomów zmieniowych (ujcie poglądowe); 1 - ognisko, 2 - strefa przyogniskowa, 3 - uskoki pierwotne, 4 - uskoki wtórne, 5 - linie zmieniowe, 6 - strefa przejściowa, 7 - strefa reszkowa, 8 - kierunek obrotu wału; strefa zmieniowa obejmuje powierzchnię złomu, wliczając strefę reszkową

o bardzo małej chropowatości. Ze strefy przyogniskowej p k ni cia rozprzest-
 zieniaj si w g ł b materiału, tworzą c stref zm czeniow , która charakteryzuje
 si gładk , muszlow powierzchni z zaznaczonymi liniami zm czeniowymi,
 które powstają w wyniku umocnienia materiału pod wpływem obci e . Coraz
 silniejsze osłabienie elementu przez post puj ce p k ni cie prowadzi do szyb-
 kiego niszczenia w ko cowej cz ci złomu, zwanej stref resztkow . Wykazuje
 ona budow ziarnist dla materiałów kruchych, a włóknist dla materiałów
 ci gliwych. Zwykle strefa zm czeniowa jest oddzielona od strefy resztkowej
 stref przej ciow o wzrastaj cej chropowatości.

Badanie makroskopowe przełomów stanowi wa ny wska nik oceny mate-
 riału. Na podstawie wygl du i umiejscowienia przełomu mo na wnioskowa
 o przyczynach zniszczenia elementu konstrukcyjnego, którymi mog by : wady
 materiałowe, niewła ciwy kształt elementu czy te przeci enie.

Badania przełomów pozwalaj te na okre lenie wielko ci, kształtu i uło e-
 nia kryształów. Wielko ziarn mo na okre li przez porównanie ich z ziarn-
 niami przełomów wzorcowych. W Polsce przyj to skal wzorców zbli on do
 skali szwedzkiej Jernkontoret (PN-84/H-04507/03). Przy stałej kontroli przeło-
 mów podczas obróbki cieplnej lub cieplno-chemicznej mo na wyci gn
 wnioski dotycz ce prawidłowo ci parametrów tych procesów, okre laj c gru-
 bo ci charakterystycznych stref i wielko ci ziarn. Grubo warstwy zahar-
 towanej na przełomie jest łatwa do okre lenia ze wzgl du na wyra n ró nic
 wielko ci ziarn cz ci zahartowanej i niezahartowanej. Podobnie mo na
 okre li grubo warstwy naw glonej - po zahartowaniu warstwa ta ma
 drobniejsze ziarno ni nienaw glony rdze .

3.3.7. Badania przekrojów

Badania makroskopowe przekrojów pozwalaj na:

ujawnianie nieci g ł o ci w materiale, takich jak p cherze gazowe, pory i jamy
 skurczowe, rzadzizny, zawalcowania itp. S one widoczne na powierzchni szlifu
 bez trawienia (fot. 3.8a, b). Nieci g ł o ci ma ło widoczne ujawnia si trawi c
 powierzchni szlifu odczynnikami do g ł bokiego trawienia (tabl. 3.1). Odczyn-
 niki te s zwykle roztworami jednego lub kilku kwasów i działaj koroduj co
 na powierzchni szlifu, znacznie powi kszej c nieci g ł o ci materiałowe (p k-
 ni cia, porowato ci);

ujawnianie struktury pierwotnej oraz segregacji fosforu i siarki. Pod
 poj ciem struktury pierwotnej rozumie si struktur powstaj c w wyniku
 fizykochemicznego procesu krzepni cia. Struktura odlewu dzieli si na kilka
 stref, ró ni cych si wielko ci ziarn, kształtem i ilo ci zanieczyszcze .

Tablica 3.1

Niektóre odczynniki do badania makro struktury stopów elaza,
wg PN-61/H-04502

Zastosowanie odczynnika	Odczynnik		Działanie	Sposób trawienia
	symbol (nazwa)	zalecany skład chemiczny		
1	2	3	4	5
Ujawnia segregację fosforu i w gła oraz w pewnej mierze struktur pierwotn	Ma 1Fe odczynnik Heyna	10gCuCl ₂ 2NH ₄ Cl 2H ₂ O 100 ml H ₂ O (dest.)	Elektrolitycznie - elazo ulega rozpuszczeniu, mied osadza si na powierzchni szlifu. Miejsca bogatsze w fosfor barwi si na brunatno, bogatsze za w w giel - na ciemno lub szaro	Szlifowanie próbki za-ko czy papierem ciernym redniej grubo ci ziarna. Osadzaj c si podczas trawienia na powierzchni próbki warstw miedzi spłuka strumieniem wody przecieraj c szlif wat . Usuni cie miedzi przyspiesza zmywanie wodnym roztworem amoniaku. Czas trawienia 0,5 — 5 minut
Ujawnia segregację fosforu i struktur pierwotn	Ma 2Fe odczynnik Oberhorffera	500 ml H ₂ O(dest) 500 ml C ₂ H ₅ OH 0,5 g CuCl ₂ 0,5 g SnCl ₂ 30 g FeCl ₃ 50mlHCl (1,19)	Miejsca wolne od fosforu ulegaj wytrawieniu i ciemniej , zawieraj ce za fosfor pozostaj nie-naruszone	Próbk bardzo gładko wyszlifowa lub wypole-rowsa . Warstw miedzi usuwa si ze szlifu, jak dla Ma 1Fe. Czas trawienia - kilka sekund do 2 minut
Ujawnia rozmieszczenie siarki i cz -ciowo fosforu	Ma 3Fe odczynnik Baumana	5 ml H ₂ SO ₄ (1,84) 100 ml H ₂ O (dest.)	Za po rednictwem kwasu siarkowego wtr enia siarczków elaza i manganu wywołuj reakcj bromku srebra na papierze fotograficznym na br zowy siarczek srebra. Fosforki pozostawiaj na papierze ja -niejsze plamy	Szlifowanie próbki za-ko czy na papierze ciernym redniej gru-ziarna. Fotograficzny papier bromo-srebrowy mo-czy w odczynniku przez 2—5 minut, osuszy nast pnie bibuł . Połoy szlif i przycisn wałkiem gumowym. Po 1 — 2 minutach (niekiedy po 15mi-nutach) papier zdj , utrwali w utrwalaczu fotograficznym, przemy wod i suszy . Prób wykonywa w tempera-turze pokojowej

1	2	3	4	5
Ujawnia nieci ęłoci materiału, wtracenia niemetaliczne oraz układ włókien stopów elaza przetwarzanych plastycznie	Ma 4 Fe odczynnik do ęłobkiego trawienia	100 ml HCl (1,19) 100 ml H ₂ O(dest.)	Koroduj ce - wyera wtraceni niemetaliczne, silnie atakuje brzeęgi nieci ęłoci materiału	Zazwyczaj wystarcza zgrubna obróbka mechaniczna badanych powierzchni. Trawi pod wyci ęciem w temperaturze 60-70°C
	Ma 5Fe odczynnik Jacewicza	38mlHCl (1,19) 12 ml H ₂ SO ₄ 50 ml H ₂ O(dest.)		
Ujawnia miejscowe odkształcenie plastyczne w głowych stałych zawierających azot, z wyjątkiem stali niestarczających się	Ma 8Fe odczynnik Fry	120 ml HCl (1,19) 20g CuCl 100 ml H ₂ O (dest.)	Atakuje strefy, w których została przekroczona granica plastycznie ci, ujawniając je w postaci tzw. „linii odkształceń”	Przed wykonaniem szlifowania zaleca się wygrzewanie próbek w temperaturze 150-300°C w cięgu 1 godz. Wypolerowany szlif trawi w odczynniku w cięgu 1 — 3 minut, pocierając wacięczsto zanurzając w odczynniku i sproszkowanym chlorku miedziowym. Po ujawnieniu „linii odkształceń” spłukać 50% roztworem HCl (1,19), a następnie wodę
Do badania spoin	Ma 11Fe odczynnik Adlera	3gCuCl ₂ 2NH ₄ Cl 2H ₂ O 25 ml H ₂ O (dest.) Po rozpuszczeniu dodać 50 ml HCl (1,19) 15 g FeCl ₃	Wyraźnie uwidacznia spoiny i warstwy napawane	Polerowanie szlifowania jest zbędne. Szlif trawi w temperaturze pokojowej

Cd. tablicy 3.1

1	2	3	4	5
Ujawnia grubo warstwy naw glonej	Ma 14Fe		Warstwa naw glona barwi si na ciemno	Próbk nale y oszlifowa na papierze ciemnym redniej grubo ci ziarna. Trawi w temperaturze pokojowej
Ujawnia grubo warstwy odw glonej	Ma 15Fe	5-10 ml HNO_3 (1,42)	Warstwa odw glona pozostaje jasna	Próbk nale y wypole-rowa . Trawi w temperaturze pokojowej
Ujawnia grubo warstwy zahartowanej	Ma 16Fe	90-95 ml $\text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$	Warstwa zahartowana barwi si na ciemno	Próbk nale y oszlifowa na papierze ciemnym redniej grubo ci ziarna. Trawi w temperaturze pokojowej

Ponadto w obr bie ka dego ziarna pierwotnego wyst puje segregacja składu chemicznego. Na przykład przy krzepni ciu austenitu w stali osie dendrytów (ziarn pierwotnych) s bogatsze w elazo, a ich granice ziarn w fosfor. Wytrawiaj c badany zgład selektywnie działaj cym odczynnikiem ujawnia si miejsca o obni onej lub podwy szonej zawarto ci zanieczyszcze i uwidacznia wielko i uło enie pierwotnych ziarn. Miejsca o ró nej zawarto ci fosforu w stali ujawnia si np. za pomoc odczynnika Oberhorffera (fot. 3.9). Do ujawniania rozmieszczenia wtr ce siarczkowych wykorzystuje si odczynnik Baumanna. Próba Baumanna badania makrostruktury obj ta jest PN-87/H-04514. Wynik próby ustala si na podstawie ogl dzin otrzymanej odbitki na papierze fotograficznym (fot. 3.8c, d). Z charakteru rozmieszczenia siarczków mo na cz sto wnioskowa o sposobie kształtowania przedmiotów.

ujawnianie budowy włóknistej b dcej wynikiem przeróbki plastycznej. Włóknisto mo e by ujawniona po wytrawieniu szlifu odczynnikiem Jacewicza (fot. 3.10). Obecno stref, w których przekroczona została granica plastyczno ci, wskazuj tzw. linie odkształce , które mo na wykry w stalach w głowych za pomoc odczynnika Fry. Odczynnik ten silniej atakuje miejsca, gdzie nast piło przekroczenie granicy plastyczno ci;

badanie makroskopowe poł cze spawanych, które jest cz sto spotykanym sposobem badania jako ci spoin. Aby ujawni struktur makroskopow zł cza, obrobion powierzchni trawi si odczynnikiem zalecanym przez norm , np. odczynnikiem Adlera. Obserwacja obejmuje całe zł cze spawane pocz wszy od spoiny, poprzez stref wpływu ciepła a do niezmie-

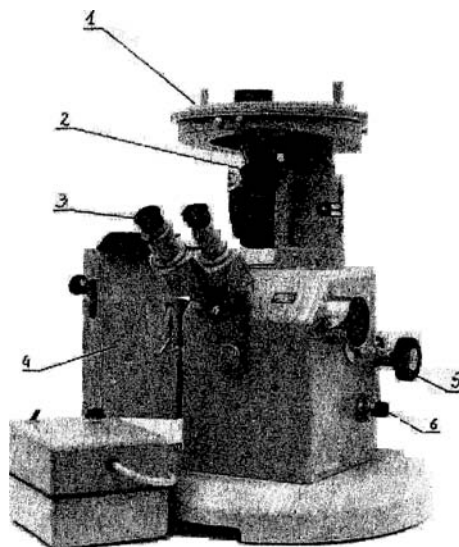
nionego materiału rodzimego i pozwala na określenie: budowy spoiny, wad makroskopowych w spoinie, jako ci wtopienia, szeroko ci strefy wpływu ciepła, budowy materiału rodzimego (fot. 3.11).

Badania metalograficzne makroskopowe z reguły poprzedzają badania mikroskopowe, pozwalają bowiem na wytypowanie miejsca, z którego pobierany jest materiał do badań szczegółowych struktury.

3.4. Badania metalograficzne mikroskopowe

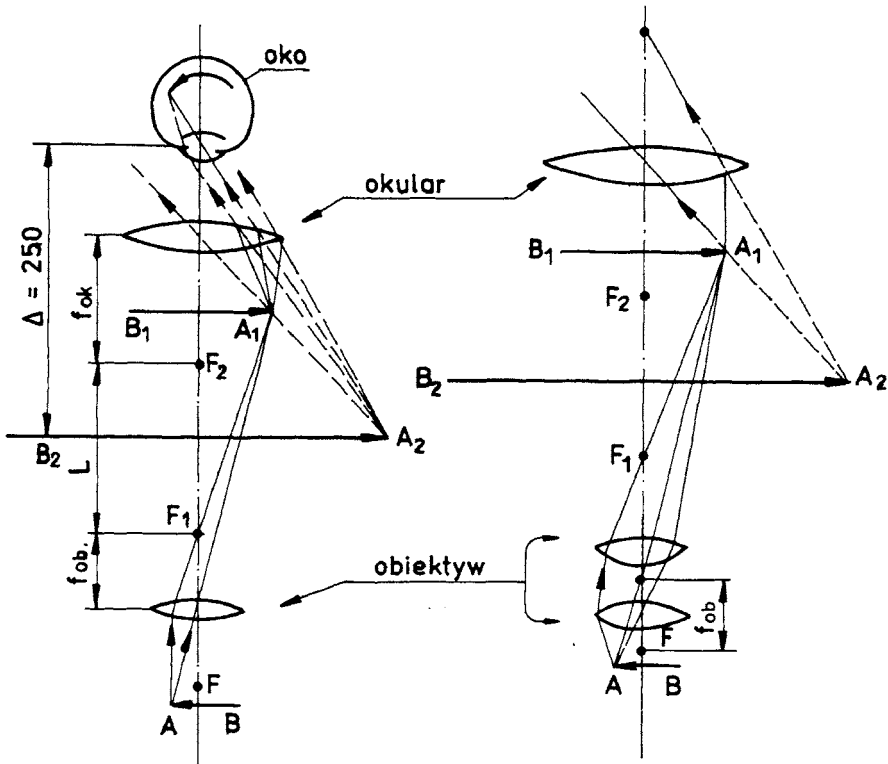
3.4.1. Budowa metalograficznego mikroskopu optycznego

Mikroskop metalograficzny (rys. 3.3) pracuje na zasadzie wykorzystania wiązki odbitego od powierzchni zglądu. Mikroskop składa się z elementów optycznych i mechanicznych. Część optyczna obejmuje: obiektyw, okular i oświetlacz, a część mechaniczna: tabus, statyw, stolik przedmiotowy oraz mechanizmy do ustawiania ostrości obserwowanego obrazu. Ponadto mikroskopy zwykle posiadają przystawki do fotografowania.



Rys. 3.3. Mikroskop metalograficzny EPITYP-II; 1 - stolik przedmiotowy, 2 - głowica rewolwerowa z obiektywami, 3 - bi-okular, 4 - oświetlacz, 5 - pokrętko przesuwu zgrubnego, 6 - pokrętko przesuwu drobnego

Obiektwy i okular stanowi zakończenie tubusa mikroskopu, w najprostszym wypadku w kształcie rury. Tubus umocowany jest na sztywnym statywie, z którym połączony jest stolik przedmiotowy. Odległość między obiektywem i stolikiem przedmiotowym, na którym ustawia się zgląd metalograficzny, reguluje się za pomocą dwóch posuwów - zgrubnego i dokładnego (o możliwości regulowania do 0,001 mm). Na rys. 3.4 przedstawiono bieg promieni w mikroskopie optycznym oraz powstawanie obrazu powiększonego A_2 — B_2 .



Rys. 3.4. Bieg promieni w mikroskopie optycznym

3.4.2. Powiększenie obrazu na mikroskopie i powiększenie użyteczne

Powiększenie mikroskopu równe jest iloczynowi powiększenia obiektywu i okularu:

$$N = N_{ob.} \cdot N_{ok}$$

Na oprawach obiektywów i okularów są wygrawerowane ich wartości N_{ob} i N_{ok} , nie ma więc żadnych trudności w obliczeniu powiększenia zespołu optycznego w mikroskopie.

O zdolności wyróżniania szczegółów na obserwowanej próbce decyduje obiektyw. Cech ten charakteryzuje tzw. rozdzielczość obiektywu, określana wzorem:

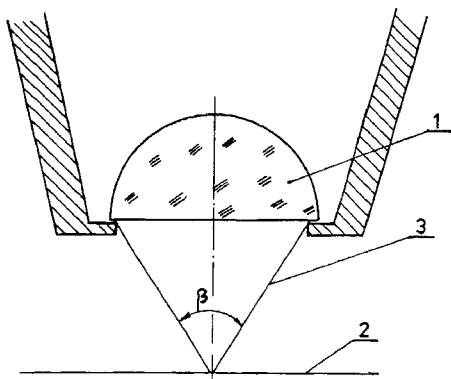
$$d_m = \frac{\lambda}{2n \sin(\beta/2)} = \frac{\lambda}{2 A_{ob}}$$

gdzie: d_m - najmniejsza odległość między dwoma punktami postrzeganymi oddzielnie,
 λ - długość fali zastosowanego światła,

n - współczynnik załamania światła na granicy ośrodków: soczewka (szkło) - czynnik znajdujący się pomiędzy powierzchnią zglądu a czołem obiektywu (powietrze lub olejek imersyjny),

$\beta/2$ - połowa kąta otwarcia obiektywu (połowa kąta zawartego między skrajnymi promieniami światła przechodzącymi przez soczewkę i przecinającymi się w punkcie ogniskowej - rys. 3.5)

A_{ob} - apertura numeryczna obiektywu.



Rys. 3.5. Kąt rozwarcia obiektywu; 1 - obiektyw, 2 - zgląd, 3 - odbity promień świetlny

Na każdym obiektywie jest wygrawerowana wartość A_{ob} , która charakteryzuje moc iwo efektywnego wykorzystania obiektywu dla uzyskania obrazu o możliwie największej ilości szczegółów. Do tego celu należy też z posiadanego zespołu okularów dobrać najkorzystniejszy. Służy do tego powiększenie uyteczne N_u zespołu optycznego: obiektyw + okular, określonego zależnościami:

$$N_u = (500 \text{ do } 1000) A$$

Przykład doboru okularu: powiększenie obiektywu $N_{ob} = 15 \times$, liczba apertury $A = 0,3$, powiększenie uyteczne:

$$N_u = (500 \text{ do } 1000) A = 150 \text{ do } 300$$

$$N_u = N_{ob} \cdot N_{ok}$$

$$N_{ok} = N_u / N_{ob} = \frac{150 \div 300}{15} = 10 \text{ do } 20 \times$$

Zastosowanie okularu o powiększeniu 20x da wprawdzie obraz wikszy, ale będzie to powiększenie „puste”, tzn. bez ujawnienia nowych szczegółów.

3.4.3. Badanie zglądów nietrawionych

Po wypolerowaniu zglądu metalograficznego mikroskopowego przeprowadza się badanie metalograficzne najczęściej dla określenia ilości, charakteru i rozmieszczenia wtrąceń niemetalicznych, a także takich faz jak grafit w żeliwie szarym, sferoidalnym czy cięgliwym, a także krzemu w siluminie. Te ostatnie fazy są składnikami strukturalnymi żeliwa i siluminu, a nie fazami obcymi jak wtrącenia krzemianów czy siarczków w stali. Powstały obraz mikroskopowy to białe tło (zwierciadlana powierzchnia próbki odbija światło) i ciemne wtrącenia (obszary pochłaniające światło). Na podstawie kształtu wtrącenia można na np. orientacyjne określić, czy dany element został odłany (wtrącenia kuliste lub po granicach ziarn), czy też przerobiony plastycznie (wtrącenia wydłużone albo tworzące smugi). W oparciu o analizę kształtu wtrąceń wnioskuje się o ich rodzaju, np.: krzemiany i siarczki - plastyczne w temperaturze walcowania - występują w kształcie krótkich przecinków lub tworzą włókna zgodne z kierunkiem walcowania; nieplastyczne tlenki aluminium przy walcowaniu tworzą smugi, składające się z pokruszonych ziarn, itp. Przykłady wtrąceń niemetalicznych ilustrują fot. 3.12 i 3.13. Rozpatrując ilość wtrąceń niemetalicznych, ich kształt i rodzaj, można je klasyfikować na podstawie PN-64/H-04510. Jest to jednak ocena przybliżona. Możliwe jest także wykrycie wad materiałowych, takich jak drobne łuski, pory czy pęknięcia (fot. 3.13).

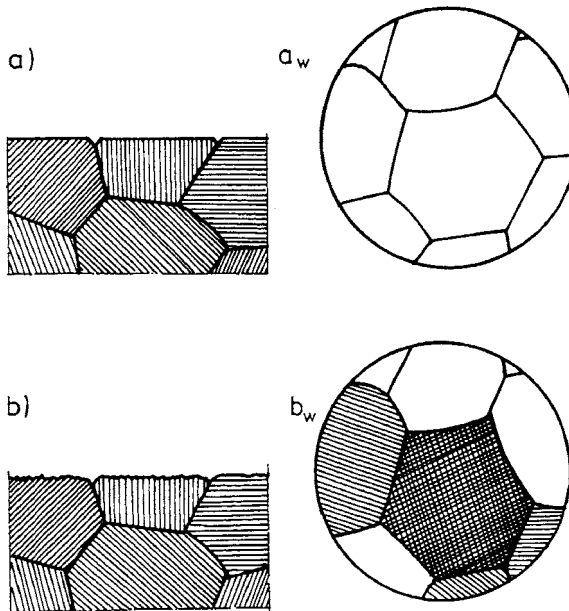
3.4.4. Badanie zglądów wytrawionych

Obserwacja zglądu trawionego pozwala określić: strukturę badanego materiału, wielkość ziarna, grubość warstwy o zmienionej strukturze związanej ze zmianą składu chemicznego lub obróbką cieplną, na przykład grubość warstwy zahartowanej, nawłonej, odwołanej lub ochronnej, zgniot, nieciągłości materiałowe, a w stalach podutektoidalnych w głowach także orientacyjną zawartość węgla (fot. 3.14 do 3.20).

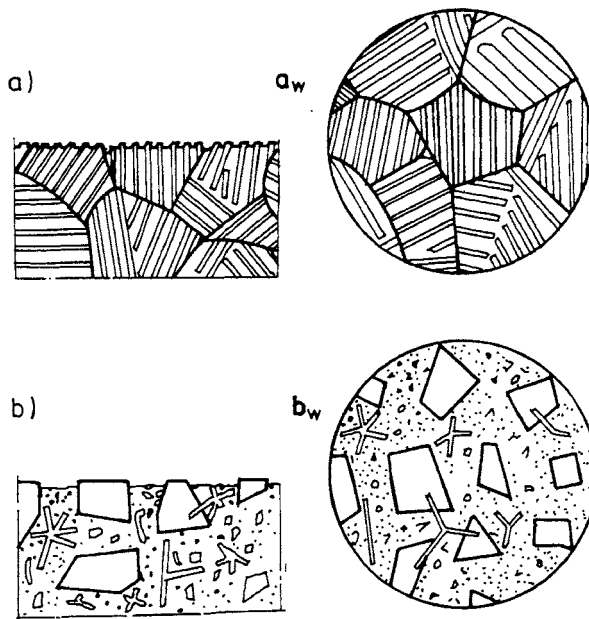
W celu ujawnienia mikrostruktury wypolerowaną powierzchnię próbki poddaje się trawieniu, tj. oddziaływaniu różnorodnych czynników chemicznych (zewnątrz oznak wytrawienia jest zmatowienie powierzchni). Wykorzystuje się tu zjawisko selektywnego oddziaływania odczynnika trawiącego na gra-

nice ziarna, ziarna tej samej fazy oraz na ró ne fazy stopu. Trawienie powoduje „nad arcie” powierzchni, a produkty korozji zostaj usuni te. Powstałe nieró wno ci powierzchni zglądu - relief - rozprasza promienie o wietlaj ce zgląd w ró nych kierunkach, co powoduje powstanie obrazu w mikroskopie.

Po krótkim trawieniu struktury jednofazowej ujawniaj si granice ziarn, które charakteryzuj si mniejsz odporno ci korozyjn ze wzgl du na wyst powanie tam najwi kszej ilo ci bł dów (defektów) krystalograficznych; granice ziarn rozpraszaj promienie wietlne i s widoczne jako ciemne miejsca, natomiast ziarna o lustrzanej powierzchni nie naruszonej w procesie trawienia odbijaj wiatło i s widoczne jako białe płaszczyzny (rys. 3.6a). Po dłu szym trawieniu intensywnemu zaatakowaniu ulegn ju nie tylko granice ziarn, ale równie ich powierzchnie. Odporno poszczególnych ziarn na działanie odczynnik trawi cego jest ró na - zale na od orientacji okre lonych płaszczyzn krystalograficznych w ziarnie wzgl dem powierzchni zglądu. Dzi ki temu obserwuje si ró ne odcienie ich zabarwienia (rys. 3.6b). W stopach wielofazowych odczynnik atakuje z ró n intensywno ci poszczególne fazy i powstaje wyra ny relief powierzchni z jednoczesnym wytrawieniem granic faz i ziarn (rys. 3.7a i b).



Rys. 3.6. Schemat ujawniania struktury materiału jednofazowego po wytrawieniu: a) granic ziarn (krótki czas trawienia), a_w - obraz widoczny pod mikroskopem; b) granic i zabarwienia powierzchni (długi czas trawienia), b_w - obraz widoczny pod mikroskopem



Rys. 3.7. Schemat ujawniania struktury materiału wielofazowego po wytrawieniu: a - stal eutokoidalna - perlit, b - stop łożyskowy

Najczęściej stosowanym odczynnikiem do trawienia zgładów stalowych jest nital (MnFe): 1 do 5% roztwór alkoholowy HNO_3 . Odczynniki metalograficzne ujęte są w PN-61/H-04503, wybrane przykłady zestawiono w tabelicy 3.2.

Posługiwanie się różnymi odczynnikami ułatwia identyfikację poszczególnych składników struktury. Przykładem może być trawienie próbki ze stali nadeutektoidalnej w odczynnikach MnFe (nital) i MnFe (pikrynian sodowy), które reagują różnie z poszczególnymi składnikami struktury. Wytrawienie w nitalu daje obraz składający się z ciemnych ziarn składnika A i jasnej siatki na granicach ziarn - składnik B (fot. 3.19). Składnik B jest odporny na działanie nitalu. Ta sama próbka wytrawiona w pikrynianie sodowym daje zupełnie inny obraz: jasne ziarna - składnik A - mają ciemną siatkę na granicach - B. Odczynnik działa wybiórczo - trawi tylko B (fot. 3.20).

Tablica 3.2

Przykłady odczynników do badania mikrostruktury stopów elaza,
wg PN-61/H-04503 i metali nie elaznych PN-75/H-04512

Zastosowanie odczynnika	Skład chemiczny odczynnika	Sposób trawienia	Działanie
Uniwersalny do stopów elaza	Nital - $Mi1Fe$, 1—5 cm^3 kwasu azotowego HNO_3 + 100 cm^3 alkoholu	Kilka s do kilku minut w zale no ci od rodzaju stopu	Ujawnia granice ziarn i składniki strukturalne stopów
Do stopów elaza zwłaszcza do eliwa	Pikral - $Mi3Fe$, 2—5 g kwasu pikrynowego + 100 cm^3 alkoholu etylowego	Jak dla $Mi1Fe$	Jak dla $Mi1Fe$
Ujawnia cementyt i azotki elaza w stopach elaza	Zasadowy pikrynian sodu - $Mi9Fe$, 25 g wodorotlenku sodowego $NaOH$, 2 g kwasu pikrynowego, 75 cm^3 wody destylowanej	Próbk trawi w temp. 60-110°C. Kilka do kilkunastu minut	Zabarwia na brunatny kolor cementyt i azotki elaza - ferryt pozostawiajasny
Do stali stopowych chromowych i szybkochnych	$Mi13Fe$, 10 g elazycyjanku, potasu, 10 g wodorotlenku potasu, 100 cm^3 wody destylowanej	W temperaturze pokojowej	Barwi w gliki chromu na pomara czowo, a nawet na czerwono; w gliki wolframu na br zowo
Do miedzi i mosi dzu	$Mi24Cu$, 10 g chlorku miedziowo-amonowego, 100 cm^3 wody destylowanej	Trawi w odczynniku o temp. pokojowej. Czas trawienia - wg obserwacji wyniku	Powoduje zaciemnienie fazy w mosi dzach
Do aluminium i stopów Al	$Mi1Al$, 0,5 cm^3 kwasu fluorowodowego, 99,5 cm^3 wody	Trawi w odczynniku o temp. pokojowej. Czas trawienia - wg obserwacji wyniku	Ujawnia granice ziarn czystego aluminium oraz fazy mi dzymetaliczne w stopach Al
Do ołowiu i stopów Pb	$Mi42Pb$, 5 cm^3 kwasu octowego lodowatego, 95 cm^3 alkoholu etylowego	Trawi w odczynniku o temp. pokojowej. Czas trawienia - wg obserwacji wyniku	Ujawnia granice ziarn i struktury pierwotnej w stopach z Sb

4. UKŁAD RÓWNOWAGI FAZOWEJ Fe-Fe₃C

Układ równowagi elazo-cementyt (Fe-Fe₃C) stanowi część układu elazo-w giel (FeC) do strony elaza od pierwszej fazy mi dzymetalicznej - cementytu, którą oznaczono Fe₃C, a która zawiera 6,7% C (procent wagowy). Dalsze fazy mi dzymetaliczne bogatsze w w giel (Fe₂C, FeC) nie mają praktycznego znaczenia w przemysłowych stopach elaza z w glem.

Wykres układu równowagi, to graficzny obraz zależności budowy fazowej (struktury) od składu chemicznego stopu i temperatury. Możliwość określenia struktury dla dowolnie wybranego składu chemicznego stopu pozwala na przewidywanie jego właściwości mechanicznych, dlatego wykres układu równowagi Fe-Fe₃C jest podstawą podziału stopów elaza z w glem na grupy według ich przeznaczenia. Znajomość układu równowagi umożliwia przewidywanie zmian struktury stopów przy ich nagrzewaniu i chłodzeniu, a więc projektowanie procesów ich obróbki cieplnej.

4.1. Wykres układu Fe-Fe₃C i jego opis fazowy

4.1.1. Składniki układu

a. elazo¹⁾ zależy od temperatury, występuje w dwóch odmianach alotropowych. Jedną z odmian jest Fe (niskotemperaturowa) i Fe (wysokotemperaturowa), drugą - Fe₃C. Podczas krzepnięcia w temperaturze 1538°C elazo krystalizuje w sieci regularnej przestrzennie centrowanej (RPC), typu A2 - Fe (), która jest trwała do temperatury 1394°C. W temperaturze 1394°C sieć elaza ulega zmianie na regularną, ściśniętą centrowaną (RSC),

¹⁾ Według PN-90/H-01010/01 „Metale. Klasyfikacja”. **elazo** - metal Fe zawierający zanieczyszczenia, a nie zawierający dodatków stopowych. **elazo wysokiej czystości** - elazo o takiej czystości, aby jego właściwości odpowiadały właściwościom pierwiastka. **elazo technicznej czystości** - elazo uzyskiwane w takich procesach metalurgicznych, aby zanieczyszczenia (w giel i inne pierwiastki) nie przekraczały łącznie 0,15%.

typ. Al-Fe , która istnieje do temperatury 912°C . W temperaturze tej, w wyniku przemiany alotropowej, ponownie tworzy się regularna przestrzennie centrowana (Fe), która istnieje do temperatury otoczenia. W temperaturze 770°C w elazie zachodzi przemiana magnetyczna; powyżej tej temperatury elazo jest paramagnetyczne, a poniżej - ferromagnetyczne. Podczas opisanych przemian elaza oprócz zmiany sieci ulega także zmianie jej parametr. Dla Fe (dla temperatury 20°C) parametr sieci $a = 2,86 \text{ \AA}$, i w miarę wzrostu temperatury wzrasta liniowo, także dla Fe (paramagnetycznego) $a = 2,906 \text{ \AA}$, a dla Fe (γ)- $a = 2,94 \text{ \AA}$; dla odmiany Fe $a = 3,656 \text{ \AA}$.

Twardość elaza (w temperaturze otoczenia) jest niewielka i wynosi $50\text{--}80 \text{ HB}$, zależy od zawartości domieszek.

b. Cementyt - Fe_3C jest to faza miedzywęzłowa zawierająca $6,7 \text{ \% C}$, o strukturze złożonej układu rombowego, krystalizująca w temperaturze około 1252°C z ciekłego roztworu w gąsławie. Sieć cementytu nie zmienia się od temperatury otoczenia. W temperaturze 230°C cementyt zmienia swoje właściwości magnetyczne; powyżej 230°C jest paramagnetyczny, poniżej - ferromagnetyczny. Cementyt jest fazą nietrwałą (metastabilną), bowiem pod wpływem energii cieplnej ulega procesowi grafityzacji: $\text{Fe}_3\text{C} = 3\text{Fe} + \text{C}_{\text{grafit}}$. Jest on twardy i kruchy ($700\text{--}750 \text{ HB}$).

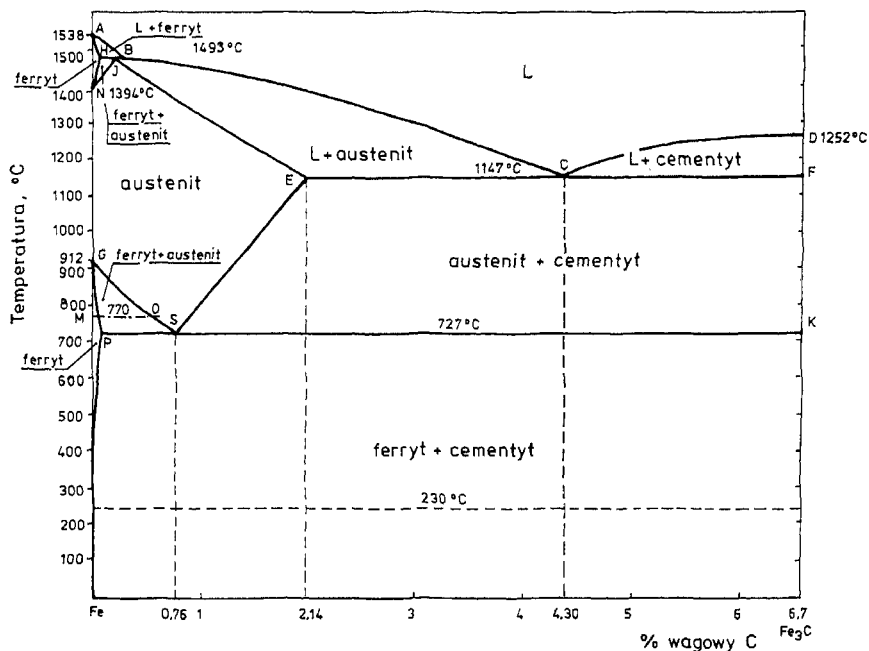
4.1.2. Fazy występujące w układzie

Na rys. 4.1 przedstawiono wykres układu równowagi elazo-cementyt z opisem fazowym. W układzie równowagi występuje jedna faza ciekła oraz trzy fazy stałe.

Powyżej linii ABCD - (linii likwidus) występuje **roztwór ciekły** w gąsławie - faza ciekła - oznaczona poprzez L. Poniżej linii AHECF (linii solidus) występują fazy stałe. Pomiędzy linią likwidus i solidus zawsze istnieje jedna faza ciekła oraz wydzielająca się z niej (krystalizująca) faza stała. W układzie równowagi $\text{Fe-Fe}_3\text{C}$ występują następujące fazy stałe:

Feryt (α) - miedzywęzłowy roztwór stały w gąsławie Fe o sieci RPC (A2). Małe rozmiary luk w sieci są przyczyną bardzo małej rozpuszczalności w gąsławie Fe . W temperaturze eutektoidalnej 727°C wynosi ona zaledwie $0,022\%$ (maksymalna rozpuszczalność) i zmniejsza się ze spadkiem temperatury; w temperaturze otoczenia jest równa zero. Odmiana wysokotemperaturowa - Fe może rozpuścić maksimum $0,09\% \text{ C}$ w temperaturze perytektycznej 1493°C

Austenit (γ) - miedzywęzłowy roztwór stały w gąsławie Fe , o sieci RSC (A1). Maksymalna zawartość w gąsławie austenicie, w temperaturze eutektycz-



Rys. 4.1. Wykres układu równowagi fazowej Fe-Fe₃C (opis fazowy)

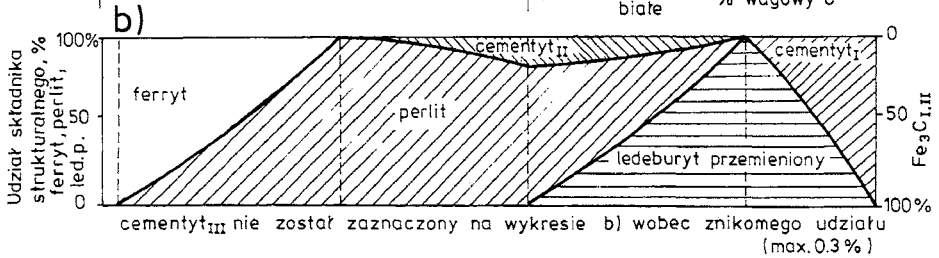
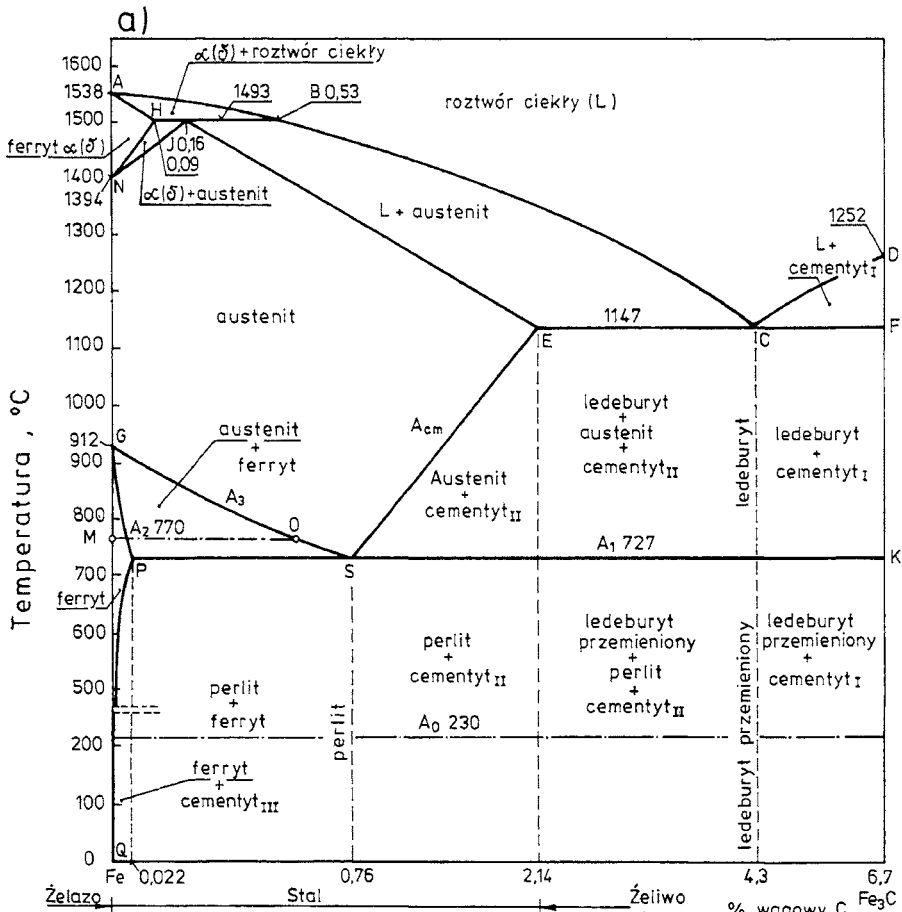
nej 1147°C, wynosi 2,14%C. Zawartość ta zmienia się wraz z temperaturą. Obniżenie temperatury austenitu od 1147°C do 727°C (linia E-S) powoduje, iż ilość rozpuszczonego w nim węgla obniża się do wartości 0,76%C.

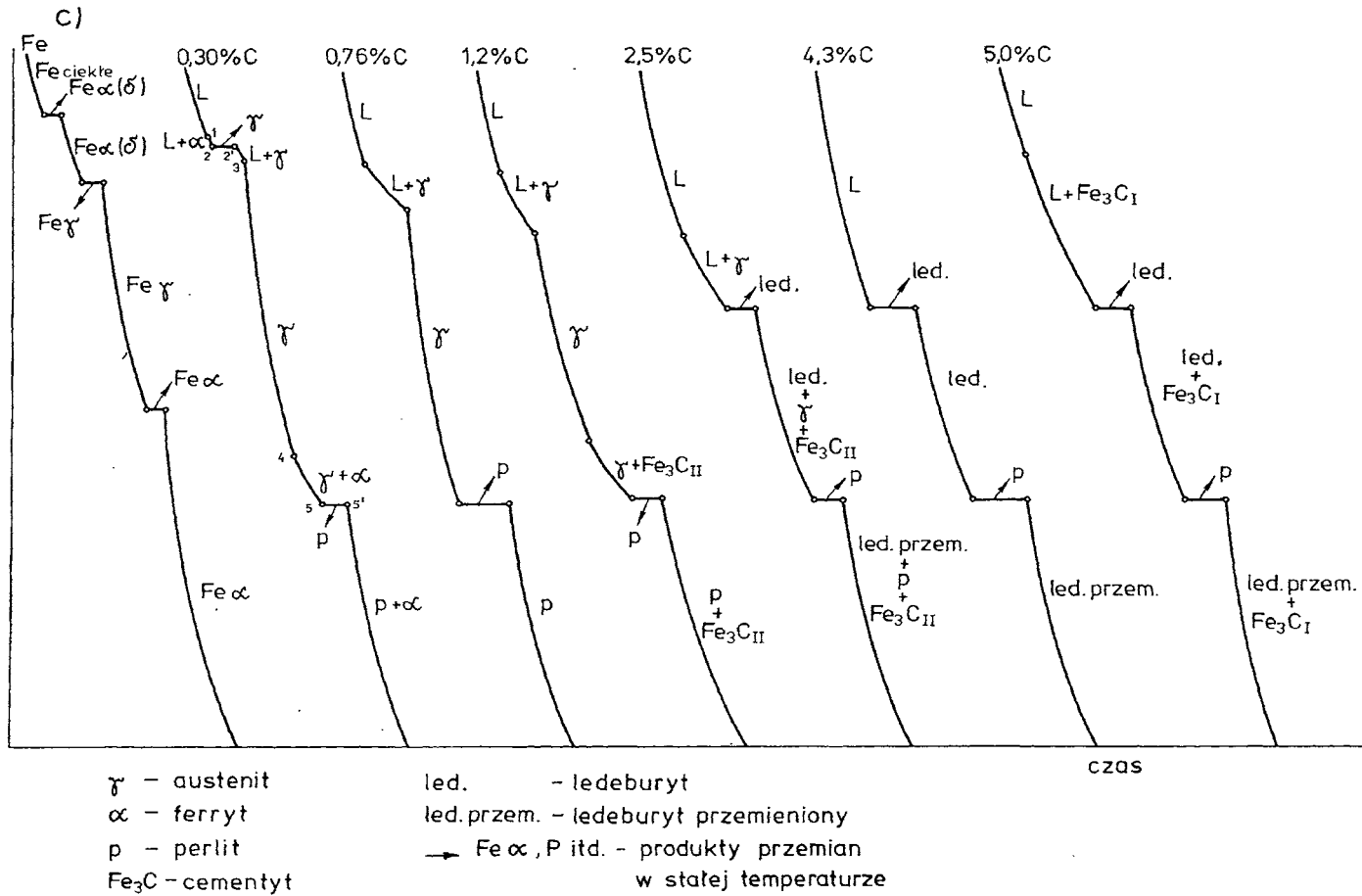
Cementyt (Fe₃C) - faza miedzy innymi opisana w punkcie 4.1.1 jako jeden ze składników układu równowagi.

4.2. Struktura stopów układu Fe-Fe₃C

Rysunek 4.2a przedstawia wykres układu równowagi fazowej z opisem strukturalnym. Na rysunku zaznaczono teoretyczne zawartości węgla umożliwiającej podział stopów żelaza na grupy według przeznaczenia. Przy praktycznym podziale stopów na grupy przyjmuje się górny zawartość węgla w stali w granicach 1,3%C, a w żeliwie dolny zawartość węgla 2,5%C, a górny - 4,5%C.

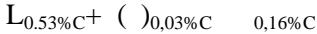
Na strukturę stopów układu Fe-Fe₃C, w zależności od zawartości w nich węgla, składają się nie tylko wymienione wcześniej fazy (feryt, austenit, cementyt), ale i mieszaniny, jakie fazy te tworzą (ledeburyt, perlit, ledeburyt przemieniony).



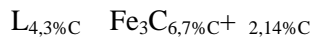


Rys. 4.2. Wykres układu równowagi fazowej Fe-Fe₃C, opis strukturalny (a), wykres udziału ilościowego składników struktury — wykres Sauveura (b) oraz krzywe chłodzenia stopów elaza o różnej zawartości węgla (c)

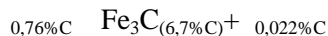
Trzy linie poziome na rys. 4.2a (HJB, ECF i PSK) wskazują na wystąpienie trzech przemian w stałej temperaturze. W temperaturze 1493°C (linia HJB) zachodzi w stopach zawierających od 0,09 do 0,53% C przemiana peritektyczna:



Przy temperaturze 1147°C (linia ECF) zachodzi przemiana eutektyczna, w wyniku której z roztworu ciekłego L o zawartości 4,3% C powstaje mieszanina eutektyczna austenitu i cementytu, zwana ledeburitem. Przemiana ta zachodzi we wszystkich stopach zawierających powyżej 2,14%. Przemian eutektyczna zapisuje się następująco:



Przy temperaturze 727°C (linia PSK) przebiega przemiana eutektoidalna austenitu o zawartości 0,76% C. Jej produktem jest mieszanina eutektoidalna ferrytu i cementytu zwana perlitem¹⁾. Przemiana zachodzi we wszystkich stopach zawierających powyżej 0,022% C. Zapisuje się ją następująco:



Przemiany w stanie stałym w układzie Fe—Fe₃C oznacza się w sposób wprowadzony przez Osmonda literą A (od francuskiego słowa arret - przystanek) z kolejnym indeksem od 0 do 4 (tabl. 4.1).

Tablica 4.1

Oznaczenie temperatur i opis przemian w układzie Fe-Fe₃C

Oznaczenie przemiany	Temperatura °C	Opis przemiany
A ₀	230	przemiana magnetyczna cementytu
A ₁	727	przemiana eutektoidalna austenitu
A ₂	770-727	przemiana magnetyczna ferrytu
A ₃	912-727	przemiana fazowa
A ₄	1394-1493	przemiana fazowa ()
A _{cm}	727-1147	graniczna rozpuszczalność węgla w austenicie

¹⁾ Perlit może powstać także przy innych warunkach chłodzenia, nie zapewniając stanu równowagi fazowej, a quasiperlit może utworzyć się nawet przy innej niż 0,76% zawartości węgla. Odległości między płytkami cementytu i ferrytu (dyspersja) jest różna i zależy od warunków chłodzenia, a więc od odległości, na jaką mogą przemieszczać się atomy węgla. W tym wiczeniu omówiono jedynie struktury stanu równowagi, dlatego dokładniejsze informacje o wpływie prędkości chłodzenia na przemian austenitu znajdują się w rozdz. 6 i 7.

Z rysunku 4.2a, b wynika, że **feryt** (Fe_{α}) jest składnikiem struktury stopów zawierających od 0 do 0,76% C. Może występować z cementytem trzeciorzutowym (fot. 4.1) albo perlitem (fot. 4.2 — 4.5). Fot. 4.1 i 4.2 przedstawiają feryt w postaci ziarnistej, fot. 4.3 - w postaci siatki wokół ziarn perlitu, fot. 4.4 - w formie iglastych kryształów, fot. 4.5 - w układzie pasmowym.

Cementyt jest składnikiem struktury stopów zawierających do 6,7 % C. Zależy od warunków powstawania wyróżnia się:

a) **cementyt pierwotny** (cementyt I), wydzielający się przy krzepnięciu stopów o zawartości 4,3—6,7% C (wzdłuż linii DC, rys. 4.2a) z roztworu ciekłego albo jego węgla w postaci grubych igieł (fot. 4.6);

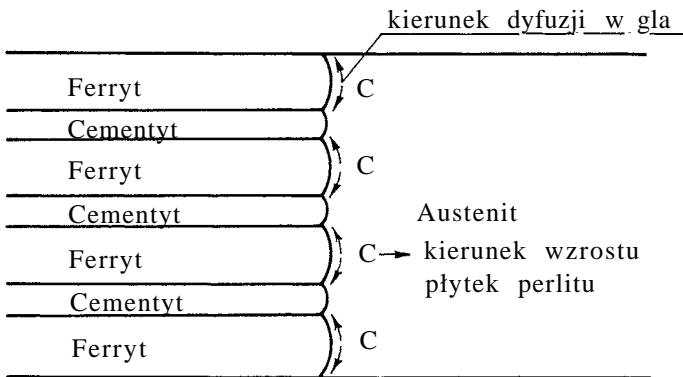
b) **cementyt drugorzutowy** (cementyt II), wydzielający się z austenitu (wzdłuż linii A_{cm} -ES, rys. 4.2a) wskutek obniżenia się w nim rozpuszczalności węgla. Występuje w stopach o zawartości węgla od 0,76 do 4,3 % C. W stopach o zawartości 0,76—2,14% C ma on postać siatki na granicach ziarn perlitu (fot. 4.7);

c) **cementyt trzeciorzutowy** (cementyt III), wydzielający się z ferytu (wzdłuż linii PQ, rys. 4.2a) na skutek obniżenia się w nim rozpuszczalności węgla wraz ze spadkiem temperatury. Widoczny jest w stopach o zawartości do 0,022% węgla na granicach ziarn ferytu w postaci podwójnej granicy ziarna. Wskazano go strzałką na fot. 4.1.

Cementyt jest składnikiem strukturalnym odpornym na działanie wielu odczynników chemicznych, w tym nitru. Na zglądzie trawionym nitemale pozostaje niewytrawiony, a jego obecność zaznaczają granice ziarn pozostałych składników strukturalnych. Dla odróżnienia cementytu od ferytu można użyć pomiaru twardości (twardość cementytu jest około 10 razy większa od twardości ferytu). Trawienie stopów elazą pikrynianem sodowym powoduje zabarwienie cementytu na kolor brunatny lub czarny (fot. 3.20b), a tym samym odróżnia go od pozostałych składników strukturalnych.

Perlit jest składnikiem struktury stopów o zawartości 0,022% do 4,3% węgla. Przy wyższej zawartości węgla wchodzi w skład ledeburytu przemienionego. Perlit złożony jest z przemianowanych płytek cementytu i ferytu. Mechanizm powstawania perlitu ilustruje rysunek 4.3, a jego struktura fotografia 4.8. Wymiary płytek cementytu (dyspersja) zmniejszają się pod wpływem wzrostu szybkości chłodzenia austenitu. Dyspersja perlitu oddziałuje na jego właściwości - 'drobny perlit' - zwiększa twardość (200—400 HB).

Odległość między płytkami perlitu, obserwowana na zglądach metalograficznych, zależy od kierunku przecięcia 'ziarna' płaszczyzn zglądu. Zgląd stali o zawartości ok. 0,8 % C, wytrawiony nitemalem, przy małym powiększeniu (pod mikroskopem optycznym) wykazuje obecność ciemnych ziarn



Rys. 4.3. Schemat powstawania perlitu

o zmiennym natężeniu barwy. Przy większym powiększeniu wyraźnie widoczne są płytki ferrytu i cementytu (fot. 4.9).

Udział ilościowy w strukturze stopów żelaza zależy od zawartości węgla (rys. 4.2b). 100% perlitu występuje przy zawartości węgla 0,76%, tj. przy zawartości eutektoidalnej. Przy niższych zawartościach węgla (C% od 0,022% do 0,76%) w stopach podeutektoidalnych perlit występuje wspólnie z ferrytem, przy wyższych (C% od 0,76% — 2,14%) w stopach nadeutektoidalnych - z cementytem wtórnym.

Przy krzepnięciu stopów żelaza z węglem zawierających 2,14—6,7%C, w temperaturze 1147°C, powstaje eutektyka zwana **ledeburytem**, złożona z austenitu i cementytu.

Ledeburyt jest trwały do temperatury eutektoidalnej 727°C, w której austenit ulega przemianom na perlit. W wyniku tej przemiany powstaje **ledeburyt przemieniony** (fot. 4.9), złożony z perlitu i cementytu. Ledeburyt przemieniony jest twardy (ok. 450 HB) i kruchy. 100% ledeburytu przemienionego występuje przy zawartości węgla 4,3%, tj. przy zawartości eutektycznej.

W stopach podeutektycznych (2,14—4,3%C) podczas krzepnięcia w zakresie od linii likwidus (BC) do linii solidus (EC) wydzielają się pierwotne ziarna austenitu, wobec czego roztwór ciekły wzbogaca się w węgiel (wzdłuż linii BC), rys. 4.2a. Po osiągnięciu przez stop temperatury eutektycznej (1147°C), rozpoczyna się proces krystalizacji austenitu, a roztwór ciekły, który osiągnął zawartość 4,3%C, krzepnie jako ledeburyt, ten zaś w temperaturze 727°C tworzy ledeburyt przemieniony. W austenicie stopów podeutektycznych, wskutek chłodzenia zachodzą te same zjawiska, które opisano poprzednio, tj. zmniejszanie rozpuszczalności węgla połączone z wydzielaniem cementytu wtórnego. Strukturę stopu żelaza z węglem o zawartości ok. 3,60%C, składa-

j czego si ledeburytu przemienionego, perlitu i cementytu drugorz dowego, pokazano na fot. 4.10 i 4.11.

Podczas krzepni cia stopów nadeutektycznych (4,3 —6,7%C) w zakresie temperatur pomi dzy lini likwidus (CD) i lini solidus (CF) wydzielaj si kryształy cementytu pierwotnego, w wyniku czego obni a si zawarto w gla w roztworze ciekłym (wzdłu linii DC). Po osi gni ciu temperatury eutektycznej 1147°C roztwór ciekły zawiera 4,3%C i krzepnie jako eutektyka, nast pnie, w temperaturze 727°C ulega przemianie perlitycznej. W efekcie tych przemian struktura stopu nadeutektycznego, w temperaturze otoczenia, składa si z cementytu pierwotnego i ledeburytu przemienionego (fot. 4.6)¹⁾.

Na rysunku 4.2c przedstawiono krzywe chłodzenia stopów, nale cych do układu równowagi Fe-Fe₃C, o wybranej zawarto ci w gla: 0; 0,3; 0,76; 1,2; 2,5; 4,3; 5,0%.

Posługuj c si reguł faz Gibbsa, mo na dla dowolnej temperatury okre li liczb stopni swobody układu (rozd. 1). Uproszczona reguła faz ma posta :

$$S = m - f + 1$$

gdzie: S - liczba stopni swobody układu,
m - liczba składników niezale nych,
f - liczba faz.

W układzie dwuskładnikowym S mo e przyj trzy warto ci, tj. 0,1 i 2. W wypadku gdy liczba stopni swobody równa jest 0, układ jest niezmienny. Nie mo na zmeni ani temperatury, ani st enia adnej z faz bez naruszenia równowagi mi dzy fazami. Przy S = 0 na krzywej chłodzenia wyst puje przystanek temperaturowy. Gdy liczba stopni swobody jest równa jeden (układ jednozmienny), bez naruszenia równowagi mo na w pewnym zakresie, zmienia albo temperatur , albo st enia faz. Gdy liczba stopni swobody równa jest dwa (układ dwuzmienny), bez naruszenia równowagi mo na, w pewnym zakresie, zmienia temperatur i skład jednej fazy. Dla wybranego stopu elaza z w glem, którego proces krzepni cia i chłodzenia przedstawia krzywa 0,3 %C (rys. 4.2c), wyznaczono liczb stopni swobody dla okre lonych temperatur zestawiono w tablicy 4.2.

¹⁾ Podczas chłodzenia, z austenitu, w stopach nadeutektycznych wydziela si również nadmiar w gla, w postaci cementytu wtórnego. Cementyt ten nie jest jednak widoczny w strukturze stopu, gdy dokryształizowuje do cementytu zawartego w eutektyce.

Tablica 4.2

Liczba stopni swobody dla kolejnych zakresów temperatury stopu o zawartości 0,3 %C (rys. 4.2c)

Zakres temperatury	Liczba faz	Nazwa faz	Liczba st. swobody
Powyżej punktu 1	1	roztwór ciekły w gładzie	2
1-2	2	roztwór ciekły + ferryt	1
2-2'	3	roztwór ciekły + ferryt + austenit	0
2'-3	2	roztwór ciekły + austenit	1
3-4	1	austenit	2
4-5	2	austenit + ferryt	1
5-5'	3	austenit + ferryt + cementyt	0
5' poniżej	2	ferryt + cementyt	1

Uwaga! Przy wyznaczaniu liczby stopni swobody (st. swobody) należy zliczyć fazy w wybranym punkcie układu równowagi fazowej

4.3. Wyznaczanie udziału procentowego faz i składników struktury¹⁾

Przy posługiwaniu się układem równowagi Fe-Fe₃C w ilościowej analizie fazowej można stosować tzw. reguły d'Wigny (reguły odcinków). Umoliwia ona określenie przybliżonej ilości (udziału) faz lub składników w danym stopie w wybranej temperaturze. Zakłada się, iż stoposzczególnych faz w układzie Fe—Fe₃C jest taka sama, i w związku z tym udziały wagowe i objętościowe będą równe.

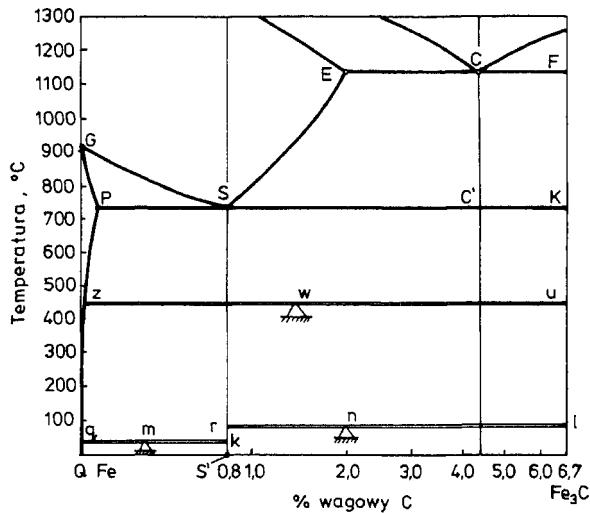
Sposób zastosowania reguły d'Wigny do analizy stopów żelaza zademonstrowano na kilku przykładach.

Przykład 1

Wyznaczyć udział perlitu i ferrytu w stali o zawartości 0,3% C w temperaturze otoczenia.

W celu wyznaczenia ramion d'Wigny przez punkt m (rys. 4.4), odpowiadający zawartości 0,3%C i temperaturze zbliżonej do 20°C, prowadzi się prostą równoległą do osi składu. Przecina ona linię P-Q i S-S' odpowiednio

¹⁾ Do obliczenia udziału faz i składników strukturalnych w stopach układu Fe-Fe₃C przyjmuje się, że w punkcie S zawartość w gładzie wynosi 0,8%, w punkcie E - 2%.



Rys. 4.4. Ilustracja zastosowania reguły d wigni dla stopów układu Fe-Fe₃C

w punktach q i r. Przy założeniu, iż ferryt zawiera 0% C, a perlit 0,8% C, oraz że stopy obydwu składników są równe, można wyznaczyć udział perlitu w stopie o składzie m, porównując ich masy Q:

$$x = \frac{Q_{\text{perlitu}}}{Q_{\text{perlitu i ferrytu}}} = \frac{qm}{qr} = \frac{0,3}{0,8} \approx 0,40$$

Ilość perlitu w stopie wynosi więc 40%, a ferrytu - 60%. Obliczenie można sprawdzić odczytując odpowiednie liczby z wykresu Sauveura (rys. 4.2b).

Przykład 2

W stopie o zawartości 2,0% C wyznaczyć ilość cementytu wtórnego w temperaturach poniżej $A_1 = 727^\circ\text{C}$.

Przez punkt n (rys. 4.4) prowadzi się prostą równoległą do osi układu, która wyznacza punkty k i l. Punkt k odpowiada zawartości 0% cementytu i 100% perlitu, a punkt l - 100% cementytu i 0% perlitu. Ilość cementytu w punkcie n wynosi:

$$y = \frac{Q_{\text{cementytu}}}{Q_{\text{cementytu i perlitu}}} = \frac{nk}{kl} = \frac{2-0,8}{6,7-0,8} \approx 0,20$$

około 20%). Reszta (80% masy) stanowi perlit.

Przykład 3

Wyznaczyc ilo austenitu i cementytu w ledeburycie (punkt C).

W tym przypadku lini przeprowadzona przez punkt C (rys. 4.4), równolegle do osi st e jest izoterma EF, na której tworzy si d wigni . Punkt E odpowiada 0% cementytu i 100% austenitu, a punkt F - 100% cementytu i 0% austenitu. Ilo austenitu w punkcie C wynosi:

$$z = \frac{Q_{\text{austenitu}}}{Q_{\text{austenitu i cementytu}}} = \frac{CF}{EF} = \frac{6,7-4,3}{6,7-2} = \frac{2,37}{4,67} \approx 0,50$$

około 50%. Zawarto cementytu w ledeburycie wynosi równie 50%.

Przykład 4

Wyznaczyc procentowy udział faz w stopie okre lonym punktem w, odpowiadaj cym zawarto ci 1,2%C (rys. 4.4) w temperaturze ok. 450°C.

Izoterma przeprowadzona przez punkt w wyznacza odpowiednie punkty z i u. Punkt z odpowiada 0% cementytu i 100% ferrytu, a punkt u - 100% cementytu i 0% ferrytu. Ilo cementytu dla punktu w wyznacza si z zale no ci:

$$\xi = \frac{Q_{\text{cementytu}}}{Q_{\text{cementytu i ferrytu}}} = \frac{zw}{zu} = \frac{12}{6,7} \approx 0,20$$

Stop zawiera wi c około 20% cementytu i 80% ferrytu.

Przykład 5

Wyznaczyc stosunek austenitu do cementytu w stopie eutektycznym (4,3 %C) w punkcie C' (rys. 4.4), tu przed rozpocz cciem si przemiany eutektoidalnej, tj. dla temperatury 727°C.

Stosunek tych dwóch faz (austenitu i cementytu) wyznacza si z zale no ci:

$$\frac{Q_{\text{austenitu}}}{Q_{\text{cementytu}}} = \frac{C'K}{SC'} = \frac{6,7-4,3}{4,3-0,8} \approx 0,70$$

Dla stopów podeutektycznych (w zakresie 2,0% do 4,3%C) ilo ciowe okre lenie zawarto ci poszczególnych składników struktury za pomoc reguły d wigni nie jest mo liwe ze wzgl du na wyst powanie tam trzech ró nych składników, tj. ledeburytu przemienionego, perlitu i cementytu. Mo na natomiast stosowa do tych stopów reguły d wigni w celu ilo ciowego okre lenia faz, tj. ferrytu i cementytu.

Dla ilo ciowego okre lenia składników struktury w stopach podeutektycznych zaleca si wykorzystywanie wykresu Sauvera.

4.4. Wyznaczanie składu chemicznego stopu na podstawie obrazu struktury

Przykład 1

W badaniach mikroskopowych stali określono, że perlit zajmuje 20% obserwowanej powierzchni, za resztą - ferryt. Obliczyć zawartość węgla w stali.

Należy określić udział procentowy pola powierzchni (S_p) zajętego przez perlit. Zawartość węgla w stali podaje proporcja:

$$\begin{aligned} 100\% \text{ perlitu} &- 0,8\% \text{ C w stopie} \\ S_p\% \text{ perlitu} &- x\% \text{ C w stopie} \end{aligned}$$

czyli

$$x\% = \frac{S_p \cdot 0,8\%}{100\%}$$

Zawartość węgla w stali jest równa:

$$x\% = \frac{20\% - 0,8\%}{100\%} = 0,16\% \approx 0,20\%$$

Przykład 2

Stal nadeutektoidalna ma strukturę złożoną z 90% z perlitu i 10% z cementytu wtórnego. Określić zawartość węgla w stali.

Zawartość węgla w stali jest sumą zawartości węgla w perlicie (x_1) i cementycie (x_2).

$$x_1\% = \frac{90\% \cdot 0,8\%}{100} = 0,72\% \text{ C}$$

$$x_2\% = \frac{10\% \cdot 6,7\%}{100} = 0,67\% \text{ C}$$

Zawartość węgla w stali równa jest $0,72\% + 0,67\% = 1,40\%$.

Przykład 3

Stal biała nadeutektyczna ma strukturę złożoną z 5% cementytu pierwotnego i 95% ledeburytu przemienionego. Wyznaczyć zawartość węgla w stopie.

Zawarto w gła w stopie jest sum zawarto ci w gła w cementycie (x_1) i ledeburycie przemienionym (x_2).

$$x_1\% = \frac{5\% \cdot 6,7\%}{100} \approx 0,33\%C$$

$$x_2\% = \frac{95\% - 4,3\%}{100} \approx 4,09\%C$$

Zawarto w gła w stopie jest równa $0,33\% + 4,09\% = 4,40\%$.

5. ELIWA

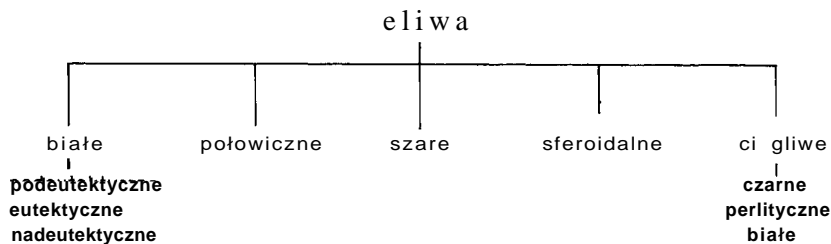
eliwa s to stopy elaza z w glem i innymi pierwiastkami, o zawarto ci w gla powy ej 1,7% (zazwyczaj w zakresie 2—5%C), przeznaczone na odlewy. Otrzymuje si je przez stopienie w eliwiaku surówki wielkopiecowej z dodatkiem złomu eliwnego lub stalowego oraz elazostopów.

Ze wzgl du na skład chemiczny eliwa dzieli si na niestopowe i stopowe. eliwa niestopowe zawieraj do 3,5% Si, do 1% Mn, poni ej 0,8%P i poni ej 0,3%S. eliwa stopowe posiadaj celowo wprowadzone dodatki stopowe: Cr, Si, Ni i inne, dla nadania specjalnych wła ciwo ci, np. aroodporno ci czy odporno ci na korozj .

eliwa klasyfikuje si równie w zale no ci od postaci w gla, który mo e wyst powa jako:

- grafit,
- cementyt.

eliwa zawieraj ce w giel tylko w postaci zwi zanej czyli cementytu to **eliwa białe**, natomiast eliwa zawieraj ce w giel głównie w postaci wolnej, czyli grafitu, to **eliwa szare, sferoidalane i ci gliwe**. Ponadto w pewnych cz ciach odlewu w giel mo e wyst powa głównie w postaci grafitu, w innych za - w postaci cementytu. eliwa takie nazywa si **połowicznymi lub pstrymi**. Podział eliw oparty na tej zasadzie zawiera PN-80/H-01552. Schematycznie został on przedstawiony na rys. 5.1.



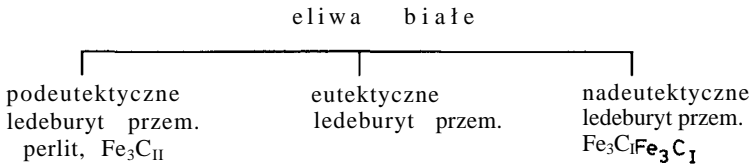
Rys. 5.1. Klasyfikacja eliwa ze wzgl du na posta zawartego w gla

5.1. Struktury eliw

eliwa charakteryzują się różnorodnymi strukturami, decydującymi o zastosowaniu stopów.

5.1.1. Struktury eliw białych

eliwo białe zawdzięcza swą nazwę matowo-białej barwie przełomu. Jego struktura uzależniona jest od zawartości węgla. Ponieważ cały węgiel znajdujący się w eliwie białym jest związany w cementycie, więc struktur tych stopów analizujemy na bazie układu Fe-Fe₃C. Eliwa zawierające do 4,3 %C mają strukturę podutektyczną, zawierające 4,3% C - eutektyczną, a ponad 4,3 %C - nadeutektyczną, co przedstawiono schematycznie na rys. 5.2. Strukturę jednego z eliw - białego podutektycznego pokazano na fot. 5.1.



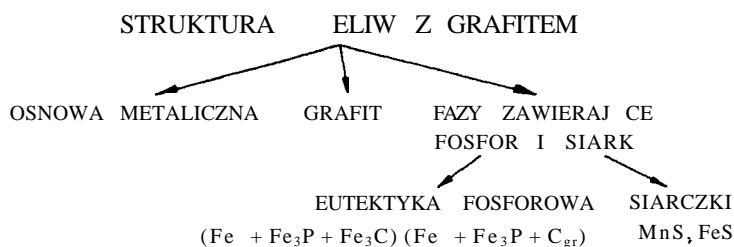
Rys. 5.2. Podział eliw białych według struktury

5.1.2. Struktury eliw z grafitem

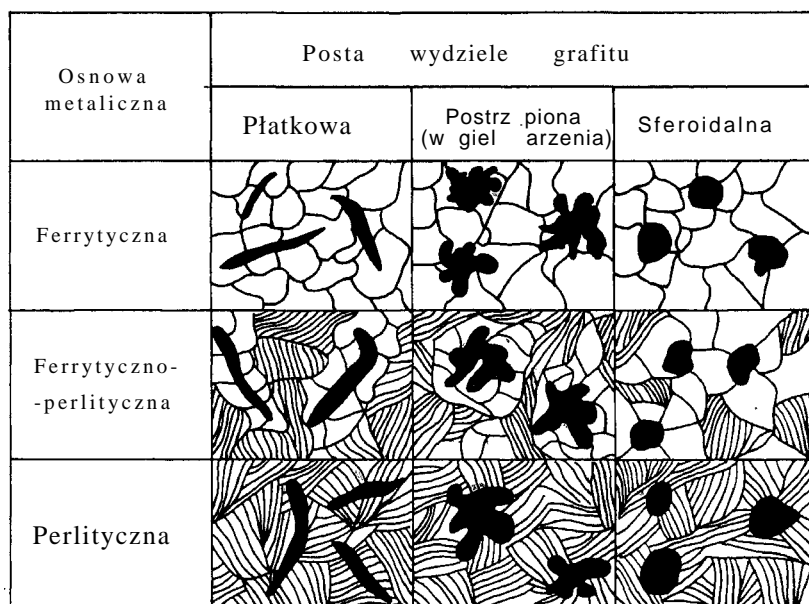
eliwa z grafitem posiadają w przełomie barwę szarą wskutek obecności wolnego węgla. **Grafit, osnowa metaliczna** oraz **fazy zawierające fosfor i siarkę** są głównymi składnikami struktury tych eliw, rys. 5.3.

Ze względu na strukturę **osnowy metalicznej** eliwa z grafitem dzieli się na: perlityczne (fot. 5.2), których strukturę tworzy perlit z wydzielinami grafitu. Perlit zawiera 0,77% C, więc w eliwie perlitycznym ilość węgla związanego wynosi 0,77% C. Reszta węgla występuje w stanie wolnym, tj. w postaci grafitu, perlityczno-ferrytyczne (fot. 5.3), których struktura składa się z ferrytu, perlitu i wydzielenia grafitu, a ilość węgla związanego jest mniejsza od 0,77% C, ferrytyczne (fot. 5.4), których osnową metaliczną stanowi ferryt (zaw. węgla - 0,008 %C), za prawie cały węgiel zawarty w stopie jest pod postacią grafitu.

Przedstawiona struktura eliw z grafitem, a właściwie ich osnowa metaliczna jest podobna do kolejnych struktur stali eutektoidalnej, podutektoidalnej i elaza technicznego. Zatem pod względem struktury eliwa z grafitem różni się od stali tylko tym, że występują w nich wydzielenia grafitu, decydujące o ich specyficznych właściwościach.



Rys. 5.3. Elementy struktury eliw z grafitem



Rys. 5.4. Rodzaje osnowy metalicznej i wydzieleń grafitu w eliwach z grafitem

Grafit w eliwach może występować w trzech podstawowych postaciach:

- **płatkowej** - w eliwach szarych,
- **kulkowej** - w eliwach sferoidalnych,
- **postrzępionej** lub **zwartej** (w giel arzenia) - w eliwach ciemnych.

Postacie grafitu przedstawiono na fot. 5.5÷5.10 oraz na rys. 5.4.

Rodzaje **faz zawierających fosfor i siark** pokazano na rys. 5.3. Najważniejszą z nich i najczęściej obserwowaną jest **eutektyka fosforowa**. W eliwie niskowęgłowym o słabej skłonności do grafityzacji występuje eutektyka potrój-

na, składająca się z roztworu stałego w glą i fosforu w elazie a, fosforu elaza Fe_3P i cementytu Fe_3C , (fot. 5.11).

Przy wi kszej skłonno ci do grafityzacji zamiast cementytu w eutektyce wyst puje grafit i tak eutektyk nazywa si pseudopodwójn . Eutektyka fosforowa, charakteryzuj ca si nisk temperatur topnienia (953°C), krzepnie w eliwie jako ostatni składnik struktury, wypełniaj c pozostałe miejsce pomi dzy zakrzepni tymi ju ziarnami austenitu, st d jej charakterystyczny kształt przypominaj cy ameb . Przy wi kszej zawarto ci fosforu (0,6%) eutektyka mo e wyst powa w postaci osobnych wysepek lub siatki (fot. 5.12).

Siarka wyst puje w eliwie w postaci regularnych, ółtych ziarn FeS lub szarych, regularnych wieloboków MnS . Wpływ składników struktury na wła ciwo ci eliw omówiono w rozdz. 5.2.

5.1.3. Czynniki decyduj ce o strukturze eliwa

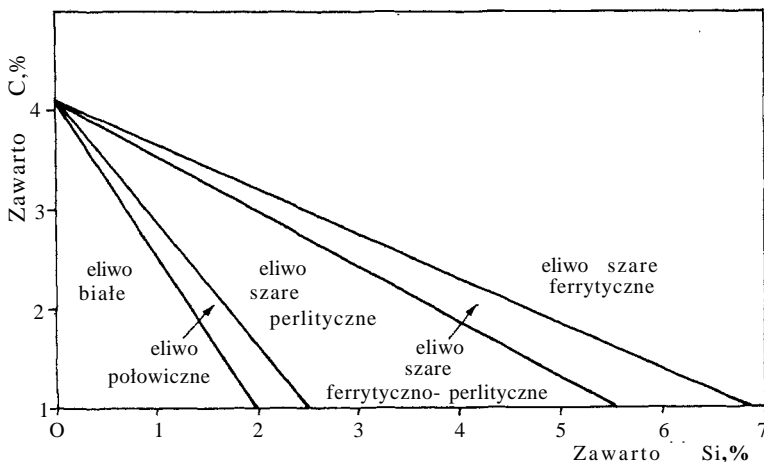
O strukturze eliwa decyduj nast puj ce czynniki:

- 1) skład chemiczny,
- 2) warunki nagrzewania i chłodzenia,
- 3) rodzaj wsadu metalowego, dodatków,
- 4) obróbka cieplna gotowych odlewów.

Ad. 1. Skład chemiczny

Poza w glem w eliwie niestopowym wyst puj inne pierwiastki: krzem, mangan, siarka, fosfor, w istotny sposób wpływaj ce na struktur eliwa. Krzem i w giel sprzyjaj powstawaniu eliwa z grafitem. Wpływ tych dwóch pierwiastków na rodzaj struktury, jaka mo e powsta w odlewie eliwnym o grubo ci cianki 50 mm, przy zawarto ci 0,5% Mn, przedstawiono na wykresie Maurera (rys. 5.5). Z wykresu wynika, e mała zawarto krzemu i w glą sprzyja powstawaniu eliwa białego, a wy sza - eliwa szarego o osnowie perlitycznej, najwy sza - eliwa szarego o osnowie ferrytycznej. Mangan utrudnia grafityzacja i dlatego jego dodatek stosuje si cz sto celowo dla uzyskania osnowy perlitycznej.

Siarka sprzyja zabieleniu eliwa, ale ze wzgl du na ograniczon ilo (0,15%) jej wpływ na struktur eliwa jest niewielki, mo e natomiast pogorszy rzadkopylnno . Fosfor nie wpływa na skłonno do grafityzacji zwi ksza za rzadkopylnno eliwa. Wpływ siarki i fosforu na wła ciwo ci eliwa omówiono szerzej w rozdziale 5.1.4.



Rys. 5.5. Wykres Maurera wskazujący rodzaj struktury, jaka powinna powstać w odlewie eliwnym o grubości 50 mm w zależności od zawartości węgla i krzemu

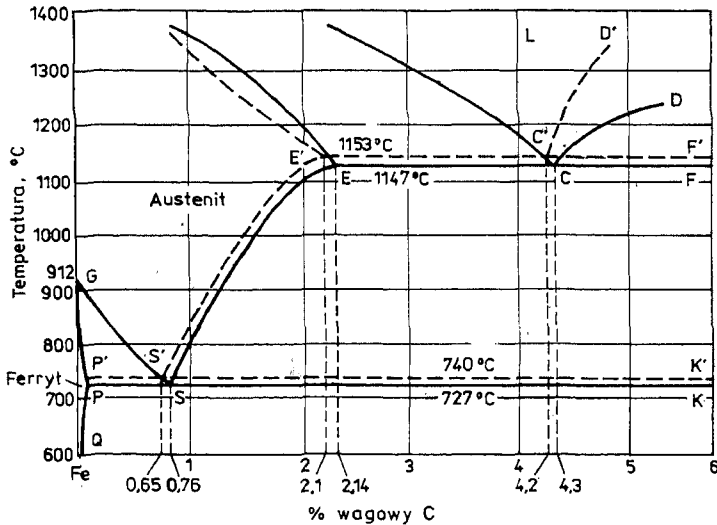
Ad. 2. Warunki nagrzewania i chłodzenia

Krzepnięcie eliwa może zachodzić według układu Fe-Fe₃C lub Fe-grafit, przedstawionego szkicowo na rys. 5.6. W układzie Fe-grafit temperatury przemian są nieco wyższe, a punkty krytyczne nieco przesunięte w lewo w stosunku do układu Fe-Fe₃C. Zamiast cementytu występuje tam grafit.

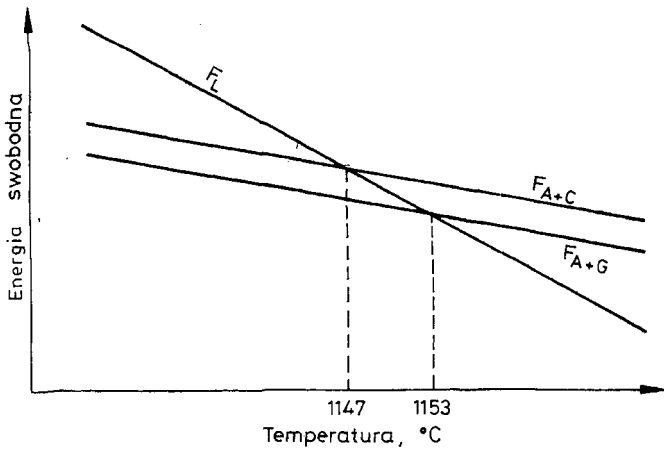
Wydzielanie się cementytu z austenitu lub roztworu ciekłego przebiega łatwiej niż wydzielanie grafitu, lecz termodynamicznie bardziej stabilna jest mieszanina austenitu z grafitem niż austenitu z cementytem. Poniżej temperatury przemiany L Fe + Fe₃C, 1147°C, krystalizacja przebiega z wytworzeniem cementytu, zaś wygrzewanie w temperaturze 1147—1153°C powoduje tworzenie się mieszaniny austenitu i grafitu (rys. 5.7). Analogicznie przebiegają procesy przy rozkładzie austenitu na mieszaninę ferrytu i cementytu lub ferrytu z grafitem. Ponieważ temperatura 727°C jest temperaturą przemiany Fe + Fe₃C, a temperatura przemiany Fe + C_{grafit} jest wyższa i wynosi 738°C, zatem w zakresie 738—727°C austenit może się rozkładać jedynie na mieszaninę ferrytu i grafitu zgodnie z warunkami termodynamicznymi.

Grafit powstaje więc z cieczy podczas chłodzenia w tym zakresie temperatur między liniami wykresów równowagi stabilnej i niestabilnej, tj. gdy przechłodzenie, a zatem i szybkość chłodzenia są małe. Cementyt natomiast powstaje podczas szybkiego chłodzenia.

Wydzielanie się grafitu z fazy ciekłej lub z austenitu przebiega powoli, gdy praca potrzebna do utworzenia zarodka grafitu jest znaczna, a rozrost



Rys. 5.6. Układ Fe-C; linia ci ła - układ elazo - cementyt, linia przerywana - układ elazo - grafit



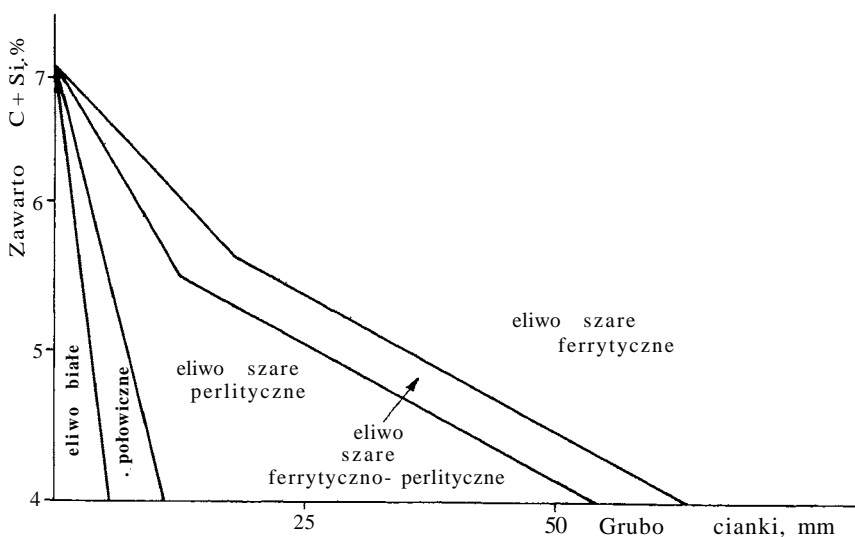
Rys. 5.7. Zmiana energii swobodnej ciekłego stopu (F_L) i mieszaniny austenit + cementyt (F_{A+C}) oraz mieszaniny austenit + grafit (F_{A+G}) ze zmian temperatury

kryształów wymaga intensywnej dyfuzji w ła. St d wniosek, e powstawanie grafitu w stopach elaza z w glem, zachodz ce w warunkach małych pr dko ci chłodzenia, byłoby zjawiskiem do rzadkim, gdyby nie to, e roztopione

eliwo zawiera w postaci zawiesiny) bardzo drobne cząstki wtrące stałych, w tym również cząstki grafitu. Służą one zarodkami krystalizacji, na których osadzają się atomy węgla tworzące kryształy grafitu.

Znaczne przegrzanie eliwa powyżej temperatury topnienia powoduje rozpuszczanie tych cząstek, zwiększając tendencję do krzepnięcia eliwa jako białego. Wprowadzenie natomiast do eliwa różnego rodzaju dodatków (patrz niżej ad. 3) może doprowadzić do powstania licznych zarodków krystalizacji grafitu.

Wpływ szybkości chłodzenia na strukturę eliwa ilustruje wykres Greinera-Klingensteina, przedstawiający zależność struktury eliwa od grubości cianki (decydującej o szybkości chłodzenia) i łącznej zawartości węgla i krzemu. Z praktyki wiadomo, że eliwo w jednym odlewie może mieć różne struktury. W cienkich częściach odlewu i w warstwach leżących przy powierzchni stopie grafityzacji jest mniejsza niż w częściach grubszych i w rdzeniu odlewu. Inaczej mówiąc, w miejscach, gdzie szybkość chłodzenia jest większa, tworzy się więcej cementytu, tam zaś, gdzie eliwo chłodzi się wolniej, powstaje więcej grafitu. Znajduje to potwierdzenie na wykresie Greinera-Klingensteina. Służy on do orientacyjnej oceny struktury eliwa w odlewie o znanej zawartości węgla i krzemu oraz danych grubości cianek. Z wykresu tego (rys. 5.8) wynika, że bardzo duże szybkości chłodzenia powodują powstanie eliwa białego lub połowicznego, mniejsze - eliwa z grafitem o podstawie odperlitycznej do ferrytycznej.



Rys. 5.8. Wykres Greinera-Klingensteina. Zależność struktury eliwa od grubości cianki odlewu i łącznej zawartości węgla i krzemu

Ad. 3. Rodzaj wsadu metalowego i dodatków

Na rodzaj struktury eliwa ma równie wpływ rodzaj wsadu metalowego u ytego do wytopu. Dla przykładu, wsad z surówki o grubopłatkowym graficie daje eliwo o dużych wydzieleniach grafitu. Cech ten nazywa się dziedzicznie - ci eliwa. Dodanie krzemu w postaci stopów Ca-Si lub Fe-Si (modyfikatorów) do ciekłego eliwa w kadzi lub na rynn spustow odtlenia stop, a jednocześnie nie wprowadza dodatkowej mikrocząstki fazy stałej (SiO_2 , CaSi itp.), sprzyjające powstawaniu rozdrobnionej struktury o bardzo małych płatkach grafitu. Proces ten nazywa się modyfikacją.

Ponadto specjalne dodatki, np. zawierające Mg, powodują formowanie grafitu w postaci kulistej, co umożliwia otrzymywanie eliwa sferoidalnego. Proces ten jest dokładnie omówiony w rozdz. 5.2.3.

Ad. 4. Obróbka cieplna gotowych odlewów

Gotowe wyroby z eliwa mogą być poddawane operacjom obróbki cieplnej w celu zmiany struktury na korzystniejszą z punktu widzenia wytrzymałości i ciągliwości. Są to operacje wyarzania odlewów z eliwa białego w celu uzyskania eliwa ciągliwego oraz operacje hartowania i odpuszczania eliw sferoidalnych, w celu uzyskania bardziej wytrzymałej osnowy.

5-1-4. Wpływ składników struktury na właściwości eliw z grafitem

Właściwości eliw uzależnione są od elementów struktury: rodzaju osnowy metalicznej, kształtu, wielkości i rozłożenia wydzielenia grafitu oraz rodzaju i ilości faz zawierających fosfor i siarkę.

Osnowa metaliczna

W mikrostrukturze eliwa z grafitem rozróżnić można osnowy metaliczne: perlityczną, perlityczno-ferrytyczną i ferrytyczną, której budowę omówiono w rozdz. 5.1.2. Rodzaj osnowy wywiera istotny wpływ na właściwości eliwa, głównie na wytrzymałość na rozciąganie, ścisnięcie, twardość i odporność na ścieranie oraz w pewnym stopniu na plastyczność (dolne wartości graniczne wydłużenia są typowe dla eliw o osnowie perlitycznej, górne dla eliw ferrytycznych). Właściwości mechaniczne różnych rodzajów eliw w zależności od osnowy przedstawiono w tabeli 5.1.

Z tabeli 5.1. wynika, że najwyższe właściwości wytrzymałościowe wykazują eliwa o osnowie perlitycznej. Maksymalne wartości podane w tabeli dla eliwa sferoidalnego odnoszą się do osnowy metalicznej ulepszonej przy pomocy dodatkowej obróbki cieplnej.

Tablica 5.1

Właściwości mechaniczne stali z grafitem w zależności od osnowy metalicznej

Stal		Właściwości mechaniczne		
		[MPa]	A ₅ ¹⁾ [%] A ₃ ²⁾ [%]	HB
szare	ferytyczne	100-200	0,5	120-150
	perlityczne	300-400	0,2	200-280
sferoidalne	ferytyczne	400-500	10-15 ¹⁾	140-170
	perlityczne	600-900	2-5	230-300
ci gliwe	ferytyczne	300-350	6-10 ²⁾	max. 150
	perlityczne	450-600	1-6	150-260

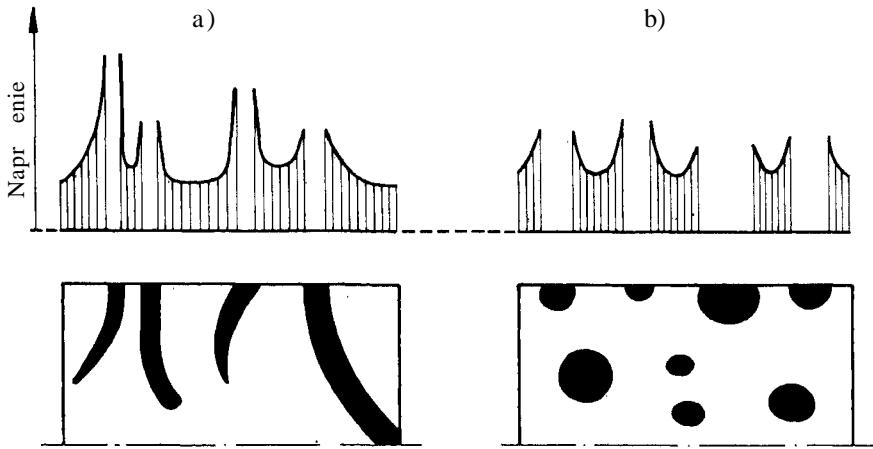
Grafit

Grafit ma niskie właściwości mechaniczne, jego wytrzymałość na rozciąganie R_m wynosi 20 MPa, (dla porównania R_m ferrytu wynosi 280 MPa). Można go więc w przybliżeniu traktować jako nieciągłość (pęknięcie, pustka, karb), a stal z wydzieleniami grafitu jako stal o dużej ilości pustek i pęknięć. Zatem im większy jest udział objętościowy grafitu, tym gorsze są właściwości mechaniczne stali. Przy jednakowej objętości grafitu właściwości stali będą zależały od kształtu, wielkości i rozmieszczenia jego cząstek.

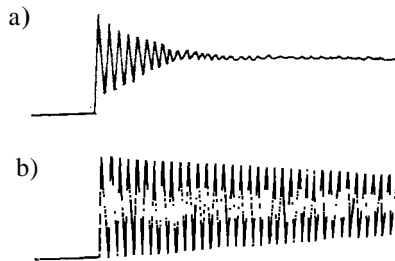
Grafit płatkowy ułatwia tworzenie mikropęknięć początkowych zniszczenie materiału, stąd niską wytrzymałość na rozciąganie stali. Jednak w miarę jak wydzielenia grafitu przybierają kształt coraz bardziej zbliżony do kulistego, ich ujemny wpływ na wytrzymałość stali maleje, gdy koncentracja naprężeń wokół wydzieleni kulistych jest znacznie mniejsza niż w wydłużonych. Porównanie wpływu kształtu grafitu na rozkład naprężeń rozciągających na przekroju próbek ze stali z grafitem płatkowym i sferoidalnym przedstawiono na rys. 5.9.

Stal z grafitem kulkowym - sferoidalne - wykazuje duży wpływ na wytrzymałość na rozciąganie stali z grafitem płatkowym - szare, a stal z grafitem zwartym lub postrzępionym (w gładkim arzeniu) - ci gliwe przyjmuje wartość po średnio (tabl. 5.1).

Plastyczność stali w zależności od kształtu wydzieleni grafitu przedstawia się tak, jak to pokazano w tabelicy 5.1, od minimalnej dla stali z grafitem płatkowym (0,2% A₅), do bardzo dużej dla stali z grafitem sferoidalnym (10-15% A₅).



Rys. 5.9. Wpływ kształtu wydziela grafitu na rozkład naprężenia w rozciąganiu na przekroju próbki z eliwą z grafitem: a) płatkowym, b) sferoidalnym



Rys. 5.10. Tłumienie drgań: a) w eliwie szarym, b) w stopie aluminium

Wydzielenia grafitu są z jednej strony szkodliwe, a z drugiej nadają eliwom pewne niezwykle cenne właściwości, których nie posiada stal, czyni je lepszym tworzywem do określonych zastosowań.

Grafit nadaje eliwom następujące, korzystne właściwości technologiczne i użytkowe:

- dobra skrawalność, gdy zwiększa łamliwość wióra,
- dobre tłumienie wibracji i drgań (rys. 5.10), gdy grafit, szczególnie płatkowy, przeciwdziała odkształceniom sprężystym,
- dobre właściwości odlewnicze - mały skurcz i dobre wypełnianie formy,
- mała wrażliwość na wady powierzchniowe i karby (gwałtowne zmiany przekroju, podcięcia), gdy eliwę zawiera karby wewnętrzne w postaci wydziela grafitu,

- dobre właściwości przeciwcierne. Wykruszony podczas tarcia dwóch powierzchni grafit miesza się ze smarem, polepszając właściwości smarne, a puste miejsca w osnowie metalicznej, pozostałe po wykruszeniu grafitu, służą za awaryjne zbiorniki smaru, mogące zasilać powierzchnie tarcie w nieprzewidywanych okolicznościach. Skład zastosowanie eliwa szarego na powierzchnie tłokowe, tuleje cylindrowe i panewki tłokowe.

Fazy zawierające fosfor i siarkę

Eutektyka fosforowa jest składnikiem twardym (650—800 HB). Osadzona w dostatecznie wytrzymałym podłożu, np. perlitycznym, zwiększa odporność na cieranie powierzchni odlewów. Korzystna w takim wypadku zawartość fosforu wynosi 0,3%. Wzrost jego ilości znacznie podnosi kruchość eliwa.

Eutektyka fosforowa osadzona w miedzyosnowie ferrytycznej jest szkodliwa, gdyż łatwo się wykrusza powodując intensywne cieranie powierzchni.

Zwiększona zawartość fosforu w eliwie poprawia właściwości odlewnicze, zapewniając lepsze wypełnianie formy. Eliwa o zawartości fosforu do 1% używa się więc na odlewy o skomplikowanych kształtach lub cienkich ściankach: wanny, zlewozmywaki, posagi, kraty.

Siarczki pogarszają jako eliwa, zwiększając skłonność do wydzielania pęcherzy gazowych i tworzenia jam skurczowych oraz zwiększając stoplność ciekłego eliwa. Dlatego zawartość siarki musi być ograniczona do 0,15%.

5.2. Gatunki, właściwości, zastosowanie eliw

5.2.1. Eliwa białe

Eliwa białe są twarde i kruche, nie nadają się do obróbki skrawaniem, mają jednak dobre właściwości odlewnicze i wysoką odporność na cieranie. Stosowane są więc na walce drogowe, okładziny sprzętów, rut do bębnowego oczyszczania, kule do młynów, limaki mieszalników, przenośniki materiałów sypkich. Często zamiast eliwa białego na całym przekroju stosuje się eliwa utwardzone (zabielone) o bardzo twardej warstwie wierzchniej z eliwa białego i tłumi cym drgania rdzeniu z eliwa szarego. Zróżnicowanie struktur uzyskuje się dzięki wstawieniu metalowych ochładzalników przy powierzchni formy dla zwiększenia prędkości chłodzenia danych części odlewu.

Takie eliwa stosuje się nałoża obrabiarek, walce do walcowania metali, walce młyńskie oraz do produkcji kół wagonowych. Eliwa białe są również stosowane jako materiał wyjściowy do uzyskania odlewów z eliwa ciemnego.

5.2.2. eliwa szare

eliwa szare zawierają grafit w postaci płatkowej (gwiazdkowej lub kr tkowej) w osnowie metalicznej ferrytycznej, ferrytyczno-perlitycznej lub perlitycznej. Podstaw klasyfikacji eliw szarych, stosowanej przez PN-86/H-83101, jest minimalna wytrzymałość na rozciąganie R_m w MPa (mieszcząca się w przedziałach co 50 MPa, zaczynając od 100 MPa a do 350 MPa), podawana w symbolu eliwa po znaku Z1, np. Z1200 (badania przeprowadza się na próbkach o średnicy $d_0 = 20$ mm wytoczonych z odlanego pręta o średnicy 30 mm). Wydłużenie i prężenie eliw szarych podaje się rzadko, gdy są bliskie zeru.

Symbolem Z1X oznacza się tzw. eliwo handlowe bez zagwarantowanej wytrzymałości, przeznaczone na odlewy poddawane minimalnym obciążeniom mechanicznym w trakcie eksploatacji. Właściwość wytrzymałościowa eliwa szarego uzależniona jest głównie od rodzaju osnowy metalicznej oraz wydzielonego grafitu. Na podstawie danych zawartych w tabelicy 5.1 można na niej określić w przybliżeniu gatunek eliwa szarego w zależności od struktury jego osnowy metalicznej.

W tabelicy 5.2 podano gatunki i symbole eliw szarych oraz odpowiadające im zastosowania. Eliwa o symbolach Z1300 i Z1350 należą do grupy eliw modyfikowanych wysokociśniskowych, otrzymywanych w sposób szczególny, opisany w rozdz. 5.1.3. Skład wsadu jest tak dobrany, że bez modyfikacji eliwo krzepłoby jako białe. Eliwo modyfikowane posiada osnowę perlityczną o dużej dyspersji i bardzo dużej ilości małych płatków grafitu, co wpływa na zwiększenie wytrzymałości, a w konsekwencji na obniżenie ciężaru i wielkości ciężaru części maszyn.

Modyfikacja poprawia też odporność na cieranie, korozję i działanie podwyższonych temperatur oraz zmniejsza wpływ grubości odlewu na właściwość wytrzymałościową. Eliwo modyfikowane ma też szczególnie duże zdolności tłumienia drgań, co ma znaczenie przy zastosowaniu go na wały wykorbione, koła zębate, łożyska, łożyska, tuleje i inne części maszyn narażone na obciążenia dynamiczne.

Wytrzymałość eliwa modyfikowanego bez obróbki cieplnej lub dodatków stopowych może dochodzić do 450 MPa, za przez obróbkę cieplną może na tym granicę podwyższyć do 600 MPa. Na fot. 5.2, 5.3 przedstawiono struktury eliwa szarego ferrytyczno-perlitycznego i perlitycznego.

5.2.3. eliwa sferoidalne

eliwo sferoidalne otrzymano po raz pierwszy w 1949 roku. Do jego produkcji stosuje się wsad skłonny do zakrzepnięcia jako eliwo szare, ale o bardzo małej ilości zanieczyszczeń siarkowych.

Tablica 5.2

Gatunki i zastosowanie eliw szarych

Znak gatunku eliwa	Zastosowanie
Z1X	Kraty ogrodzeniowe, rury kanalizacyjne, odwa niki, zasuwki, pokrywy kanałowe, płyty kuchenne, nogi do ławek, zlewy, patelnie, rondle
Z1100	Odlewy na cz ci mało odpowiedzialne o grubo ci cianek poni ej 15 mm, odlewy armaturowe, elementy maszyn rolniczych, kolejnictwo
Z1150	Jak wy ej
Z1200	Odpowiedzialne odlewy o grubo ci cianek 10—20 mm. Mniej odpowiedzialne przy wi kszych grubo ciach
Z1250	Odpowiedzialne odlewy maszynowe o grubo ci cianek 20 — 40 mm
Z1300	Odpowiedzialne, obci one odlewy o grubo ci cianek 20—100 mm, tuleje cylindrowe, małe wały korbowe
Z1350	Odpowiedzialne, powa nie obci one odlewy o grubo ci cianek nie mniejszej ni 20 mm. Du e, grubo cienne tuleje, tłoki, du e wały korbowe

Do kadzi z płynnym wsadem wprowadza si stop magnezu Fe-Si-Mg (10%Mg, 45%Si) lub ceru, co sprzyja grafityzacji w postaci drobnych kuleczek. Dodatkowo dla rozdrobnienia struktury przeprowadza si modyfikacj elazo-krzemem.

Struktura eliwa sferoidalnego składa si z kulek grafitu równomiernie rozło onych w osnowie ferrytycznej, ferrytyczno-perlitycznej lub perlitycznej. Przykład struktury eliwa sferoidalnego przedstawiono na fot. 5.4 i 5.13.

eliwa sferoidalne ł cz dobre wła ciwo ci wytrzymało ciowe z minimalnie tylko gorszymi od eliw szarych wła ciwo ciami odlewniczymi. Mog by poddawane obróbce skrawaniem, s odporne na cieranie, dobrze powlekaj si powłokami metalicznymi, (eliwa szare s trudne do powlekania), wykazuj wy sz odporno na korozj ni eliwa szare. Odlewy z eliwa sferoidalnego mog by konkurencyjne w stosunku do odlewów staliwnych, gdy wykazuj mniejszy skurcz i ni sz temperatur topnienia. Równie odkuwki stalowe mog by czasami wypierane przez odlewy z eliwa sferoidalnego dzi ki mo liwo ci uzyskania bardziej funkcjonalnego kształtu.

eliwo sferoidalne niestopowe oznacza si symbolem Zs w poł czeniu z liczbowym znakiem okre laj cym minimaln wytrzymało na rozci - ganie R_m wyra on w MPa oraz wydłu enie A_5 w procentach: np. Zs40012. W tablicy 5.3 przedstawiono gatunki eliw sferoidalnych wg PN-86/H-83123 z zaznaczeniem struktury osnowy.

Gatunki eliw sferoidalnych wg PN-B6/H-83123

Znak gatunku	Twardo Brinella HB	Struktura osnowy metalowej
Zs35022	140-170	ferrytyczna
Zs40015	140-202	ferrytyczna
Zs45010	140-225	ferrytyczna
Zs50007	153-245	ferrytyczno-perlityczna
Zs65003	180-280	perlityczno-ferrytyczna
Zs60003	192-277	perlityczno-ferrytyczna
Zs70002	228-302	perlityczna
Zs80002	228-302	perlityczna lub struktury odpuszczenia
Zs90002	280-360	bainit lub martenzyt po odpuszczeniu

Zastosowanie eliw sferoidalnych jest następujące:

1. Wały korbowe, korbowody, koła z białej, cz. i silników okrętowych i samochodowych odporne na działanie długotrwałych i zmiennych obciążeń.
2. Koła z białej i inne elementy w budowie obrabiarek.
3. Cz. i maszyny rolniczych: wały maszyn niwnych, przekładnie z białej, lemiesze pługów.
4. Cz. i maszyny hydraulicznych, duże odlewy korpusów, np. pras hydraulicznych, sprężarek.
5. Cz. i turbin wodnych: łopatkę, dyszę, pierścienie kierownicze.

eliwo sferoidalne perlityczne można stosować, w szerokim zakresie na wszystkie cz. i pracujące na ścieranie, zastępując nim stal i odkuwki stalowe, np. wały wykorbione, tłoki silników spalinowych.

eliwo sferoidalne ferrytyczno-perlityczne stosuje się np. na pierścienie tłokowe ze względu na połyskowanie dobrych właściwości fizycznych ze znaczną odpornością na zużycie.

eliwo sferoidalne ferrytyczne stosowane jest gdy wymagana jest szczególnie duża udurowienie, np. na odlewy korpusów pras hydraulicznych, sprężarek. Dzięki dobrym właściwościom fizycznym mogą one zastąpić stopy miedzi w niektórych łopatkach.

5.2.4. eliw i gliwe

Do wyrobu przedmiotów metalowych, cz. sto o bardzo skomplikowanych kształtach, których nie można wykonać z eliw szarego ze względu na jego dużą kruchość, jak również ze staliwa ze względu na jego znacznie gorszą leśność, stosuje się odlewy z eliw białego, które następnie poddaje się

obróbce cieplnej (grafityzacji) lub ciepłno-chemicznej (grafityzacji i odwęglenia), mającej na celu jego uplastycznienie. Eliwo uzyskane w wyniku takich zabiegów nazywa się eliwo ci gliwym.

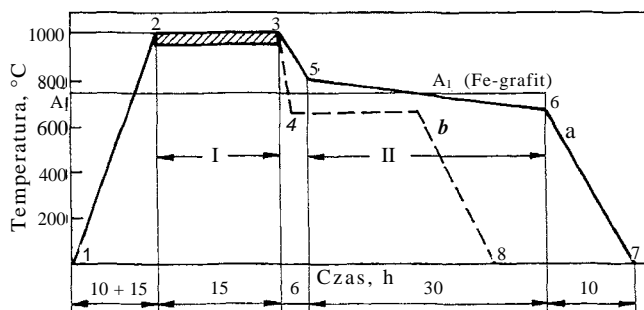
Zgodnie z normą (PN-92/H-832221), eliwo ci gliwe oznacza się literami:

- B - eliwo ci gliwe czarne,
- P - eliwo ci gliwe perlityczne,
- W - eliwo ci gliwe białe.

Następnie w oznaczeniu umieszcza się minimalną wytrzymałość na rozciąganie w MPa, podzieloną przez 10, i minimalne wydłużenie, zmierzone na próbce o średnicy 12 mm. Dla przykładu W 40 — 05 oznacza eliwo ci gliwe białe o minimalnej wytrzymałości na rozciąganie 400 MPa i minimalnym wydłużeniu $A_3 = 5\%$.

eliwa ci gliwe czarne

Proces otrzymywania odlewów z eliwia ci gliwego czarnego polega na wyarzaniu odlewów z eliwia białego w atmosferze obojętnej. Czynniki, które powodują zmiany struktury odlewów, są tu temperatura i czas. Schemat procesu obróbki cieplnej odlewów dla otrzymania eliwia ci gliwego czarnego (o podstawie ferrytycznej) i perlitycznego (o podstawie perlitycznej) pokazano na rys. 5.11. Materiałem wyjściowym jest eliwo białe podutektyczne o strukturze ledeburytu przemienionego, perlitu i cementytu wtórnego (pkt. 1). Po nagrzaniu eliwia do temperatury A_{c1} perlit przemienia się w austenit, ledeburyt przemieniony - w ledeburyt, a w temperaturach wyższych cementyt rozpuszcza się do pewnego stopnia w austenicie. W temperaturze wyarzania (950—1000°C) cementyt (również zawarty w ledeburycie) ulega rozkładowi (grafityzacji) na węglik żelaza i austenit. Po dostatecznie długim czasie (pkt. 3) stop uzyskuje strukturę austenitu i grafitu (węgla żelaznego). Dalszy etap procesu to chłodzenie stopu do temperatury nieco powyżej A_{r1} (ok. 760°C), dla wydzielenia cementytu wtórnego z austenitu (pkt. 5), a następnie powolne



Rys. 5.11. Przebieg wyarzania odlewów eliwia białego w celu uzyskania eliwia ci gliwego; a - eliwo czarne, b - eliwo perlityczne

chłodzenie do temperatury około 679°C (pkt. 6), pozwalające na rozkład cementytu na węgla arzenia. W tym samym czasie austenit przemienia się w mieszaninę ferrytu i cementytu kulkowego, a następnie ferrytu i węgla arzenia w wyniku grafityzacji cementytu (pkt. 6). Otrzymane eliwo o strukturze ferrytu z węglem arzenia (fot. 5.14) nosi nazwę eliwa ciemnego. Nazwa pochodzi stąd, że przełom odlewów z tego stopu odznacza się czarną, jedwabistą barwą. Gatunki i zastosowanie eliów ciemnych przedstawiono w tabelicy 5.4.

eliwo ciemne perlityczne

Innym rodzajem eliwa ciemnego o zwięzłej wytrzymałości w stosunku do eliwa czarnego jest eliwo perlityczne. Eliwo to można otrzymać kilkoma sposobami. Jednym z nich jest wystrzał odlewów z eliwa białego zgodnie ze schematem przedstawionym na rys. 5.11, krzywa b. Ciągłe chłodzenie od temperatury 1000°C do temperatury poniżej A_{r1} powoduje wydzielenie się cementytu wtórnego z austenitu i przemian austenitu w perlit (pkt. 4 na rys. 5.11). Wytrzymanie w tej temperaturze przez pewien czas powoduje

Tabela 5.4

Gatunki eliów ciemnych, wg PN-92/H-83221, i ich zastosowanie

Gatunek eliwa	Znak gatunku	Struktura	Zastosowanie
eliwo ciemne czarne (ferrytyczne)	B 30-06	ferryt z grafitem (w węglem arzenia)	Części maszyn do szycia i zmechanizowanego sprzętu gospodarstwa domowego, elementy samochodów i maszyn rolniczych nie wymagające odporności na ścieranie, ale o dobrej obrabialności (karтеры silnika, skrzynki biegów)
eliwo ciemne perlityczne	P 45-06 P 55-04 P 65-02 P 70-02	perlit z grafitem (w węglem arzenia)	Koła z białej, koła rozrządowe, wały korbowe, łańcuchy transporterów. Tłoki i pierścienie tłokowe, korbowody, przewody Cardana
eliwo ciemne białe	W 35-04 W 38-12 W 40-05 W 45-07	blisko brzozy ferryt, węgiel białe ferryt z węglem arzenia, przechodzący w perlit i ferryt z grafitem w postaci węgla arzenia	Piasty do kół, pedały, części zamkowe do drzwi, klucze, łączniki do rur, części przewodów hamulcowych, armatura w taborze kolejowym (główki łącznikowe, korpusy zaworów)

grafityzacji cementytu wtórnego. Czas jest zbyt krótki, aby uległ grafityzacji cementyt zawarty w perlacie. Struktura kołowata jest więc perlitem i węglerem (pkt. 8 na rys. 5.11, fot. 5.15). Gatunki i zastosowanie eliw i giliw perlitycznych przedstawiono w tabeli 5.4.

eliwa i giliwa białe

Proces otrzymywania odlewów z eliw i giliw białych jest podobny jak w wypadku eliw i giliw czarnych, z tym różnicą, że w wyarzaniu przeprowadza się w atmosferze odwęglenia. Prowadzi to do grafityzacji cementytu, a następnie do odwęglenia powierzchniowej warstwy odlewu. W miarę postępu zabiegu wydłużenie drogi dyfuzji doprowadza do zahamowania procesu. W rezultacie odwęglenie następuje w warstwie powierzchniowej o grubości do ok. 6 mm. Skutkiem tego struktura jest zróżnicowana na przekroju odlewu (fot. 5.16). W zewnętrznej warstwie występuje czysty ferryt, gładki ferryt z węglem arzenia, a w rdzeniu perlitem z węglem arzenia.

Przełom eliw i giliw białych jest jasny i błyszczący, stąd jego nazwa.

Ze względu na zróżnicowanie struktury i właściwości na przekroju odlewu eliw i giliw białych stosuje się jedynie dla odlewów cienkościennych o grubości nie większej niż 20—25 mm, nie podlegających większym obciążeniom. Przykłady zastosowania przedstawiono w tablicy 5.4.

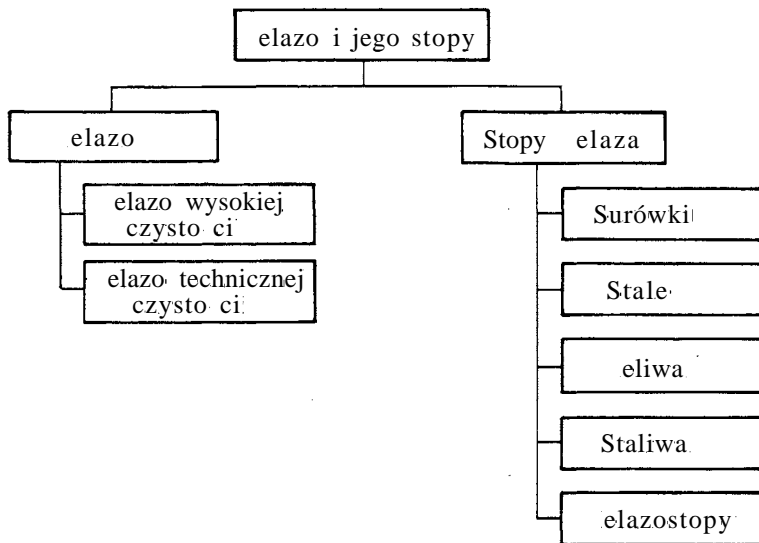
6. STALE W GŁOWE WYARZONE

elazo i jego stopy s podstawow grup materiałow konstrukcyjnych. Czyste elazo nie znajduje szerokiego zastosowania ze wzgl du na niskie wla ciwo ci mechaniczne. Spo ród stopów elaza (rys. 6.1) najwi ksze znaczenie techniczne maj stale, staliwa i eliwa.

Stal - jest to stop elaza z w glem i innymi dodatkami stopowymi - zawieraj cy do ok. 2% w gla, otrzymany w procesach stalowniczych, przeznaczony na półwyroby i wyroby przerabiane plastycznie.

Staliwo - jest to stop elaza z w glem i innymi dodatkami stopowymi, zawieraj cy do ok. 2% w gla, otrzymany w procesach stalowniczych i przeznaczony na odlewy.

Stal **nie** zawieraj ca specjalnie wprowadzonych dodatków stopowych, a jedynie w giel i ograniczon ilo pierwiastków pochodz cych z przerobu

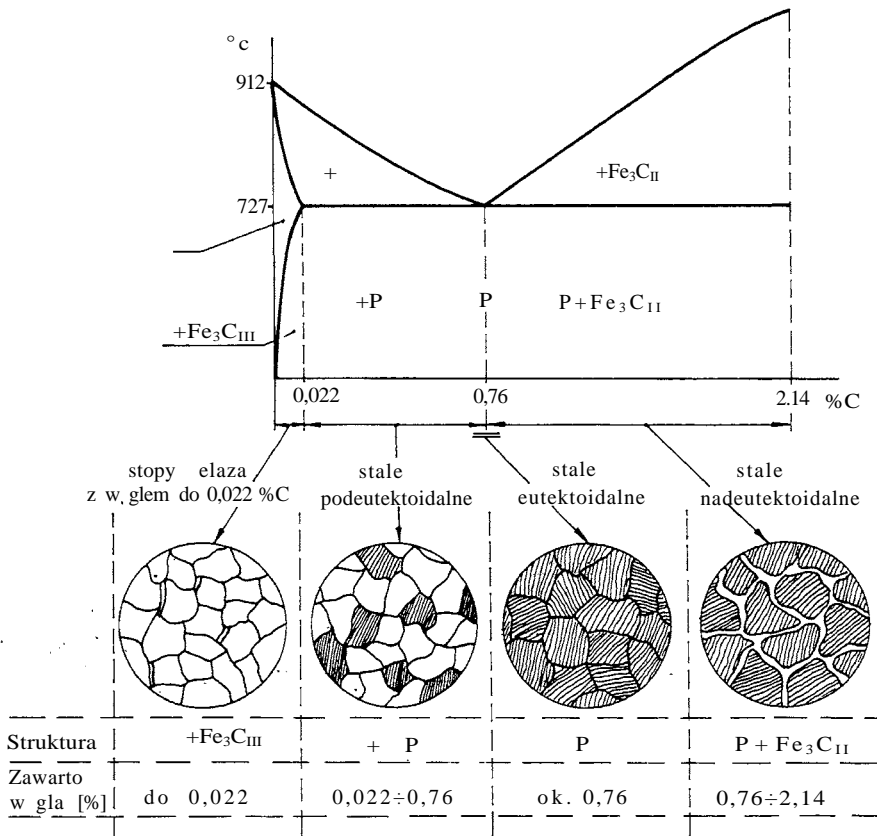


Rys. 6.1. Schemat klasyfikacji elaza i jego stopów

hutniczego, nazywa się węgłem lub niestopem¹⁾. Stal stopowa natomiast zawiera celowo wprowadzone pierwiastki dla uzyskania specjalnych właściwości.

6.1. Wpływ węgla na właściwości stali

Węgiel, nawet w niewielkich ilościach, istotnie wpływa na właściwości stali. Jest to ściśle związane ze strukturą stali, która zmienia się w zależności od zawartości węgla. Stopy zawierające bardzo mało węgla (poniżej 0,022%) mają

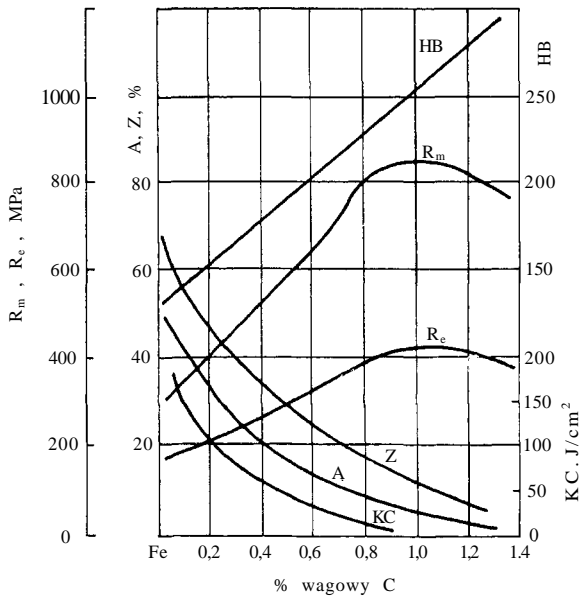


Rys. 6.2. Struktura stali niestopowych w zależności od zawartości węgla

¹⁾ W nowelizowanych Polskich Normach używany jest termin stale niestopowe, za w starszych normach oraz podręcznikach - stale węgliste. W mniejszym skrypcie stosowane są oba określenia.

struktur zło on z ferrytu lub z ferrytu z wydzieleniami cementytu trzeciorz - dowego. Struktura stali podeutektoidalnych o zawarto ci w gla od 0,022% do 0,76% składa si z ferrytu i perlitu. Stale eutektoidalne o zawarto ci w gla około 0,76% maj struktur perlityczn , natomiast stale nadeutektoidalne o zawarto ci w gla powy ej 0,76% do 2,11% - struktur perlitu i cementytu drugorz dowego (rys. 6.2). Struktury tych stali ilustruj fotografie 4.3 ÷ 4.6 i 4.8 ÷ 4.9.

Wraz ze wzrostem zawarto ci w gla zwi ksza si udział perlitu w stalach podeutektoidalnych i cementytu w stalach nadeutektoidalnych. W wyniku tego wzrasta twardo stali (HB) oraz granica plastycznoci (R_e) i wytrzymało na rozci ganie (R_m). Powy ej zwarto ci ok. 1%C R_e i R_m malej z powodu wzrastaj cej zawarto ci kruchego cementytu. Własno ci charakteryzuj ce plastyczn stali, takie jak: wydłu enie (A), przew enie (Z), udarno (KC) malej ze wzrostem zawarto ci w gla, co przedstawiono w formie wykresu na rys. 6.3.



Rys. 6.3. Wpływ w gla na właściwości stali niestopowych w stanie wyarzonym

6.2. Podział stali

Klasyfikacja gatunków stali może być przeprowadzona według różnych kryteriów. Dotychczasowy podział stali oparty jest na założeniach normy PN-57/H-01000. Od początku 1993 r. obowiązuje nowa norma PN-91/H-01010/03

oparta na standardach wiatowych, ujmuj ca w inny sposób to zagadnienie. Jednak e ze wzgl du na to, e normy przedmiotowe okre laj ce poszczególne grupy stali oraz dost pne podr czniki oparte s na starym podziale - poni ej zostanie przedstawiony podział zgodny z PN-57/H-01000. Nowe zało enia podziału stali przedstawiono w przypisie na ko cu rozdziału.

PN-57/H-01000 za podstaw podziału stali przyjmuje:

- 1) skład chemiczny,
- 2) zastosowanie,
- 3) stopie czysto ci metalurgicznej.

Ponadto mo na te dokona podziału stali wg:

- 4) sposobu wytwarzania,
- 5) sposobu odtleniania,
- 6) grup u ytkowników i rodzaju wyrobów.

Ad 1. W zale no ci od składu chemicznego wyró nia si stale w glowe (niestopowe) i stopowe. W stalach w głowych poza w glem dopuszczalne s nast puj ce ilo ci innych pierwiastków¹⁾(domieszek).

Mn - 0,8%	Si - 0,4%	Ni - 0,3%	Cr - 0,3%
W - 0,2%	Co - 0,2%	Cu - 0,2%	Al - 0,1%
Mo - 0,05%	V - 0,05%	Ti - 0,05%	

Ad. 2. W zale no ci od zastosowania stale w glowe dzieli si na (rys. 6.4):

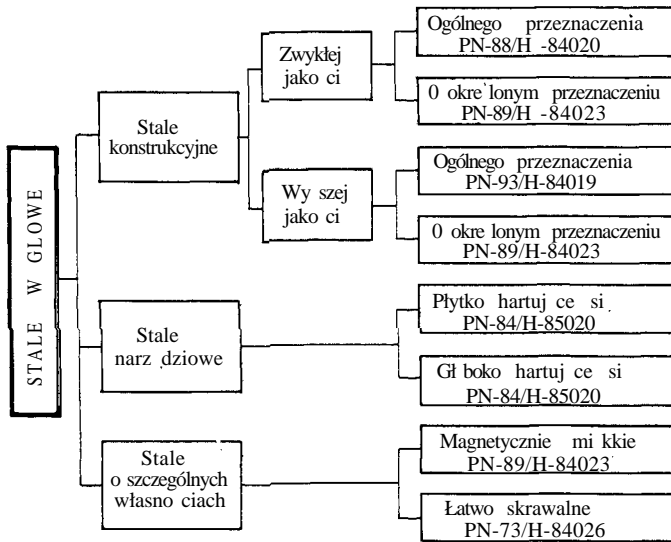
- konstrukcyjne, zawieraj ce do ok. 0,85% C, przeznaczone na cz ci maszyn oraz na konstrukcje stalowe,
- narz dziowe, zawieraj ce od 0,6% do 1,3% C,
- o szczególnych wła ciwo ciach, np. o dobrej skrawalno ci łub specjalnych wła ciwo ciach magnetycznych.

Ad. 3. W zale no ci od zawarto ci w stali zanieczyszcze siarki i fosforu stale w glowe konstrukcyjne dzieli si na 3 grupy. S to:

- stale zwykłej jako ci, w których $P_{\max} = 0,050\%$ i $S_{\max} = 0,050\%$,
- stale wy szej jako ci, w których $P_{\max} = 0,040\%$ i $S_{\max} = 0,040\%$,
- stale o okre lonym przeznaczeniu, w których dopuszczalne zawarto ci zanieczyszcze okre laj normy.

Stale narz dziowe oraz o szczególnych wła ciwo ciach maj z reguły zaw on zawarto P i S, dlatego w klasyfikacji nie podaje si ich stopnia czysto ci metalurgicznej.

¹⁾ Domieszki wpływaj ce korzystnie na wła ciwo ci stali to: Mn, Si, Al i niewielkie ilo ci (ze złomu) Cr, Ni, Mo, W, V, Ti, Cu i Co natomiast zanieczyszczenia (ujemny wpływ na wła ciwo ci stali) to: P, S, H, N i O. Zarówno domieszki jak i zanieczyszczenia s wprowadzone do stali przypadkowo w procesie metalurgicznym.



Rys. 6A Schemat klasyfikacji stali w głowach (niestopowych)

Ad. 4 i 5. Metoda wytwarzania stali wpływa w pewnym stopniu na jakość stali. Większość różnic między innymi metodami oczyszczenia stali z niepożądanych domieszek i zanieczyszczeń.

W zależności od urządzenia wytwarzającego wyróżniają się stal konwertorowa, martenowska i wytworzona w piecach elektrycznych. Podstawowym surowcem do produkcji stali jest surowka przerobcza. Surowka zawiera znaczne ilości węgla i innych pierwiastków, które należy usunąć w procesach stalowniczych. Zasadnicze procesy wytwarzania stali przedstawia schemat:

SURÓWKA PRZERÓBcza UTLENIANIE DOMIESZEK RAFINACJA
ODGAZOWANI ODLEWANIE PRZERÓBKA PLASTYCZNA
STALOWE WYROBY HUTNICZE

Utlenianie domieszek (węgiel) przeprowadza się przez przetopienie surowki ze stopem stalowym, zawierającym tlenki żelaza (proces martenowski i elektryczny), lub przez przedmuchanie kadzi z płynną surowką powietrzem (proces Bessemera) lub tlenem (proces konwertorowy). W wyniku tych procesów domieszki i zanieczyszczenia łączą się z tlenem i wypływają na wierzchu w postaci płynnego osadu. Proces ten nie zawsze zapewnia dostateczne oczyszczenie z fosforu i siarki, dlatego następnie stosuje się proces rafinacji stali. Rafinacja polega na usunięciu siarki i fosforu przez wytworzenie

na powierzchni płynnej stali specjalnych u li zawieraj cych CaO i MgO, które wchodz c w reakcje z siark i fosforem wi te pierwiastki.

Stal po procesie wie enia jest nasycona tlenem. Po odlaniu do wlewnicy dochodzi do reakcji w gla z tlenkiem elaza FeO, a tworz cy si w tej reakcji tlenek w gla CO uchodzi ze stali wywołuj c zjawisko wrzenia (gotowania si) stali. Po zastygni ciu wlewek zawiera du ilo p cherzy gazowych, które zgrzewaj si dopiero w procesie obróbki plastycznej, ponadto tlen rozpuszczony w stali jako zanieczyszczenie obni a wła ciwo ci mechaniczne. Z tego powodu ko cow operacj procesu stalowniczego jest odgazowanie stali. Dokonuje si tego poprzez dodanie odlteniaczy do płynnej stali - czyli pierwiastków takich jak Mn, Si, Al, które reaguj c z FeO tworz zwi zki chemiczne przechodz ce do ula. W zale no ci od intensywno ci procesu odtleniania wyró nia si stale nieuspokojone (odtlenione tylko za pomoc Mn), stale półuspokojone (Mn + Si), stale uspokojone (Mn + Al + Si).

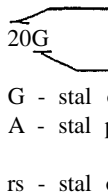
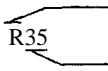
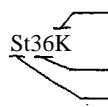
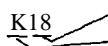
Ad. 6. Odbiorcy du ych ilo ci wyrobów hutniczych stawiaj specjalne wymagania dla stosowanych przez nich stali. St d normy wyró niaj np.: stale dla kolejnictwa, stale do budowy statków itp. Ponadto cały szereg stali jest produkowanych na ci le okre lone wyroby. S to stale okre lonego zastosowania, np.: stal na blachy do gł bokiego tłoczenia, stal do produkcji rur, stal na ło yska toczne.

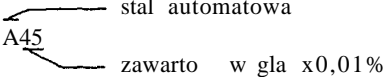
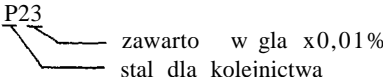
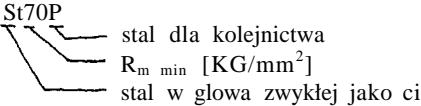
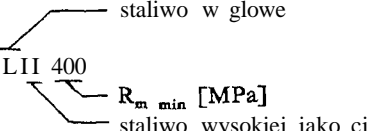
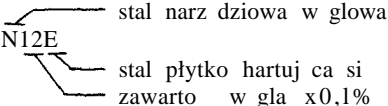
Sposób znakowania najwa niejszych grup stali przedstawiono w tabl. 6.1.

Tablica 6.1

Zasady znakowania stali i staliw niestopowych

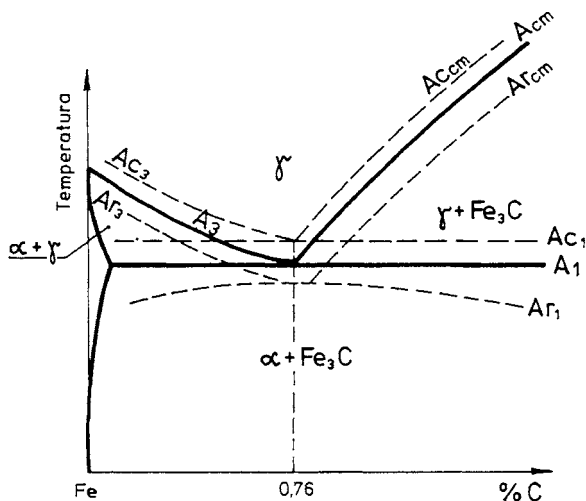
Norma znak stali	Znaczenie symboli w znaku stali
PN-88/H-84020	Stal niestopowa konstrukcyjna ogólnego przeznaczenia
St0S, St3SX, St3CuY St3S, St3SCu, St3VX St3V, St3W, St4SX St4SCuX, St4S, St4SY St4VX, St4W, St4V St5, MSt5, St6, MSt6, St7, MSt7	<p>St4S — oznaczenie stali w głowej konstrukcyjnej zwykłej jako ci</p> <p>St4S — stal spawalna</p> <p>St4S — liczba porz dkowa</p> <p>znaczenie symboli na ko cu znaku stali:</p> <p>S - spawalna</p> <p>X - nieuspokojona</p> <p>Y - półuspokojona</p> <p>V - ograniczona zawarto w gla</p> <p>W - ograniczona zawarto C, S, P</p> <p>Cu - okre lone zawarto miedzi</p> <p>U</p> <p>M</p> <p>J</p> <p>B</p> <p>C</p> <p>D</p> <p>M - (na pocz tku znaku) - stal o okre lonym składzie chemicznym</p>

Norma znak stali	Znaczenie symboli w znaku stali
PN-93/H-84019	Stal niestopowa do utwardzania powierzchniowego i ulepszenia cieplnego
10, 09A, 15, 14A, 20 14rs, 20, 15G, 14GA 25, 26A, 26rs, 30 30A, 35, 36A, 40, 40A 40rs, 45, 46A, 46rs 45G, 50, 50A, 50rs 55, 55A, 55rs, 60, 60A, 60rs, 60G, 65	 <p>zawarto w glą w stali x0,01%</p> <p>20G</p> <p>podwyższona zawartość manganu</p> <p>G - stal o podwyższonej zawartości manganu</p> <p>A - stal o podwyższonej zawartości w zakresie fosforu i siarki</p> <p>rs - stal o regulowanej zawartości siarki</p>
PN-89/H-84023	Stal określonego zastosowania
04J, 04JA, 08J	stal niskowęgla magnetycznie miękka J - stal z dodatkiem aluminium, A - stal o podwyższonych wymaganiach w zakresie zawartości P i S
08J, 08XA, 10J, 06JA	stal na blachy i taśmy do głębiokształtowania
St0S-b, St3SX-b, St50B	stal do zbrojenia betonu
R, R35, R35Y, R45, R55, R65	stal na rury  <p>stal niestopowa do produkcji rur</p> <p>R35</p> <p>wytrzymałość na rozciąganie $R_{m \min}$ [KG/mm²]</p>
St1E, St1Z, 15GJ	stal na łąki cuchy ogniowe E - do zgrzewania elektrycznego, Z - do zgrzewania ogniowego
PN-75/H-84024	Stal do pracy w podwyższonych temperaturach
St36K, St41K, St44K K10, K18	<p>stal do wyrobu blach</p>  <p>stal kotłowa</p> <p>St36K</p> <p>$R_{m \min}$ [KG/mm²]</p> <p>stal węgla zwykłej jakości</p> <p>stal do wyrobu rur</p>  <p>zawartość węgla x0,01%</p> <p>K18</p> <p>stal kotłowa</p>

Norma znak stali	Znaczenie symboli w znaku stali
PN-73/H-84026	Stal automatowa
A11X, A10X, AU, A35, A45, A35G2	
PN-84/H-84027	Stal dla kolejnictwa
P23, P35A, P40, P35G P60, P55, St70P, St90PA, St72P	<p>stal do budowy pojazdów szynowych</p>  <p>stal do budowy nawierzchni kolejowej</p> 
PN-85/H-83152	Staliwo w głowe konstrukcyjne
L400, L500, L450, L600 L650	 <p>staliwo wysokiej jako ci I - staliwo zwykłej jako ci, U - staliwo wysokiej jako ci</p>
PN-84/H-85020	Stale w głowe narz dziowe
N5, N6, N7, N8, N9, N1 I, N12, N13, N7E, N8, N9E, N10E, N11E, N12E, N13E	

6.3. Przemiany w stali podczas nagrzewania i chłodzenia

Wykres układu równowagi fazowej Fe-Fe₃C wskazuje, że stale podczas nagrzewania i chłodzenia podlegają przemianom: perlit \rightleftharpoons austenit (P \rightleftharpoons A), której towarzyszy przemiana alotropowa Fe \rightleftharpoons γ . Teoretycznie przemiany te zachodzą w temperaturze A₁ (727°C). W praktyce, przy nagrzewaniu, przemiany w stali przebiegają w wyższych temperaturach - A_{c1} (rys. 6.5). Podobnie podczas chłodzenia przemiany przebiegają w temperaturach niższych od temperatury równowagi - A_{r1}.

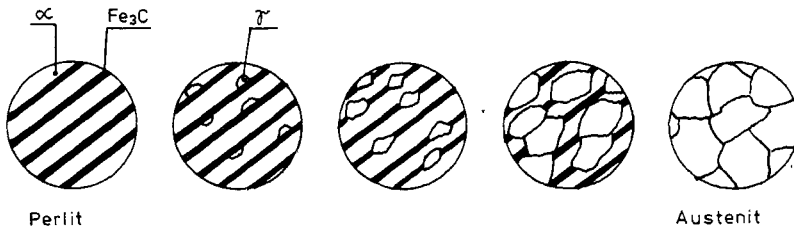


Rys. 6.5. Przesunięcia temperatur krytycznych układu równowagi Fe—Fe₃C w zależności od szybkości nagrzewania i chłodzenia

Mechanizm przemiany perlitu w austenit jest złożony, gdyż polega na przebudowie sieci przestrzennej Fe w γ oraz na rozpuszczaniu się cementytu w austenicie. Jest to przemiana typowo dyfuzyjna. Na granicach płytek cementytu i ferrytu powstają zarodki austenitu, które następnie rozrastają się tworząc w końcu ziarna austenitu (rys. 6.6). Powstały austenit jest chemicznie niejednorodny, ponieważ w miejscach, gdzie uprzednio w perlicie znajdowały się płytki cementytu, zawartość węgla jest większa niż tam, gdzie były płytki ferrytu. Dopiero dalsze wygrzewanie lub nagrzewanie austenitu wyrównuje skład chemiczny w wyniku procesów dyfuzyjnych.

Podczas nagrzewania stali eutektoidalnej z bardzo małą szybkością, np.

$$V_{c1} = 10^{\circ}\text{C}/\text{godz.}$$

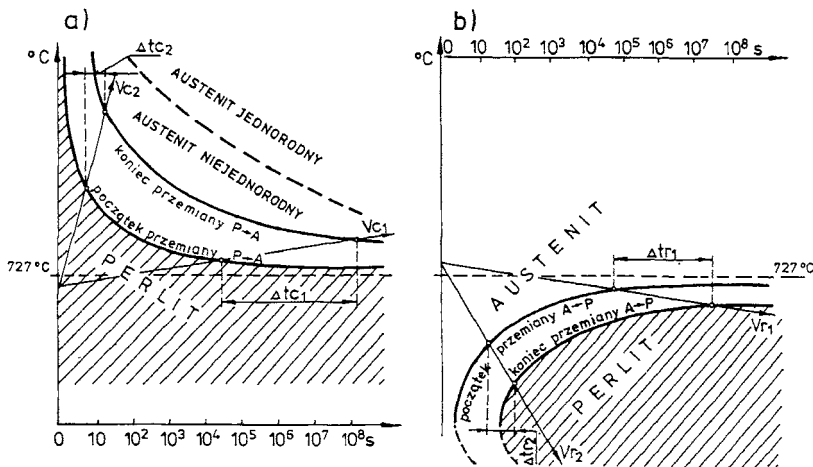


Rys. 6.6. Schemat przemiany perlitu w austenit

przemiana perlitu w austenit trwa bardzo długo (t_{c1} rys. 6.7a) i przebiega w temperaturach niewiele powyżej 727°C . Nagrzewanie z większą szybkością, np.

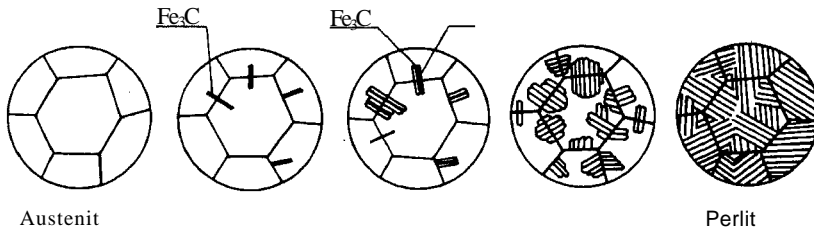
$$V_{c2} = 1000^{\circ}\text{C}/\text{godz.}$$

powoduje przemianę P w bardzo krótkim czasie (t_{c2}), ale przebiega ona w znacznie wyższej temperaturze niż 727°C . Podobnie przebiega przemiana podczas nagrzewania stali podutektoidalnych i nadeutektoidalnych, w których oprócz przemiany P następuje jeszcze przemiana ferrytu w austenit (od Ac_1 do Ac_3) lub rozpuszczanie się cementytu wtórnego (od Ac_1 do Ac_m). Przemiany w stali podczas chłodzenia są analogiczne do opisanych przy nagrzewaniu, tylko przebiegają w odwrotnej kolejności.



Rys. 6.7. Wpływ szybkości nagrzewania (a) oraz chłodzenia (b) na przebieg przemian w stali nadeutektoidalnej

Przemiana austenitu w perlit polega na dyfuzyjnym wydzieleniu si cementytu i przebudowie sieci Fe-Fe. Mechanizm tej przemiany przedstawia rys. 6.8. W przechłodzonym austenicie pojawiają się zarodki wysokiej fazy Fe_3C na granicach ziarn lub w miejscach styku wtrąceń niemetalicznych - austenit. Na powstałym zarodku krystalizuje cementyt, tworząc rozrastającą się płytkę. W otoczeniu tej płytki austenit ubojeje w węgla, co ułatwia przemianę alotropową Fe-Fe, w wyniku której wzdłuż płytki cementytu tworzą się dwie płytki ferrytu. Powiększając się, płytki ferrytu powodują wzrost zawartości węgla w otaczającym austenicie, co ułatwia powstanie nowych płytek cementytu. W ten sposób tworzą się całe paki płytek ferrytu i cementytu.



Rys. 6.8. Schemat przemiany austenitu w perlit

Przy bardzo powolnym chłodzeniu, np.

$$V_{r1} = 10^{\circ}C/godz.$$

przemiana austenitu w perlit przebiega w temperaturze nieco niżej od $727^{\circ}C$, lecz trwa bardzo długo (t_{r1} - rys. 6.7b). Szybsze chłodzenie, np.

$$V_{r2} = 600^{\circ}C/godz.$$

powoduje obniżenie temperatury i skrócenie czasu przemiany.

Szybkie chłodzenie wpływa nie tylko na kinetykę przemiany, ale i budowę perlitu. Im większe jest szybkie chłodzenie, tym większa ilość powstających zarodków i szybko narastania faz (podobnie jak przy krystalizacji). Powstaje perlit o coraz większym stopniu rozdrobnienia (dyspersji) budujących go faz - ferrytu i cementytu. Perlit o dużym stopniu dyspersji ma większą twardość (i właściwość wytrzymałościową) od perlitu o małym rozdrobnieniu, powstałym przy powolnym chłodzeniu (rozdz. 7.1).

Najważniejsze cechy przemiany austenit - perlit są więc następujące:

- przemiana jest dyfuzyjna,
- przemiana zachodzi drogą zarodkowania i rozrostu zarodków,

- faz kieruj c (inicjuj c przemian) jest cementyt,
- szybko chłodzenia ma wpływ na temperaturę początku przemiany,
- brak jest ukierunkowania pomiędzy faz macierzystą () a fazami wchodzącymi w skład eutektoidu,
- stopień przechłodzenia poniżej temperatury równowagi A_1 wpływa na szybkość zarodkowania i rozrostu, a tym samym na rozdrobnienie obu faz perlitycznych (ferrytu i cementytu).

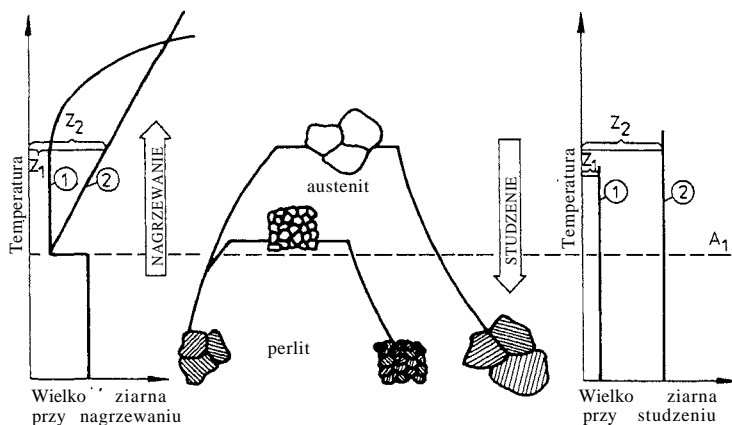
6.4. Wielkość ziarna w stali

Wielkość ziarna ma duży wpływ na właściwości stali. Duże ziarno jest na ogół niepożądane, gdy obniża właściwości mechaniczne, szczególnie udarność i granic plastyczności¹⁾, poprawia natomiast obrabialność i w pewnym stopniu zwiększa hartowność stali. Wielkość ziarna zależy m.in. od składu chemicznego stali, sposobu wytopu oraz od parametrów obróbki cieplnej.

Cech charakterystyczny przemiany w stali podczas nagrzewania jest rozdrobnienie ziarna. Po przekroczeniu temperatury A_{c1} następuje przemiana P, która rozpoczyna się od powstania bardzo dużej ilości drobnych ziarn austenitu na rozwiniętej granicy fazowej płytek ferrytu i cementytu. Po zakończeniu przemiany otrzymuje się dużą ilość drobnych ziarn austenitu. Dalsze nagrzewanie lub wygrzewanie powoduje rozrost ziarn. Jest to proces zachodzący samorzutnie i można na niego określić jako przejaw dążenia układu do zmniejszenia swojej energii swobodnej poprzez zmniejszenie łącznej powierzchni granic ziarn.

Stale mogą być mniej lub bardziej skłonne do rozrostu ziarn. Zmian wymiarów ziarna przy nagrzewaniu dwóch stali różniących się tymi cechami przedstawiono na rys. 6.9. Stale gruboziarniste wykazują skłonność do rozrostu ziarna bezpośrednio po przekroczeniu temperatury A_{c1} (krzywa 2), natomiast stale drobnoziarniste wykazują tę skłonność dopiero w wysokich temperaturach ok. 1000°C (krzywa 1). Skłonność do drobnoziarnistości tłumaczy się obecnością w stali tlenków i azotków aluminium submikroskopowej wielkości, które rozłożone wzdłuż granic ziarn austenitu hamują ich rozrost. Stan ten trwa jednak tylko do temperatury 900—1000°C, powyżej której wymienione wtrącenia rozpuszczają się w austenicie, co powoduje gwałtowny rozrost ziarn. Poza aluminium, które jest dodawane do stali jako dotleniacz, rozrost ziarn hamują również pierwiastki w glikotwórcze, takie jak: W, Ti, Mo, V, Nb.

¹⁾ Wg Halla i Petcha w metalu polikrystalicznym istnieje zależność między redukcją wielkości granic plastyczności: $\sigma_0 = \sigma_0 + kd^{-1/2}$ gdzie k - stała, σ_0 - granica sprężystości monokryształu.



Rys. 6.9. Zmiany wielkości ziarna stali eutekoidalnej podczas grzania i chłodzenia; 1 - stale skłonne do drobnoziarnistości, 2 - stale skłonne do gruboziarnistości

Podczas przemiany odwrotnej - austenitu w perlit - rozdrobnienie ziarn nie zachodzi. Wymiary nowo powstałych ziarn perlitu zależą od wymiarów ziarn austenitu. Wielkość ziarna w stali otrzymana w wyniku jakiegokolwiek obróbki cieplnej nosi nazwę ziarna rzeczywistego. Na podstawie wielkości tego ziarna nie można określić skłonności stali do rozrostu ziarn. Wprowadzono więc określenia:

- ziarno początkowe austenitu - jest to ziarno w chwili zakończenia przemiany P — ,
- byłego ziarno austenitu - ziarno po nagrzaniu do temperatury obróbki cieplnej powyżej A_{c3} i wygrzaniu.

Ujawnienie byłego ziarna austenitu przeprowadza się w celu określenia:

- 1) skłonności ziarna austenitu do rozrostu i kinetyki rozrostu,
- 2) przynależności stali do kategorii drobno lub gruboziarnistych.

Stosuje się następujące metody ujawniania położenia granic ziarn byłego austenitu:

- spowolnione chłodzenie sprzyjające wydzieleniu się na granicach ziarn austenitu faz nadwymiarowych (ferytu, cementytu),
- długotrwałe wygrzanie powodujące dyfuzję tlenu w głąb stali wzdłuż granic ziarn i utworzenie siatki tlenków,
- trawienie w próżni w wysokiej temperaturze.

Określenie wielkości ziarna (byłego ziarna austenitu lub ziarna rzeczywistego) można przeprowadzić podając:

- numer wzorca wielkości ziarna wg skali wzorców (metoda porównawcza),
- liczbę ziarn na jednostkę powierzchni zglądu metalograficznego (metoda zliczania ziarn),

- umowny rednic ziarn (metoda zliczania przecięci),
- liczb ziarn w jednostce objętości.

Najczęściej stosowana jest metoda porównawcza. Polega ona na porównaniu wielkości obserwowanych ziarn z wielkością ziarn skali wzorców i podaniu odpowiedniego numeru wzorca. Skala ujęta w PN-84/H-04507/01 zawiera 10 wzorców oznaczonych od 1 do 10. Podstawą skali jest wzór (6.1) określający liczbę ziarn m przypadających na 1 mm^2 powierzchni szlifu.

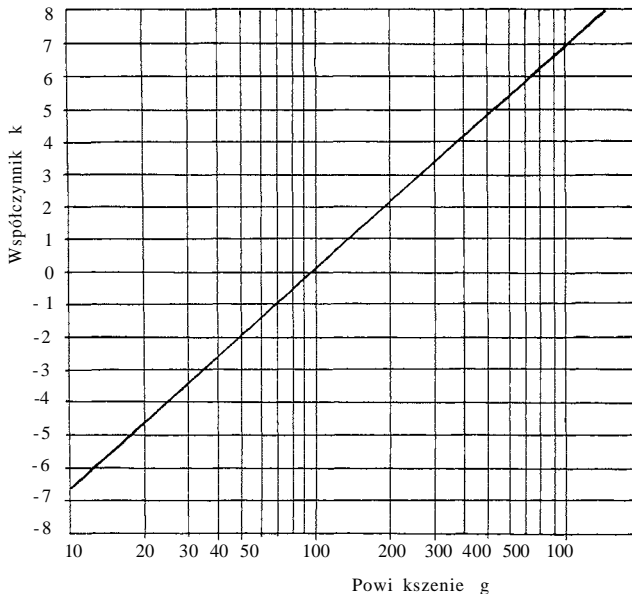
$$m = 8 \times 2^G \quad (6.1)$$

gdzie: G - numer wzorca ziarna wg skali.

Zgłady należy obserwować przy powiększeniu $100 \times$. Jeżeli ziarno badanego metalu przy tym powiększeniu jest mniejsze od wzorca nr 10 lub większe od wzorca nr 1, zaleca się stosować powiększenie g , inne niż 100-krotne, które należy tak dobrać, aby ziarno było porównywalne z jednym z wzorców od nr 4 do nr 8. Otrzymany w ten sposób numer wielkości ziarna M należy przeliczyć dla otrzymania numeru wielkości ziarna G przy powiększeniu 100-krotnym wg wzoru:

$$G = M + K \quad (6.2)$$

Wartość K w zależności od stosowanego powiększenia g należy określić z wykresu przedstawionego na rys. 6.10.



Rys. 6.10. Wartość wielkości K (wzór 6.2) w zależności od stosowanego powiększenia g

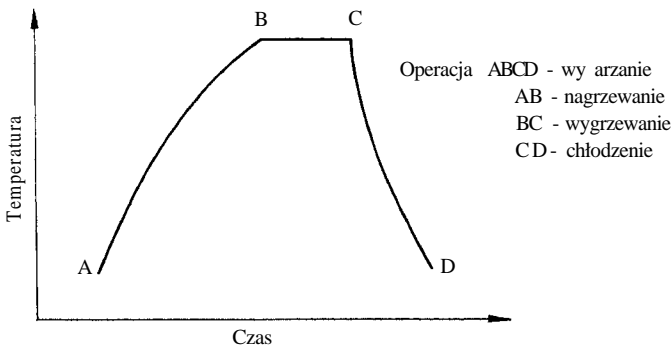
Skala wielko ci ziarn, wg PN-84/H-04507/01

Numer wielko ci ziarna G	rednia wielko powierzchni przekroju a [mm ²]	Liczba ziarn na powierzchni 1 mm ²	rednia liczba ziarn w 1 mm ³ [N]	rednia rednica ziarna d [mm]
- 3	1	1	1	1
- 2	0,5	2	2,8	0,707
- 1	0,25	4	8	0,5
0	0,125	8	22,6	0,353
1	0,0625	16	64	0,25
2	0,0312	32	181	0,177
3	0,0156	64	512	0,125
4	0,0781	128	1448	0,088
5	0,039	256	4096	0,062
6	0,0195	512	11585	0,044
7	0,00098	1024	32768	0,031
8	0,00049	2048	92682	0,022
9	0,000244	4096	262144	0,015
10	0,000122	8192	741845	0,011
11	0,000061	16384	2097152	0,0079
12	0,00003	32768	5931008	0,0065
13	0,000015	65536	16777216	0,0039
14	0,000008	131072	474490064	0,0027
15	0,000003	262144	109756304	0,0019

W tablicy 6.2 podano ilo ziarn i rednic ziarna dla ka dego numeru G od -3 do 15 wg PN-84/H-04507/01. Stale o numerze ziarna G = 4 uwa a si za gruboziarniste, a o numerach wy szych - za drobnoziarniste.

5.5. Wy arzanie stali

Wy arzanie jest to zabieg cieplny polegaj cy na nagrzeniu materiału do okre lonej temperatury, wygrzaniu w tej temperaturze i powolnym chłodzeniu z szybko ci pozwalaj c na otrzymanie struktury równowagi lub zbli onej do tego stanu (rys. 6.11).



Rys. 6.11. Schemat obróbki cieplnej wyarzania: AB - nagrzewanie, BC - wygrzewanie, CD - chłodzenie

W zależności od celu wyróżnia się następujące rodzaje wyarzania:

WY ARZANIE

bez przemiany fazowej

- rekrytalizuj ce
- odpr aj ce

z przemian fazow

- ujednorodniaj ce
- normalizuj ce
- zupełne
- zmi kcuj ce
- przegrzewaj ce

Położenie temperatur wyarzania stali w glowych na tle wykresu Fe-Fe₃C przedstawiono na rys. 6.12.

Wy arzanie ujednorodniaj ce (homogenizowanie)

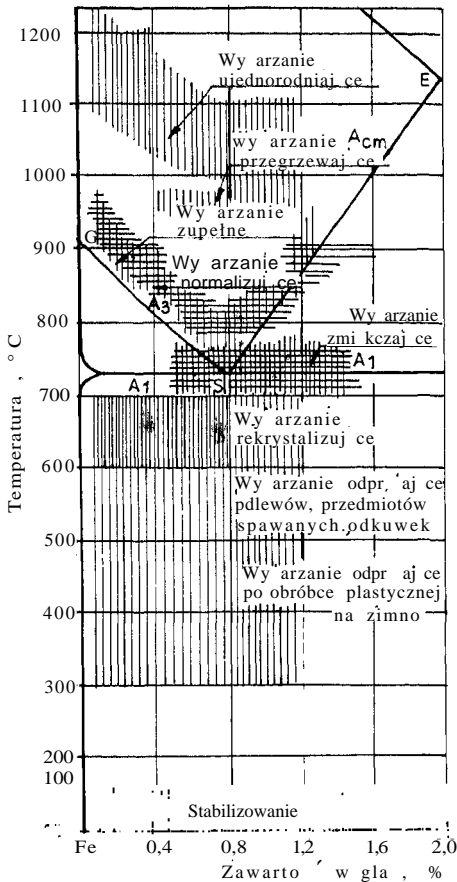
Temperatura: 100-200°C poni ej linii solidusu, praktycznie 1050-1200°C, studzenie powolne.

Czas: proces długotrwały - kilkana cie godzin (zale y od wielko ci wy arzanego przedmiotu).

Struktura: struktura pierwotna odlewu (dendrytyczna) ulega przemianie na wtór n (ziarnist), nast puje rozrost ziarna.

Cel: zmniejszenie lub usuni cie segregacji dendrytycznej we wlewkach, a w konsekwencji zmniejszenie pasmowo ci struktury i anizotropowo ci wła ciwo ci mechanicznych stali (ró nic warto ci w kierunku poprzecznym i podłu nym).

W obr bie ziarn pierwotnych (dendrytów), utworzonych w procesie krystalizacji, wyst puje zwykle ró nica koncentracji składników, nazywana



Rys. 6.12. Zakres temperatur wyarzania stali na tle wykresu elazo-cementyt

norodnione wlewki poddaje się przeróbce plastycznej na gorąco, zapewniając rozdrobnienie ziarna.

Wy arzenie normalizuj ce (normalizowanie)

Temperatura: 30—50°C powyżej A_{c3} lub A_{cm} , studzenie w spokojnym powietrzu do temperatury otoczenia.

Czas: zależy od przekroju normalizowanego materiału - orientacyjnie 1—1,5 min na 1 mm przekroju dla stali w głowach konstrukcyjnych oraz 1,5—2,5 min na 1 mm przekroju dla stali w głowach narzędziowych.

Struktura: uzyskuje się drobnoziarnistą strukturę o jednakowej wielkości ziarna w całym przekroju wyrobu.

segregacji (mikrosegregacji) dendrytycznej. Po przeróbce plastycznej na gorąco wlewka segregacja ta może być przyczyną pasmowoci struktury i anizotropowości właściwości mechanicznych stali, co jest na ogół nieporządane.

W wyniku wyarzania ujednorodniającego pierwotna (dendrytyczna) struktura zmienia się na wtórną (ziarnistą, komórkową); jednocześnie nie następuje znaczny rozrost ziarna. Wyrównanie składu chemicznego w obrębie ziarna następuje poprzez dyfuzję składników, łatwo przebiegającą w wysokiej temperaturze wyarzania.

Wy arzenie to zmniejsza lub likwiduje różnice koncentracji w obrębie ziarna, nie wpływa jednak na segregację w skali makroskopowej, którą można zmniejszyć tylko poprzez przeróbkę plastyczną.

Wy arzenie ujednorodniające stosuje się rzadko i w zasadzie ogranicza do wlewków i niekiedy odlewów stali stopowych. Po ujednorodnieniu przeprowadza się czasem wy arzenie normalizujące, dla zmniejszenia wielkości ziarna. Dotyczy to tylko odlewów stalowych, gdy ujed-

- Cel: polepszenie właściwości mechanicznych poprzez:
- usunięcie skutków przegrzania, tj. gruboziarnistości i struktury Widmannstättena,
 - ujednorodnienie struktury w wyrobach spawanych,
 - zmniejszenie pasmowości struktury w wyrobach walcowanych,
 - usunięcie niewłaściwej struktury wyrobów obrabianych cieplnie oraz zapewnienie powtarzalności wyników obróbki cieplnej w produkcji seryjnej poprzez nadanie jednolitej struktury wyjściowej.

W czasie tej operacji obróbki cieplnej następuje przemiana perlitu w austenit, powodująca rozdrobnienie ziarn, których wielkość nie ulega zmianie podczas studzenia. W wyniku rozdrobnienia ziarna polepszają się właściwości mechaniczne. Np. dla stali 45 R_e wzrasta z 350 MPa do 420 MPa, R_m z 640 MPa do 650 MPa a A_5 z 17% do 24%.

Wyżarzanie zupełne

Temperatura: 30—50°C powyżej A_{c3} lub A_{cm} , studzenie razem z piecem (a więc wolniejsze niż podczas normalizowania).

Czas: podobnie jak podczas normalizowania.

Struktura: uzyskuje się strukturę najbardziej zbliżoną do stanu równowagi fazowej.

Cel: wyżarzanie zupełne często stosuje się dla wyrobów hutniczych ze stali stopowych, które po chłodzeniu na powietrzu posiadają strukturę nierównowagową, tj. bainitu lub martenzytu. Stale takie określa się jako samohartujące. Wyżarzanie zupełne zapewnia rozładowanie naprężeń wewnętrznych, poprawę skrawalności oraz pozwala na przybliżenie określenia zawartości węgla w stalach węglistych podutektoidalnych i eutektoidalnych.

Przykład określenia zawartości węgla w stali.

Wiadomo, że perlit zawiera ok. 0,8% węgla. Jeżeli na podstawie obserwacji mikroskopowej zglądu metalograficznego widamy, że stal zawiera np. 40% perlitu (reszta ferryt), to zawartość węgla w stali określa się z proporcji:

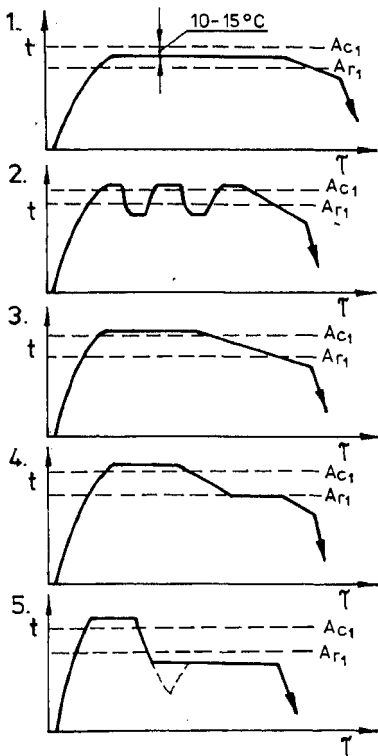
$$\begin{array}{l} 100\% \text{ perlitu} - 0,8\% \text{ C} \\ 40\% \text{ perlitu} - X \% \text{ C} \end{array} \quad x = \frac{40 \times 0,8}{100} \approx 0,30\%$$

Zawartość węgla w ferrytycie (0,008%) należy pominąć jako znikomo małą.

Wyżarzanie zmniejszające (sferoidyzujące)

Temperatura: zbliżona do temp. A_1 studzenie powolne szczególnie w zakresie temperatur A_1 - 600°C.

- Czas:** stosunkowo długi, zależy od wymiarów wyrobu i gatunku stali (kilka do kilkudziesięciu godzin).
- Struktura:** powstaje struktura cementytu kulkowego równomiernie rozmieszczonego w ferrycie (sferoidyt).
- Cel:** zmniejszenie twardości stali, poprawa skrawalności i podatności do przeróbki plastycznej na zimno.



Rys. 6.13. Przebieg różnych sposobów wyarzania zmiękczającego

Struktura: uzyskuje się strukturę gruboziarnistą.

Cel: poprawa skrawalności stali wysokowęgowej oraz powiększenie przenikalności magnetycznej stali magnetycznie miękkiej.

Struktura gruboziarnista ułatwia obróbkę mechaniczną, gdy wiór takiej stali jest krótki i kruchy, co umożliwia skrawanie z dużymi szybkościami. Objawem przegrzania, typowym dla staliwa i stali redniów głowej, jest struktura Widmannstättena o charakterystycznym iglastym kształcie ziarn ferrytu. Obraz tego typu struktury przedstawiono na fot. 6.3.

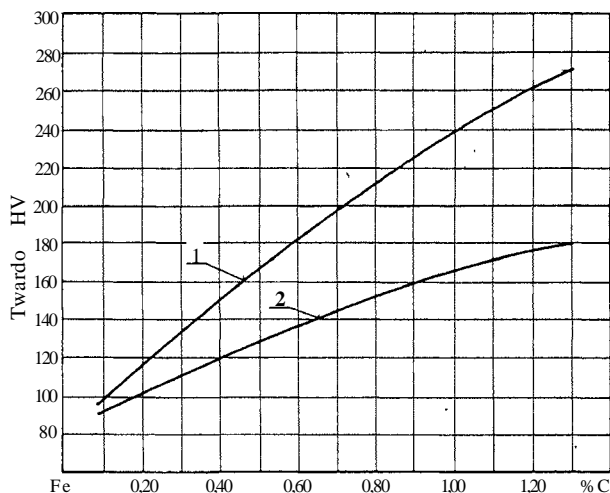
Niezbudnym warunkiem sferoidyzacji cementytu jest doprowadzenie stali do struktury austenicznej przy zachowaniu pewnej ilości nierozpuszczonych cząstek cementytu. Nierozpuszczony cementyt oraz zanieczyszczenia niemetaliczne stanowią zarodki krystalizacji, stąd temperatura wyarzania oscyluje około temperatury A_1 . Na rys. 6.13 przedstawiono pięć sposobów przeprowadzania wyarzania zmiękczającego. W stalach nadutektoidalnych wyżarcie to ma na celu obniżenie twardości i polepszenie skrawalności. W stalach podutektoidalnych, których twardość jest z natury niska, wyżarcie zmiękczające stosowane jest dla polepszenia plastyczności przed przeróbką plastyczną na zimno.

Rys. 6.14 przedstawia twardość stali niestopowych o różnej zawartości węgla w stanie normalizowanym i po wyżarciu zmiękczającym. Struktury stali N12 w tych samych stanach obróbki cieplnej przedstawiają fot. 6.1 i 6.2.

Wyżarcie przegrzewające

Temperatura: 1000-1200°C, studzenie powolne.

Czas.: 1 — 2 godz.



Rys. 6.14. Twardość stali niestopowych w zależności od zawartości węgla po wyarzaniu: 1 - normalizuj cym, 2 - zmiękczaj cym

Wyżarzanie rekrytalizuj cę

Temperatura: 600—700°C, studzenie powolne.

Czas: zależy od stopnia zgniotu i wymaganych właściwości mechanicznych.

Struktura: powstaje zrekrystalizowana drobnoziarnista struktura.

Cel: usunięcie skutków zgniotu na zimno.

Po przeróbce plastycznej na zimno stal posiada strukturę włóknistą (teksturę), wysokie właściwości wytrzymałościowe (R_m , R_e , HB) oraz małą plastyczność (KC, A, Z). Materiał taki jest kruchy i niepodatny do dalszej przeróbki plastycznej.

Wyżarzanie w temperaturze powyżej temperatury rekrytalizacji powoduje powstanie nowej drobnoziarnistej struktury oraz usunięcie skutków zgniotu. Przebieg zmian struktury oraz właściwości mechanicznych w zależności od temperatury wyżarzania przedstawia rys. 6.15.

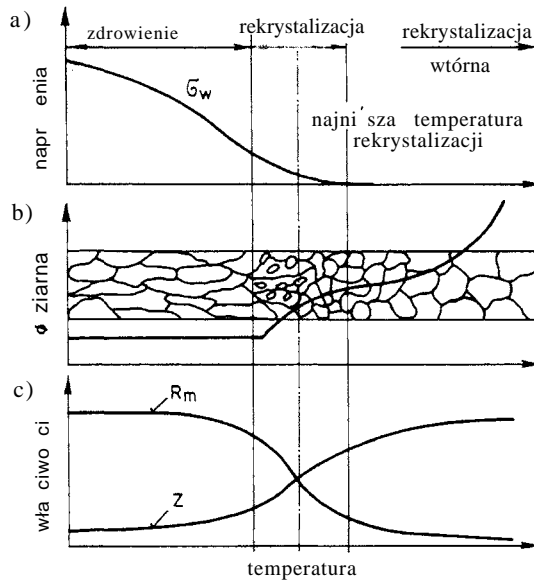
Wyżarzanie odprężające (odprężanie)

Temperatura: poniżej 650°C, studzenie powolne.

Czas: zależy od wielkości wyrobu, zwykle ok. 2 min. na 1 mm przekroju.

Struktura: nie zachodzi zmiany struktury.

Cel: zmniejszenie naprężenia własnych wyrobu bez wyraźnych zmian właściwości uzyskanych w wyniku wcześniejszej obróbki plastycznej.



Rys. 6.15. Zmiany zachodzące w metalu odkształconym plastycznie na zimno w zależności od temperatury: a - naprężenia własne, b - mikrostruktura, c - właściwości mechaniczne

Naprężenia własne mogą być przyczyną odkształceń wyrobów, a współdziałając z naprężeniami zewnętrznymi mogą doprowadzić do szybkiego ich zniszczenia. Odprężanie usuwa naprężenia własne powstałe w wyniku procesów technologicznych, takich jak: przeróbka plastyczna na zimno, odlewanie, spawanie, prostowanie. Dużego znaczenia ma wyważanie odprężające w złączach czy spawanych.

Norma PN-91/H-01010/03 dzieli stale niestopowe wg dwóch podstawowych kryteriów:

- 1 - składu chemicznego,
- 2 - właściwości i zastosowania.

Stal nazywa się niestopem wówczas, gdy zawartość pierwiastków jest mniejsza od zawartości granicznych wg tablicy 6.3.

Według kryterium właściwości i zastosowania stale niestopowe dzieli się na trzy klasy:

- stale niestopowe podstawowe,
- stale niestopowe jako ciowe,
- stale niestopowe specjalne.

Stale niestopowe **podstawowe** są to stale wytwarzane w procesie stalowniczym bez dodatkowych zabiegów, spełniają następujące warunki:

- a) wyroby z tych stali nie są przeznaczone do obróbki cieplnej (z wyjątkiem wyważania zmniejszającego, odprężającego i normalizowania),

cd. przypisu

Tablica 6.3

Dopuszczalne ilości pierwiastków w stalach niestopowych, wg PN-91/H-01010/03

Nazwa i symbol chemiczny pierwiastka	Zawartość graniczna, % masy
Aluminium (glin), Al	0,10
Bor, B	0,008
Bismut, Bi	0,10
Chrom, Cr	0,30
Cyrkon, Zr	0,05
Kobalt, Co	0,10
Krzem, Si	0,50
Lantanowce, ka dy	0,05
Mangan, Mn	1,65
Miedź, Cu	0,40
Molibden, Mo	0,08
Nikiel, Ni	0,30
Niob, Nb	0,06
Ołów, Pb	0,40
Selen, Se	0,10
Tellur, Te	0,10
Tytan, Ti	0,05
Wanad, V	0,10
Wolfram, W	0,10
Inne (oprócz węgla, fosforu, siarki, azotu), ka dy	0,05

- b) wymagane jest określenie tylko zawartości węgla, manganu i krzemu,
 c) nie określa się wymagań jakościowych (np. przydatności do odkształceń plastycznych, wielkości ziarna itp.),
 d) właściwości wyrobów walcowanych powinny odpowiadać wartościom granicznym wg tablicy 6.4.

Stale niestopowe **jakościowe** mogą podlegać obróbce cieplnej, ale w takim wypadku nie określa się wymagań w zakresie właściwości mechanicznych. Wymagania jakościowe dla tej klasy stali są wyższe niż dla klasy podstawowej. Do stali jakościowych niestopowych zalicza się wszystkie niestopowe stale, które nie spełniają wymagań dla klasy stali specjalnych, a mają wyższe właściwości od klasy podstawowej.

cd. przypisu

Tablica 6.4

Wymagania graniczne stawiane podstawowym stalom niestopowym, wg PN-91/H-01010/03

Określenie własności	Grubość wyrobu, mm	Wartości graniczne
Minimalna wytrzymałość na rozciąganie (R_m)	do 16	do 690 MPa
Minimalna granica plastyczności (R_e)	do 16	do 360 MPa
Minimalne wydłużenie ¹⁾ (A)	do 16	do 26%
Minimalna średnica trzpienia w próbie zginania	3 i powyżej	nie mniej niż $1a^2$)
Minimalna udarność przy + 20°C na próbkach wzdłużnych (KV)	10÷16	do 27 J
Twardość Rockwella wg skali B (lub Brinella)	-	nie mniej niż 60HRB (nie mniej niż 104HB)
Zawartość węgla	-	nie mniej niż 0,10%
Maksymalna zawartość fosforu	-	0,045%
Maksymalna zawartość siarki	-	0,045%
¹⁾ Jeżeli normy gatunków i normy wyrobów nie określają początkowej długości pomiarowej, wówczas $L_0 = 5,65 \sqrt{S_0}$ (S_0 - początkowy przekrój próbki). ²⁾ a - grubość próbki, mm.		

Stale niestopowe **specjalne** - są to w większości wypadków stale przeznaczone do ulepszenia cieplnego lub hartowania powierzchniowego o określonych, wysokich właściwościach technologicznych i użytkowych. Do stali niestopowych specjalnych zalicza się m.in. stale o następujących cechach:

- wymaganej udarności w stanie ulepszonym cieplnie,
- wymaganego zasięgu utwardzenia powierzchniowego lub zakresu hartowania,
- szczególnie niskiej zawartości wtrąceń niemetalicznych,
- maksymalnej zawartości fosforu i siarki do 0,025%,
- minimalnej udarności KV powyżej 27 J przy — 50° na próbkach wzdłużnych do prób udarności z karbem V.

7. HARTOWANIE I ODPUSZCZANIE STALI W GŁOWYCH

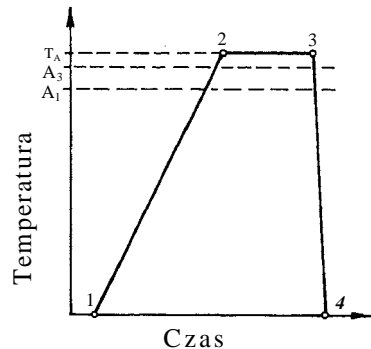
Hartowanie i odpuszczanie s bardzo wa nymi operacjami obróbki cieplnej stosowanymi w przemy le. Słu one do nadawania narz dziom oraz wi kszo ci cz ci maszyn optymalnych wła ciwo ci: odpowiedniej wytrzymało ci, plastyczno ci, spr ysto ci, twardo ci, odporno ci na cieranie. Oba te zabiegi s zwi zane szczególnie zale no ci - po hartowaniu zawsze stosuje si odpuszczanie¹⁾.

Hartowanie polega na nagrzeniu stali do temperatur wyst powania austenitu, wygrzaniu jej, czyli austenitzowaniu, a nast pnie szybkim ochłodze niu, w celu uzyskania struktury martenzytycznej lub bainitycznej (rys. 7.1).

Nagrzewanie stali do temperatur wyst powania austenitu, stosowane w wi kszo ci operacji hartowania, przebiega z niewielk szybko ci , podobnie jak przy zabiegach wyarzania. Analiz przemian w nagrzewanej stali do hartowania mo na wi c przeprowadzi na podstawie wykresu układu równowagi Fe—Fe₃C (rozdz. 4).

Wygrzewanie stali, nazwane austenitzowaniem, przeprowadzane w temperaturze 30—50°C powy ej Ac₃ dla stali podeutektoidalnych, b d 30—50°C powy ej Ac₁ dla stali nadeutektoidalnych, ma na celu uzyskanie struktury austenitu lub austenitu z cementytem wtórnym w stalach nadeutektoidalnych.

Szybko ci chłodzenia w operacjach hartowania s du e, co powoduje wyst pienie w stali przemiany martenzytycznej lub bainitycznej. Produkty tych przemian: martenzyt lub bainit s nierównowagowe, niezgodne z opisem wykresu Fe—Fe₃C.



Rys. 7.1. Schemat operacji hartowania stali podeutektoidalnej: 1—2 - nagrzewanie, 2—3 - austenitzowanie, 3—4 - ozi bianie

¹⁾ Wyj tek stanowi hartowanie z przemian izotermiczn .

Analiza przemian zachodzących w stali chłodzonej z temperatury austenitowania z różnymi szybkościami jest możliwa na podstawie specjalnie w tym celu opracowanych wykresów, zwanych wykresami CTP (czas - temperatura - przemiana).

7.1. Wykresy CTP

Istnieją dwa rodzaje wykresów: CTP_i oraz CTP_c. Wykres CTP_i (**izotermiczny**) przedstawia przemiany zachodzące w danym gatunku stali w czasie chłodzenia izotermicznego (tj. z przystankiem temperaturowym) z temperatury austenitowania, z różnymi stopniami przechłodzenia. Wykres CTP_c (**cięły**, inaczej **anizotermiczny**) obrazuje przemiany zachodzące w danym gatunku stali podczas chłodzenia ciągłego (tj. bez przystanków i załamań) z temperatury austenitowania, z różnymi szybkościami.

Każdy gatunek stali ma jeden wykres CTP_i i jeden wykres CTP_c. Na podstawie wykresów CTP można określić, jakie przemiany nastąpią w danym gatunku stali podczas chłodzenia izotermicznego z danym stopniem przechłodzenia (wykres CTP_i) lub w warunkach chłodzenia ciągłego z daną szybkością (wykres CTP_c) oraz w jakim zakresie temperatur będzie przebiegał i po jakim czasie się rozpocznie i zakończy.

Wykresy CTP obejmują następujące przemiany: austenitu w perlit, austenitu w bainit i austenitu w martenzyt oraz wydzielanie ferrytu z austenitu (w stalach podeutektoidalnych) i cementytu wtórnego z austenitu (w stalach nadeutektoidalnych).

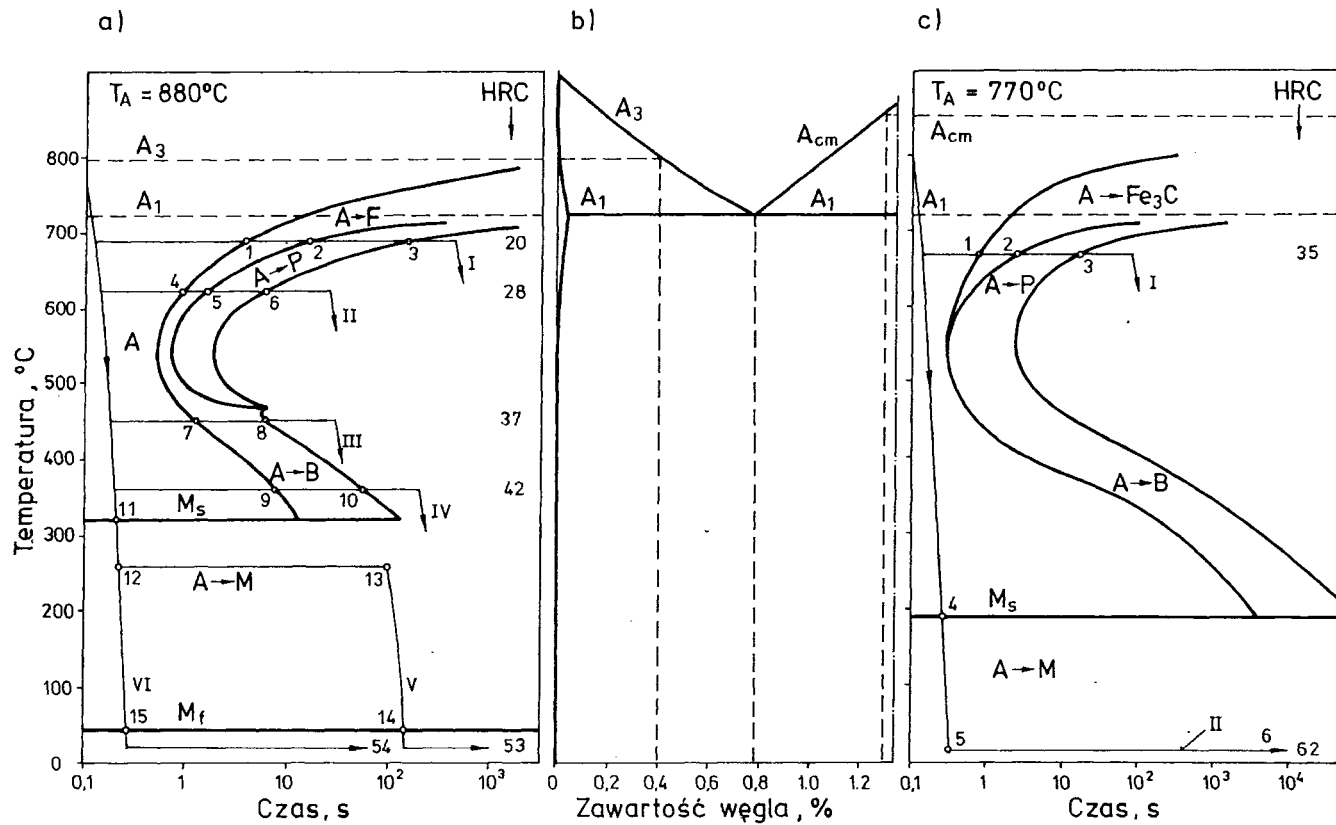
Wykresy CTP służą do analizy i planowania operacji obróbki cieplnej, w których występuje chłodzenie ciągłe lub izotermiczne austenitowanych stali.

Wykresy CTP_i

Wykres CTP_i stali podeutektoidalnej zawierającej 0,4% C (gat. 40) przedstawiono na rys. 7.2a, obok zamieszczono fragment wykresu układu równowagi Fe — Fe₃C (rys. 7.2b), aby zobrazować ich wzajemne odniesienie.

Na wykresie CTP_i stali podeutektoidalnej występują linie poziome (izotermy) reprezentujące temperatury A₁ i A₃ odniesione z wykresu na rys. 7.2.b. Ponadto zaznaczono temperaturę austenitowania T_A dla stali gat. 40, wynoszącą 880°C.

Wyznaczanie wykresu CTP_i polega na austenitowaniu w temperaturze T_A pewnej ilości próbek badanej stali. Każdą próbkę kolejno ogrzewa się do określonej temperatury, przetrzymuje przez pewien czas w tej temperaturze, a następnie chłodzi z dowolną szybkością do temperatury otoczenia.



Rys. 7.2. Wykresy CTP_i stali: a) podutektoidalnej gat. 40 (zawarto w gła 0,40%), c) nadeutektoidalnej gat. N13(zawarto w gła 1,3%). Fragment wykresu równowagi Fe-Fe₃C (b)

Dla próbek chłodzonych w ten sposób rejestruje się przebieg krzywych chłodzenia, zaznaczając początek i koniec przemian austenitu. Każda wyznaczona krzywa składa się z następujących trzech odcinków, odpowiadających trzem etapom chłodzenia:

- 1) wspólnej dla wszystkich krzywych stromej gałęzi, blisko osi temperatur, odpowiadającej bardzo szybkiemu chłodzeniu stali z temperatury T_A ;
- 2) odcinka poziomego odpowiadającego izotermicznemu przetrzymywaniu stali w określonej temperaturze, zwanego **przystankiem temperaturowym**. Odległość na osi temperatur tego odcinka od linii A_3 lub A_1 nazywa się **stopniem przechłodzenia**;
- 3) odcinka dowolnego chłodzenia od przystanku izotermicznego do temperatury otoczenia, zaznaczonego symbolicznie przez odcinek ze strzałką.

Celem chłodzenia izotermicznego jest uzyskanie przemian austenitu tylko na odcinku przystanku temperatury, dlatego w pierwszym etapie stal jest chłodzona bardzo szybko do temperatury przystanku.

Łącząc ze sobą punkty początku przemiany austenitu, w poszczególnych temperaturach, otrzymujemy linię początku przemiany, a łącząc odpowiednie punkty końca przemiany austenitu - linię końca przemiany. Obie linie o charakterystycznym kształcie litery C, zaznaczone pogrubioną kreską na rys. 7.2a, umieszcza się na układzie współrzędnych temperatura-logarytm czasu. Linie te wyznaczają pola określonych przemian austenitu w perlit A_P, bainit A_B, (rozd. 7.3) oraz wydzielanie ferrytu z austenitu A_F. Krzywa ograniczająca od góry pole A_F dąży asymptotycznie do temperatury A_3 , podobnie krzywe ograniczające od góry i od dołu pole A_P zbliżają się asymptotycznie do temperatury A_1 . Wynika to z faktu, że dana przemiana, zachodząca przy chłodzeniu, praktycznie nie może się rozpocząć w temperaturze równowagi A_1 lub A_3 . W temperaturze około 300°C linie C łączą się z poziomą linią M_s ograniczającą pole przemiany austenitu w martenzyt A_M (rozd. 7.2).

Dla ułatwienia analizy naniesiono na wykres CTP_i kilka krzywych chłodzenia izotermicznego, oznaczając je od I do VI. W praktyce jednak nie stosuje się nanoszenia krzywych na wykres CTP_i.

Analizując przemiany austenitu w stali gat. 40 podczas chłodzenia izotermicznego, na przykład według naniesionej krzywej II, można stwierdzić, że od temperatury $T_A = 880^\circ\text{C}$ do wejścia w pole A_F, punkt 4, w stali jest 100% austenitu. Austenit, który nie uległ jeszcze przemianie poniżej temperatury A_1 nazywa się **austenitem przechłodzonym**. Na wykresie CTP zaznacza się go literą A. Następnie na odcinku poziomym 4—5 w polu A_F z austenitu wydzieli się ferryt, a na odcinku 5—6 w polu A_P, pozostały austenit przemieni się w perlit. Po wyjściu z pola A_P struktura stali składa się z ferrytu i perlitu. Od tego momentu chłodzenie do temperatury otoczenia może być przeprowadzone w dowolny sposób, a uzyskana struktura ferrytyczno-perlityczna nie ulegnie przy tym zmianie.

Chłodzenie stali według krzywej IV, od temperatury T_A do wejścia w pole A-B nie wywołuje żadnej zmiany strukturalnej, stal zawiera 100% austenitu. W polu A-B na odcinku 9—10 zachodzi przemiana całego austenitu w bainit dolny. Po wyjściu z pola A-B stal ma strukturę bainitu dolnego (nie ma w niej austenitu). Struktura ta nie zmienia się przy ochłodzeniu stali do temperatury pokojowej.

Chłodzenie stali według krzywej VI od temperatury T_A do punktu przecięcia z linią M_S nie powoduje zmiany struktury austenitycznej. W polu A-M na odcinku 11—15 zachodzi przemiana austenitu w martenzyt. W punkcie 15 leżącym na przecięciu krzywej chłodzenia VI z poziomą linią M_f , przemiana martenzytyczna jest zakończona. Linia prosta M_S oznacza temperaturę początku przemiany martenzytycznej (ang. „martensite start”) zaś linia M_f - temperaturę końca przemiany martenzytycznej (ang. „martensite finish”). Obie proste M_S i M_f wyznaczają pole przemiany martenzytycznej, które z prawej strony pozostaje otwarte. Przemiana martenzytyczna występuje tylko przy ciętym obniżeniu temperatury, jest to jej cecha charakterystyczna. Gdyby krzywa chłodzenia w polu A-M zawierała odcinki poziome, jak np. 12—13, to na tych odcinkach, kiedy stal ma stałą temperaturę, nie będzie zachodziła przemiana martenzytyczna, wystąpi zjawisko tzw. stabilizacji austenitu sprężającego, a w strukturze zahartowanej stali będzie wiódł austenitu szczytkowego (patrz rozdz. 7.3.2) niż w stali chłodzonej w sposób ciągły. Usystematyzowany analiz wykresu CTP_i stali gat. 40 (rys. 7.2a), przedstawiono w tablicy 7.1.

W wyniku chłodzenia stali gat. 40 kolejno według krzywych od I do VI uzyskuje się wzrost twardości od 20 do 54 HRC związany z powstawaniem struktur .

Chłodzenie stali według krzywych I i II daje strukturę ferrytyczno-perlityczną, a chłodzenie zgodne z krzywymi III i IV - strukturę bainityczną. Pole przemiany perlitycznej jest oddzielone od pola przemiany bainitycznej graniczną temperaturą, zwaną **temperaturą najmniejszej trwałości austenitu**. Wyznacza ją najbliższy osi temperatur punkt pogrubionej linii krzywej początku przemiany austenitu przechłodzonego w struktury niemartenzytyczne. Odległość tego punktu od osi temperatur zwana jest **czasem najmniejszej trwałości austenitu**. Na wykresie CTP_i na rys. 7.2a, temperatura najmniejszej trwałości austenitu wynosi około 550°C, a czas około 0,7 s.

Wykres CTP_i stali nadeutektoidalnej jest zbudowany podobnie jak stali podutektoidalnej. Różnica polega na tym, że zamiast pola A-F występuje pole A-Fe₃C, a linię poziomą A_3 zastępuje linia A_{cm} . Ponadto ulegają znacznemu przesunięciu w kierunku niższych wartości temperatury M_S i M_f . Przykład wykresu CTP_i stali o zawartości 1,3%C przedstawiono na rys. 7.2c, a analizę zmian struktury w tabl. 7.2. Zaznaczono tu temperaturę austenitowania T_A tej stali, wynoszącą 770°C. W temperaturze tej obok austenitu występuje

Tablica 7.1

Przemiany zachodzące w czasie chłodzenia izotermicznego w stali podeutektoidalnej, wg wykresu CTP_i (rys. 7.2a)

Nr krzywej chłodzenia	Odcinek krzywej chłodzenia, gdzie zachodzą przemiany	Rodzaj przemiany	Struktura stali po zakończeniu chłodzenia	Twardość po ochłodzeniu do temperatury pokojowej HRC
I	1-2 2-3	A F A P	F + P	20
II	4-5 5-6	A F A P	F + P _{drobny}	28
III	7-8	A B	B _{górny}	37
IV	9-10	A B	B _{dolny}	43
V	11-12 13-14	A M A M	M + A _{sz}	53
VI	11-15	A -M	M ¹	54

A - austenit, F - ferryt, B - bainit, M - martenzyt, A_{sz} - austenit szc tkowy, P - perlit
P_{drobny} - jest to perlit, w którym płytki cementytu i ferrytu mają dużą dyspersję, czyli są bardzo drobne,

B_{górny} - powstaje w zakresie temperatur około 550°C—350°C, posiada mikrostruktur pierzastą,
B_{dolny} - powstaje w zakresie temperatur około 350°C—M_s, posiada mikrostruktur iglastą,
M¹ - struktura stali uzyskana w wyniku chłodzenia według krzywej VI oprócz martenzytu zawiera jeszcze pewną ilość austenitu szc tkowego.

Tablica 7.2

Przemiany zachodzące w czasie chłodzenia izotermicznego w stali nadeutektoidalnej, wg wykresu CTP_i (rys. 7.2c)

Nr krzywej chłodzenia	Odcinek krzywej chłodzenia, gdzie zachodzą przemiany	Rodzaj przemiany	Struktura stali po zakończeniu chłodzenia	Twardość po ochłodzeniu do temperatury pokojowej HRC
I	1-2 2-3	A Fe ₃ C A P	P + Fe ₃ C	35
II	4-5	A M	M + Fe ₃ C + A _{sz}	62

Uwaga! Symbole stosowane w opisie są takie jak w tabl. 7.1.

cementyt wtórny. Analizuj c, dla przykładu, zmiany struktury według dwóch krzywych chłodzenia otrzymujemy; dla krzywej I—P+Fe₃C, a dla krzywej II —M+Fe₃C+A_{sz}. Praktyczne wykresy CTP_i stali nadeutektoidalnych nie zawierają zaznaczonego pola przemiany A Fe₃C, ponieważ wydzielanie cementytu może na pominięciu przy zwykle stosowanych szybkościach chłodzenia.

Wykres CTP_i stali eutektoidalnej nie posiada pola A F, jak w wypadku stali podeutektoidalnej, ani pola A Fe₃C jak dla stali nadeutektoidalnej, pozostałe pola pozostają bez zmian.

Wykresy CTP_c

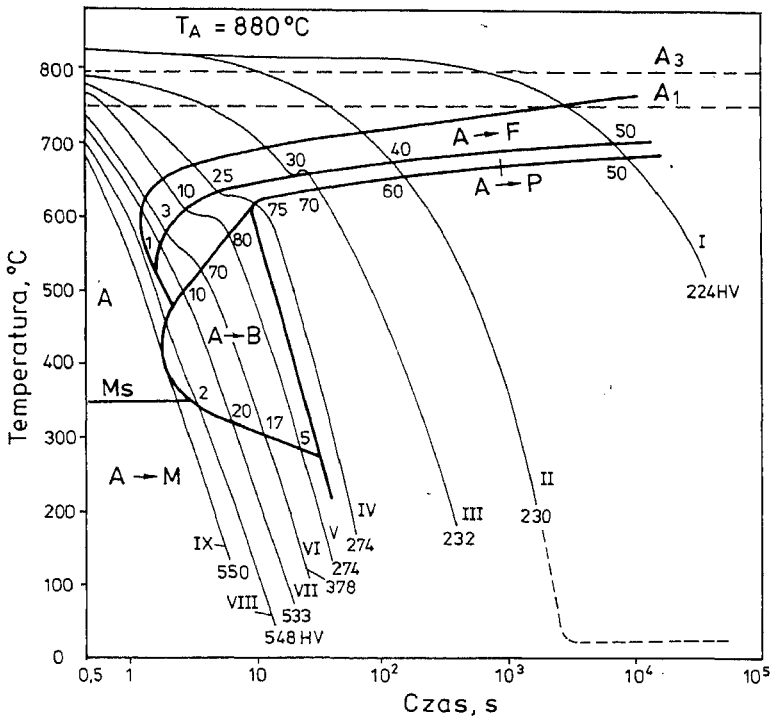
Wykres CTP_c posiada te same pola przemian co wykres CTP_i, jednak mają one nieco inny kształt i są przesunięte na osi czasu w prawo względem pół wykresu CTP_i.

Wykres CTP_c tworzy się chłodząc szereg austenitizowanych próbek danej stali z różnymi szybkościami. Dla każdej próbki rejestruje się przebieg krzywej chłodzenia, początek i koniec kolejnych przemian austenitu. Krzywe chłodzenia nanosi się na układ współrzędnych temperatura - logarytm czasu, łącząc liniami ciągłymi punkty początkowe i zakończenia poszczególnych przemian. Otrzymuje się pola przemian A P, A B, A M i pola wydzielania A F b d A Fe₃C. W punktach, w których krzywe chłodzenia przecinają linię końca przemian A P, A B i A F lub A Fe₃C, podane są ilości austenitu (w procentach), który uległ przemianie w danym polu. Ponadto każda krzywa chłodzenia może być podaniem twardości HV badanej próbki, zmierzonej po jej ochłodzeniu. Wykres CTP_c stali podeutektoidalnej gat. 45 z zaznaczonymi krzywymi chłodzenia ciężej przedstawiono na rys. 7.3. Podobnie jak na wykresie CTP_i zaznaczone są linie poziome A₁ i A₃ oraz temperatura austenitizowania T_A = 880°C

Chłodzenie stali gat. 45, np. według krzywej II, rys. 7.3, z temperatury austenitizowania T_A = 880°C do wejścia w pole A F, nie powoduje żadnych zmian w strukturze austenitu. W polu A F 40% austenitu przechłodzonego zmienia się w ferryt, a następnie pozostałe 60% w polu A P ulega przemianie w perlit. Struktura stali 45 chłodzonej wg krzywej II jest więc złożona z 40% ferrytu i 60% perlitu, jej twardość wynosi 230 HV.

Chłodzenie tej samej stali austenitizowanej w 880°C według krzywej VI powoduje, że austenit przechłodzony w polu A F tylko w ilości 3% zamienia się w ferryt, następnie w polu A P 70% austenitu ulega przemianie perlitycznej, dalej w polu A B z austenitu powstaje 17% bainitu, a pozostałe 10% austenitu przemienia się w martenzyt w polu A M. Twardość stali chłodzonej z tak szybkością wynosi 378 HV.

Usystematyzowany analiz wykresu CTP_c stali gat. 45 przedstawiono w tabl. 7.3.

Rys. 7.3. Wykres CTP_c stali w głowej gat. 45

Tablica 7.3

Przemiany zachodz ce w czasie chłodzenia ci gęgo
w stali podeduktoidalnej według wykresu CTP_c (rys. 7.3)

Nr krzywej chłodzenia	Przemiany zachodz ce w czasie chłodzenia	Struktura stali po zako czeniu chłodzenia	Twardo po ochłodzeniu stali do temperatury pokojowej HRC
I	A F, A P	50% F+50% P	224
II	A F, A P	40% F+60% P	230
III	A F, A P	30% F+70% P	232
IV	A F, A P	25% F + 75% P _{dr}	274
V	A F, A P, A B, A M	10% F+80% P _{dr+} + 5% B + 5% (M+A _{sz})	274
VI	A F, A -P	3% F + 70% P _{dr+} + 17% B + 10% (M+A _{sz})	378
VII	A F, A P,	1% F + 10% P _{dr+} + 20% B + 69% (M+A _{sz})	533
VIII	A B, A M	2% B + 98% (M + A _{sz})	548
IX	A M	M+A _{sz}	550

Uwaga! Symbole stosowane w opisie s takie jak w tabl. 7.1 P_{dr} = P_{drobny}.

Na ka dym wykresie CTP_c jest jedna szczególna krzywa chłodzenia (na rys. 7.3 oznaczona IX), zwana **krytyczn szybko ci chłodzenia** - v_{kr} . Jest to najmniejsza szybko chłodzenia, przy której austenit ulega przemianie w martenzyt. Szybko krytyczna wyznaczana jest na podstawie wykresu CTP_c przez krzyw chłodzenia przechodz ca przez **punkt najmniejszej trwało ci austenitu** (punkt na linii pocz tku rozpadu austenitu najbli szy osi temperatur). Chłodzenie z szybko ciami mniejszymi od krytycznej powoduje inne przemiany - perlityczn b d bainityczn .

Wykresy CTP_c dla stali eutektoidalnej i nadeutektoidalnej s bardzo podobne do wykresów CTP_c dla stali podeutektoidalnej. Ró nica polega na tym, e:

- wykres dla stali eutektoidalnej nie zawiera pola przemiany A F,
 - wykres dla stali nadeutektoidalnej ma pole A Fe₃C zamiast A F,
- cho cz sto tego pola si nie zaznacza, ze wzgl du na nieznaczn ilo Fe₃C wydzielanego z austenitu podczas chłodzenia z temperatury austenitizacji.

Porównuj c wykres CTP_i i CTP_c na rys. 7.2 i 7.3, mo na stwierdzi , e w im ni szej temperaturze zachodzi przemiana austenitu (przy chłodzeniu izotermicznym) lub z im wi ksz szybko ci chłodzenia (przy chłodzeniu ci głym), tym wi ksze uzyskujemy twardo ci stali (twardo ci umieszczono po prawej stronie wykresów). Decyduj cy wpływ na twardo stali, a tak e inne wła ciwo ci, maj przemiany fazowe zachodz ce w czasie chłodzenia. S to przemiany: perlityczna, bainityczna i martenzytyczna.

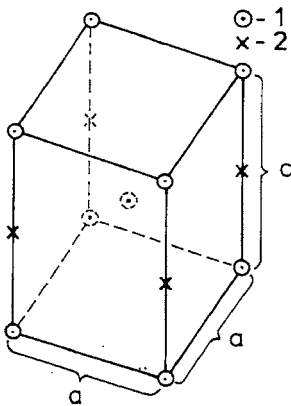
Przemiana perlityczna nie jest celem hartowania, w odró nieniu od dwóch pozostałych. Jednak e wyst puje te w warunkach odbiegaj cych od stanu równowagi, gdy wzrasta szybko chłodzenia stali. Przemiana perlityczna przebiega wówczas tym szybciej, im jest wi ksze przechłodzenie, albo w tym ni szej temperaturze, im wi ksza jest szybko chłodzenia, ale w nie ni szej temperaturze ni 550°C, kiedy to dyfuzja atomów elaza ulega zamro eniu (temperatura najmniejszej trwało ci austenitu). Jest to przemiana dyfuzyjna, a to oznacza zale no od temperatury. W temperaturach bli szych A_1 otrzymuje si struktur perlitu grubego zbudowanego z grubych płytek rozró nialnych przy powi kseniach stosowanych w mikroskopii wietlnej (fot. 7.1). W temperaturach bli szych 550°C powstaje **perlit drobny**, zbudowany z drobnych płytek, nierozró nialnych w mikroskopie wietlnym (fot. 7.2). Poniewa tworzy si on w warunkach nierównowagi, tak e ilo w gla w nim zawarta odbiega od składu eutektoidu. Okre la si go mianem "quasi-perlit". Stopie dyspersji perlitu wpływa na jego wła ciwo ci mechaniczne. Np. twardo waha si w granicach od 200 HB dla perlitu grubego do 400 HB dla drobnego.

7.2. Przemiana martenzytyczna

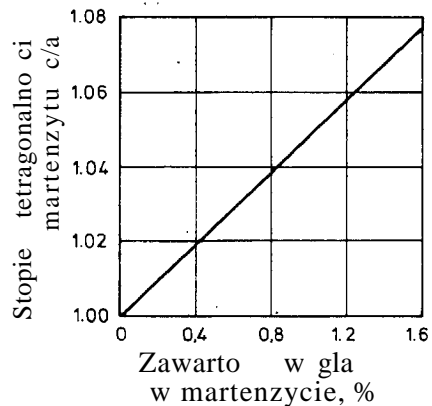
Przemiana martenzytyczna jest to przemiana (fazowa) austenitu przechodzonego w martenzyt, polegająca na bezdyfuzyjnej przebudowie regularnej, ściennie centrowanej sieci austenitu na tetragonalną przestrzennie centrowaną sieć martenzytu.

Przemiana ta zachodzi w zakresie temperatur, w którym dyfuzja atomów żelaza i węgla jest zamrożona¹⁾. Oznacza to, że przesunięcia atomów są rzędu ułamka odległości międzyatomowej i wszystkie atomy zachowują swoich sąsiadów. Wynika z tego również, że martenzyt zawiera tyle samo węgla, co austenit, a węgla znacznie więcej, niż mangan rozpuszczonego w ferrycie (maksymalna zawartość węgla w ferrycie wynosi 0,022%).

Komórka elementarna martenzytu jest prostopadłościanem o podstawie kwadratu o boku a i wysokości c , gdzie c jest większe od a , rys. 7.4. Stosunek c/a nazywa się stopniem tetragonalności martenzytu i jest zależny od zawartości węgla w martenzytycznym (rys. 7.5). Stopień tetragonalności nieznacznie odbiega od jedności, komórki martenzytu można więc uznać za komórki Fe₃C, zawierające znacznie więcej węgla niż ferryt w stanie równowagi. Dlatego definiuje się **martenzyt** jako **przesycony roztwór stały węgla w Fe**. Atomy węgla zajmują zwykle połowę miejsc wzdłuż dłuższych krawędzi komórki martenzytu, zniekształcając sieć krystaliczną Fe. Efektem zniekształcenia sieci



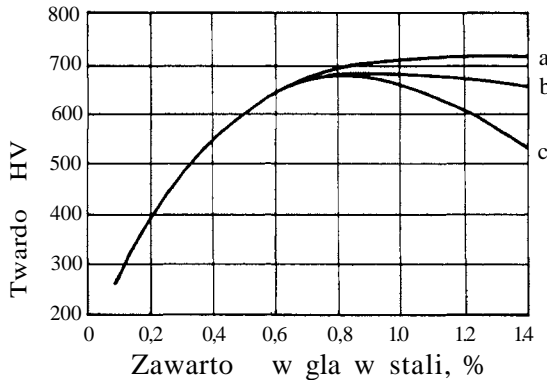
Rys. 7.4. Komórka elementarna martenzytu; 1 - położenie atomów żelaza, 2 - możliwe położenia atomów węgla



Rys. 7.5. Wpływ zawartości węgla w martenzytycznym na stopień tetragonalności martenzytu c/a

¹⁾ Dyfuzja jest przemieszczaniem atomów na odległość większą niż odległość międzyatomowa w sieci krystalicznej.

s napr enia powoduj ce bardzo du twardo i wytrzymało martenzytu. Im wi cej jest w gla w martenzycie, tym wi ksze zniekształcenie sieci i wi ksza twardo (rys, 7.6, krzywa a). W zahartowanych stalach podeutektoidalnych zawarto w gla w martenzycie jest równa zawarto ci w gla w stali, za w stalach nadeutektoidalnych zawarto w gla w martenzycie zale y od temperatury austenitzowania.

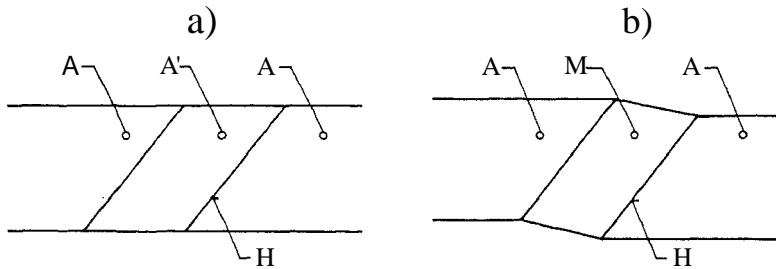


Rys. 7.6. Wpływ zawarto ci w gla w stali zahartowanej na martenzyt na: a - twardo martenzytu, b - twardo stali zahartowanej z temperatury wla ciwej - $A_{c_3}+30\div 50^{\circ}C$ lub $A_{c_1}+30\div 50^{\circ}C$, c - twardo stali nadeutektoidalnej zahartowanej z temperatury wy szej od $A_{c_{cm}}$

7.2.1. Mechanizm przemiany, napr enia strukturalne, struktura martenzytyczna

Martenzyt w stalach rednio i wysokow glowych (w zasadzie hartuje si stale zawieraj ce ponad 0,25%C) ma posta plytek ró nej wielko ci. Plytki te obserwowane na zgłdzie metalograficznym maj posta „igiel”, dlatego stosuje si okre lenie - martenzyt iglasty.

Mechanizm powstawania pojedynczej plytki polega na utworzeniu zarodka martenzytu w pewnym miejscu ziarna austenitu, zarodek ten rozrasta si tworzc zacz tek plytki. Nast pnie plytka ro nie z bardzo du szybko ci , równ szybko ci rozchodzenia si d wi ku w austenicie, wynosz c 1 km/s. Front rosn cej plytki przesuwaj si bezdyfuzyjnie. Budowa nowej sieci krystalicznej odbywa si przez kolejne skoordynowane przesuni cia atomów elaza i w gla o ułamek odległo ci mi dzyatomowej na froncie plytki. Ka dy atom, przy tym, zachowuje swego s siada (wzrost koherentny). Wzrost plytki ustaje po zderzeniu si jej frontu z jak przeszkod , granic ziarna lub wytworzonym plytk .

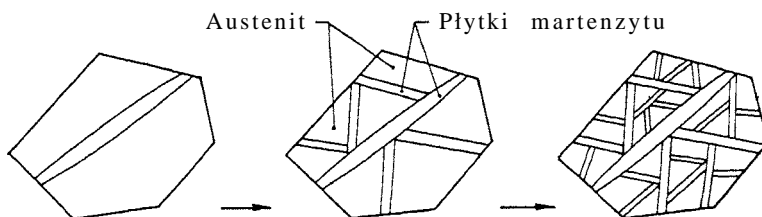


Rys. 7.7. Schemat ideowy powstawania odkształcenia postaciowego podczas przemiany martenzytycznej: a) fragment stali przed przemianą, b) fragment stali po przemianie; A - faza austenit, A' - obszar fazy austenit, w którym ma zachodzić przemiana, M - martenzyt. Obszar A' ulega w czasie przemiany martenzytycznej odkształceniu postaciowemu, niezmiennie pozostaje położenie płaszczyzny H zwanej „płaszczyzną habitus” (prostopadłej do płaszczyzny rysunku)

Przemiana martenzytyczna wywołuje **naprężenia strukturalne** w stali. Spowodowane są one dwoma czynnikami:

- tzw. odkształceniem postaciowym, zachodzącym przy powstawaniu martenzytu. Bezdyfuzyjnej przebudowie sieci Fe towarzyszy zawsze zmiana kształtu obszaru, w którym zachodzi przemiana. Obszar ten ulega odkształceniu postaciowemu, (rys. 7.7). Odkształcenie to nie może się zrealizować w nowo powstającej płytce martenzytu uwięzionej w dużej objętości materiału i to jest przyczyną naprężeń,
- w kształt objętości włókien martenzytu nielastycznego austenitu o około 1,5%.

Obraz mikrostruktury martenzytycznej odzwierciedla sposób zachodzenia przemiany; płytki martenzytu nie mogą przecinać granic ziarn ani innych płytek, a ponadto istnieje zależność orientacji sieci krystalicznej austenitu i martenzytu. Z pierwszej cechy wynika, że rozmiary płytek martenzytu są zależne od wielkości ziarna austenitu. Z drobnoziarnistego austenitu powstaje drobnoiglasty martenzyt (fot. 7.2), z przegrzanego gruboziarnistego austenitu - gruboiglasty martenzyt, (fot. 7.3). Pierwsza utworzona płytka martenzytu rozciąga się od granicy do granicy ziarna. Następne płytki, powstające przy obniżaniu temperatury stali, są coraz mniejsze i zajmują miejsca w lukach między powstałymi płytkami (rys. 7.8). W każdym ziarnie austenitu płytki są ułożone w pewnych uprzywilejowanych kierunkach: 60° i 120° , co wynika z drugiej właściwości przemiany - zależności orientacji sieci krystalicznej martenzytu i austenitu. W ten sposób w stali zahartowanej powstaje struktura złożona z płytek martenzytu o różnej wielkości, tkwiących w austenicie przechłodzonym. Austenit ten po zakończeniu chłodzenia określa się jako austenit szczytkowy.



Rys. 7.8. Schemat przebiegu przemiany martenzytycznej w jednym ziarnie austenitu. W miarę obniżania temperatury powstają nowe płytki martenzytu w przestrzeniach pomiędzy płytkami już istniejącymi. Płytki nie przecinają granicy ziarna ani siebie nawzajem

7.2.2, Austenit szczytkowy

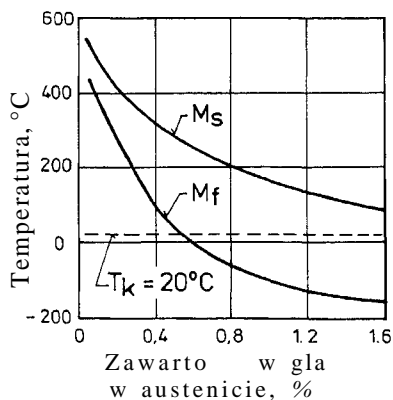
Austenit szczytkowy oznaczany symbolem A_{sz} jest to austenit przechłodzony, który nie uległ przemianie w martenzyt w czasie obniżania temperatury stali od temperatury M_s do zakończenia chłodzenia, najczęściej do temperatury 20°C .

Badanie zależności ilości martenzytu w stali od temperatury w czasie obniżania wykazuje, że przemiana ta nie realizuje się w 100%. Jedną z przyczyn jest coraz większy poziom naprężeń mechanicznych wywołany przybiciem nowych igieł martenzytu. Przy pewnym poziomie naprężeń przemiana zostaje całkowicie zahamowana. Poniżej temperatury M_f pozostaje więc w stali austenit szczytkowy. Drugą przyczyną obecności austenitu szczytkowego jest zakończenie chłodzenia powyżej temperatury M_f .

Temperatura M_s i M_f zależą od zawartości węgla w austenicie (rys. 7.9). Obie wielkości obniżają się wraz ze wzrostem zawartości węgla.

Przy zawartościach węgla większych od około 0,5% temperatura M_f jest niższa od temperatury pokojowej T_k . W miarę wzrostu zawartości węgla temperatura M_f jest coraz bardziej oddalona od T_k , co oznacza coraz większą ilość austenitu szczytkowego w zahartowanych stalach.

Austenit szczytkowy można usunąć przez **wymrażanie**, zwane też obróbką podzerow, która polega na ochłodzeniu przedmiotu, zaraz po hartowaniu, w oziędłym chłodzącym o temperaturze niższej od temperatury otoczenia.



Rys. 7.9. Wpływ zawartości węgla w austenicie na temperaturę początku M_s i końca przemiany martenzytycznej M_f , T_k - temperatura zakończenia obniżania podczas hartowania stali

7.2.3. Najważniejsze cechy przemiany martenzytycznej

1. Przemiana martenzytyczna jest bezdyfuzyjna.
2. Zachodzi tylko w zakresie temperatur od M_S do M_F .
3. Zachodzi tylko przy obniżeniu temperatury.
4. Sieci krystaliczne martenzytu i austenitu są zorientowane względem siebie pod określonym kątem.
5. Martenzyt w stalach rednio i wysoko węglistych ma postać płytek.
6. Wzrost kątów płytki przebiega „wybuchowo” - z szybkością rozchodzenia się od wierzchołków w stali.
7. Płytki nie mogą przecinać granic ziarn austenitu ani innych płytek.
8. Naprężenia rozciągające oraz odkształcenie plastyczne ułatwiają przemianę martenzytyczną.

7.3. Przemiana bainityczna

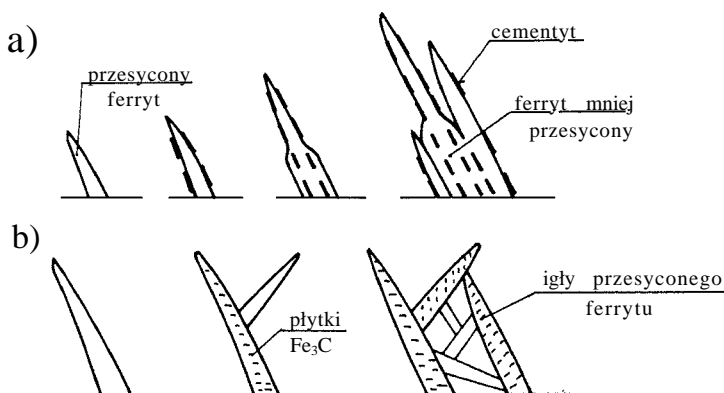
Przemiana bainityczna jest to przemiana austenitu przechłodzonego w bainit¹⁾.

Bainit jest to mieszanina dwóch faz: przesyconego węgla ferrytu tworzącego osnowę i bardzo drobnych wydzieleni węgla - cementytu lub węgla elazowego. Przemiana bainityczna jest przemianą perlityczną (dyfuzyjną) a martenzytyczną (bezdyfuzyjną), ponieważ wykazuje zarówno cechy przemiany dyfuzyjnej, jak i bezdyfuzyjnej. Zachodzi ona w zakresie temperatur od około 550°C do M_S , w którym dyfuzja atomów węgla jest zamrzoną, natomiast dyfuzja węgla.

W temperaturze od 550°C do 350°C w przechłodzonym austenicie, drogą dyfuzji, powstają mikroobszary ubogie i wzbogacone w węgiel. Austenit o niższej zawartości węgla ulega bezdyfuzyjnej przemianie w iglasty przesycony ferryt. Otaczający go austenit bogatszy w węgiel wydziela cienkie płytki cementytu, co przedstawiono schematycznie na rys. 7.10. Wywołuje to z kolei zubożenie przyległego austenitu w węgiel i utworzenie następnymi igieł ferrytu. Wydzielone płytki cementytu są ułożone równoległe do igieł ferrytu i rozróżnialne pod mikroskopem. Struktura ma charakter pierzasty, a ze względu na zakres temperatur powstawania nazwano ją **bainitem górnym** (fot. 7.4).

W temperaturach niższych niż 350°C, a do temperatury M_S , przemiana zaczyna się od bezdyfuzyjnej przemiany austenitu w przesycony węgla iglasty ferryt, podobny do martenzytu. Igły ferrytu nachylone są bowiem do siebie pod

¹⁾ W stalach węglistych przemiana bainityczna zachodzi całkowicie tylko przy chłodzeniu izotermicznym.



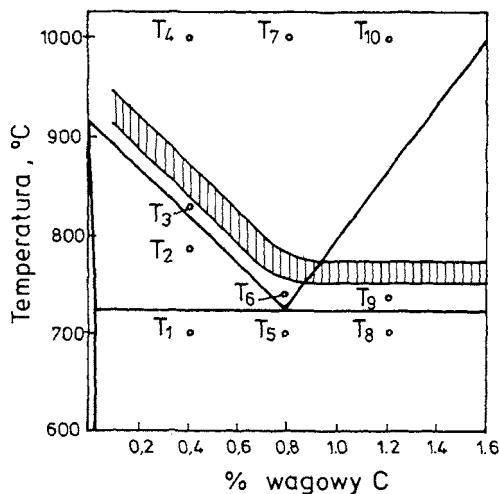
Rys. 7.10. Schemat powstawania bainitu: a) górnego, b) dolnego

W temperaturach 60° i 120°. W tych niskich temperaturach odległości, o jakie mogły się przemieścić atomy w głąb, są bardzo małe, dlatego w głąb wydzielił się z przesyconego ferrytu wewnątrz igieł w postaci bardzo drobnych i cienkich płytek w gliku lub cementytu, nachylonych do osi igieł pod kątem 60°. W glików jest tym mniej, im niższa jest temperatura przemiany, a przesylenie ferrytu przez to zwiększa. Powstała struktura - **bainit dolny** jest podobna do martenzytu, jednak wskutek obecności w igłach bardzo drobnych cząstek w glików trawi się silniej i jest ciemniejsza (fot. 7.5).

Twardość bainitu jest większa niż perlitu, wynika to z dużej dyspersji wydzielen w glikowych i przesylenia ferrytu w głąb. Bainit górny wykazuje twardość około 40 HRC, a dolny około 55 HRC.

7.4. Dobór temperatury hartowania dla stali w głowiej

Temperatur hartowania, czyli austenitizowania stali w głowych, wyznacza się na podstawie wykresu układu równowagi Fe-Fe₃C. Powinno ona być w zakresie 30÷50°C powyżej temperatury Ac₃ dla stali podutektoidalnej i 30÷50°C powyżej temperatury Ac₁ dla stali eutektoidalnej i nadeutektoidalnej (rys. 7.11). Zakres ten wyznaczono do osi gniazda po danej strukturze stali przy możliwie najniższej temperaturze. W stali pod- i eutektoidalnej po danej strukturze jest drobnoziarnisty, jednorodny austenit, z którego po oziębieniu powstaje drobnoiglasty martenzyt. W stalach nadeutektoidalnych z drobnoziarnistego austenitu powstaje martenzyt, a cementyt drugorzędowy pozostaje w strukturze jako składnik twardszy od martenzytu, zwiększając odporność na cieranie stali (fot. 7.6).



Rys. 7.11. Fragment wykresu równowagi Fe-Fe₃C z naniesionym pasmem prawidłowych temperatur hartowania oraz zaznaczonymi przykładami nieprawidłowych temperatur hartowania T₁₋₁₀

Błędny dobór temperatur hartowania na ogół powoduje niepowodzenie całej obróbki cieplnej. Stosowanie temperatur wygrzewania leżących poniżej A_{c1} , np.: T₁, T₅ i T₈ zaznaczonych na rys. 7.12 nie wytworzy w ogóle austenitu, więc nastąpi jedynie zmiana struktury wyjściowej stali. Wygrzewanie stali w temperaturze T₂ powoduje austenitowanie częściowe, obok austenitu istnieje ferryt, a po ostygnięciu uzyskuje się niepożądaną strukturę martenzytu z ferrytem (fot. 7.7) silnie obniżając twardość stali i sprężystość po odpuszczeniu. Austenitowanie w temperaturach T₃, T₆, T₉ - zbyt niskich - nie przynosi pożądanego efektu, ponieważ austenit w tym obszarze temperatur nie jest jednorodny, a ponadto wskutek zbyt małego stopnia przegrzania pozostaje pewna ilość ferrytu (w T₃) lub perlitu (w T₆ i T₉), które po ostygnięciu obniżają twardość stali. Austenitowanie w temperaturach zbyt wysokich - T₄, T₇ i T₁₀ jest niekorzystne, ponieważ wywołuje:

- nadmierny rozrost ziarn austenitu, dających po ostygnięciu kruchy, gruboziarnisty martenzyt,
- niepożądany wzrost naprężenia podczas ostygnięcia,
- zwiększenie ilości austenitu szkodliwego w stalach nadeutektoidalnych, który obniża twardość stali,
- wzrost zużycia energii.

Temperatury hartowania poszczególnych gatunków stali podawane są w normach, kartach materiałowych, katalogach.

7.5. Naprężenia hartownicze

Podczas obróbki cieplnej hartowanego przedmiotu z szybkością większą od krytycznej powstają dwa rodzaje naprężeń - cieplne oraz strukturalne - określone łącznie **naprężeniami hartowniczymi**.

Naprężenia cieplne powstają wskutek różnicy temperatur pomiędzy powierzchnią a rdzeniem hartowanego przedmiotu, szybszym ochładzaniem się i kurczeniem warstw zewnętrznych niż rdzenia (rys. 7.12). Naprężenia cieplne są tym większe, im większy jest przekrój hartowanego przedmiotu i im większa jest szybkość chłodzenia.

Naprężenia strukturalne wywołane są przez przemian martenzytyczną, powodując zmiany objętości właściwej, (rozdz. 7.2.1). Dodatkowy wpływ wywiera różny stopień zaawansowania przemiany na grubości hartowanego elementu.

Po zahartowaniu znaczna część naprężeń pozostaje w przedmiocie i musi być usunięta przez zastosowanie odpuszczania.

Nadmierne naprężenia występujące w stali mogą być przyczyną:

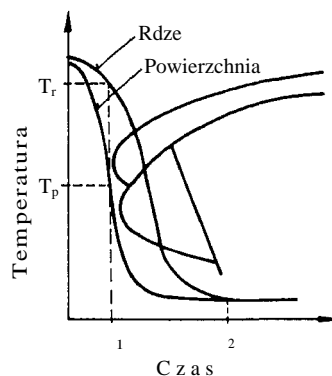
- odkształcenia trwałego (pacznięcia) hartowanych przedmiotów, zmian kształtu otworów, utraty płaskości itp.,
- powstawania pęknięć hartowniczych.

Istnieją sposoby przeciwdziałania tym szkodliwym zjawiskom, jak: stosowanie specjalnego sposobu chłodzenia (hartowanie stopniowe, hartowanie z przemianą izotermiczną), dobór innej stali, wymagającej mniejszej szybkości chłodzenia, bądź uproszczenia konstrukcji przedmiotu dla uniknięcia gwałtownych zmian przekroju, które sprzyjają powstawaniu dużych naprężeń.

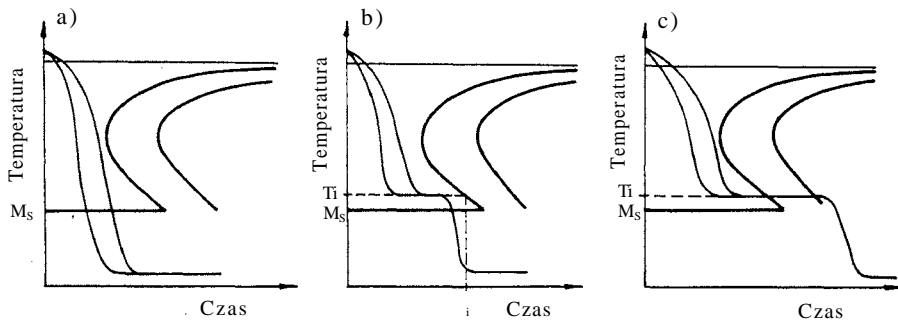
7.6. Rodzaje hartowania

W zależności od przebiegu chłodzenia po austenitowaniu wyróżnia się trzy podstawowe rodzaje hartowania:

- hartowanie martenzytyczne zwykłe,
- hartowanie stopniowe,
- hartowanie z przemianą izotermiczną.



Rys. 7.12. Krzywe chłodzenia przedmiotu stalowego na tle wykresu CTP. Po czasie t_1 powstaje różnica temperatur pomiędzy powierzchnią a rdzeniem równa $T_r - T_p$.



Rys. 7.13. Przebieg chłodzenia przedmiotów stalowych na tle schematycznych wykresów CTP dla trzech rodzajów hartowania: a) hartowanie martenzytyczne zwykłe, b) hartowanie stopniowe, c) hartowanie z przemian izotermiczn

Hartowanie zwykłe (rys. 7.13a) polega na chłodzeniu przedmiotu z szybkości v od krytycznej, w cieczy o temperaturze pokojowej, celem uzyskania struktury martenzytycznej w całym przekroju przedmiotu. W wypadku stali w głowach tak szybko zapewnia chłodzenie w wodzie. Hartowanie zwykłe jest najłatwiejszym sposobem hartowania, najczściej stosowanym, ale powodującym największe naprężenia hartownicze.

Hartowanie stopniowe (rys. 7.13b) polega na dwustopniowym chłodzeniu hartowanego przedmiotu. Najpierw chłodzi się go z szybkości v od krytycznej, w cieczy o temperaturze T_i wyżej od M_s , wytrzymuje przez czas potrzebny do wyrównania temperatury w całym przekroju, nie dłużej jednak niż czas trwałości austenitu t_i . Następnie chłodzi się przedmiot przez zakres przemiany martenzytycznej ze znacznie mniejszą szybkością. Pierwszy ostatek chłodzący stanowi kąpiel solna, drugim ostatekiem jest powietrze. Celem hartowania stopniowego jest uzyskanie struktury martenzytycznej w całym przekroju przedmiotu oraz zmniejszenie naprężeń hartowniczych. Zmniejszenie to jest skutkiem ograniczenia do minimum naprężeń cieplnych. Przedłużenie czasu przemiany martenzytycznej obniża te naprężenia strukturalne. Hartowanie stopniowe jest zabiegiem trudnym z uwagi na konieczność ścisłego dotrzymania temperatury i czasu przystanku. Stosuje się je tylko do przedmiotów szczególnie podatnych na odkształcenia hartownicze jak: wiertła, rozwiertaki, gwintowniki.

Wspólnym celem hartowania zwykłego i stopniowego jest jednakowa końcowa struktura martenzytyczna. Stąd oba te zabiegi określają się mianem hartowania martenzytycznego, zapewniającego największą twardość i wytrzymałość, ale jednocześnie nieznacznie kruchości stali. Po hartowaniu martenzytycznym konieczne jest odpuszczanie.

Hartowanie z przemian izotermicznych (rys. 7.13c) polega na chłodzeniu przedmiotu z szybkości większej od krytycznej w kąpiel o temperaturze T_i wyżej od M_s , przetrzymaniu przez czas wystarczający do przemiany całego austenitu przechłodzonego w bainit, a następnie dalszym chłodzeniu, przeważnie na powietrzu. Celem hartowania z przemian izotermicznych jest znaczne zmniejszenie odkształceń, zwiększenie plastyczności i udurowienia w porównaniu z hartowaniem martenzytycznym zwykłym, przy zachowaniu stosunkowo wysokiej twardości i sprężystości. Poziomy naprężenie jest niewysokie po takim hartowaniu, nie stosuje się więc odpuszczania, co czyni tę operację bardziej ekonomiczną. Ten rodzaj hartowania zwykle stosuje się do drobnych, masowo produkowanych przedmiotów ze stali w głowach, jak: podkładki sprężynujące, tulejki rozprężne, nakrętki, ogniwa łańcuchów.

7.7. Odpuszczanie

7.7.1. Przemiany podczas nagrzewania stali zahartowanej na martenzyt

Struktura zahartowanej stali złożona z martenzytu i pewnej ilości austenitu szkodliwego jest metastabilna, a trwałość tych faz w temperaturze otoczenia wynika z całkowitego zamrożenia dyfuzji, zarówno elaza jak i węgla. Nagrzewanie stali do temperatury leżącej poniżej A_{c1} reaktywuje dyfuzję, wywołując przemiany prowadzące do powrotu do stanu równowagi, tzn. do uzyskania struktury złożonej z dwóch faz - ferrytu i cementytu.

Zjawiska zachodzące podczas nagrzewania metastabilnych struktur zahartowanych stali nazywa się ogólnie **odpuszczaniem**.

Wyróżnia się cztery stadia przemian w stalach rednio i wysokowęgłych w czasie nagrzewania. Do temperatury około 80°C martenzyt nie ulega zmianom.

I stadium, $80^\circ - 200^\circ\text{C}$

W martenzytcie zaczynają się przemieszczać na bardzo małe odległości atomy węgla, tworząc zgrupowania na pewnych płaszczyznach, a następnie wydzielenia bardzo cienkich płytek metastabilnego węgla elaza. Posiada on większą zawartość węgla niż cementyt, a odpowiada mu wzór Fe_2C do $\text{Fe}_{2,4}\text{C}$. Martenzyt staje się roztworem niejednorodnym - w najbliższym otoczeniu węgla zawartość węgla, stopień tetragonalności martenzytu i związane z nim naprężenia sieci zmniejszają się, w pozostałych obszarach wartości te są niezmiennicze. Mikrostruktura stali obserwowana w mikroskopie świetlnym pozostaje taka sama jak po zahartowaniu, wydzielenia węgla są bowiem niewidoczne.

II stadium 200°-300°C

Postępuje proces wydzielania z martenzytu w gliku i wzrost jego części stekowej, a w roztworze pozostaje pod koniec tego stadium około 0,2% C. Zanika tetragonalny martenzyt, czemu towarzyszy zmniejszenie naprężeń i ciśnienia. Dzięki temu austenit stekowy przemienia się w martenzyt regularny (bez tetragonalnego zniekształcenia). Wynikiem zachodzących przemian w nagrzewanej stali do temperatury 300°C jest struktura złożona z częściowo przesyconego w gliku roztworu węgla i podmikroskopowych wydzielań w gliku, zwana martenzytem odpuszczonym.

Obraz mikroskopowy martenzytu odpuszczonego jest bardzo podobny do martenzytu iglastego, różnica polega na tym, że igły są jaśniejsze (mniejsza zawartość węgla w roztworze), a tło jest ciemniejsze wskutek przemiany austenitu stekowego w martenzyt regularny.

III stadium, 260°-400°C

Nakłada się ono częściowo na stadium II. Polega na wydzielaniu pozostałego nadmiaru węgla z ferrytu. Jednocześnie zanika w gliku, a powstaje Fe_3C przez przekształcanie w gliku bezpośrednio zarodkowanie z ferrytu. Powstałe zarodki cementytu rosną kosztem węgla zawartego jeszcze w ferrycie i rozpuszczanych częściowo w gliku. W wyniku tych procesów ostatecznie zanika przesyconie roztworu stałego, który w temp. 400°C uzyskuje równowagę zawartość węgla. Zanikają więc te naprężenia własne w sieci krystalicznej. Martenzyt ulega w ten sposób przekształceniu w mieszaninę ferrytu bez przesyconia i bardzo drobnego cementytu.

Obraz mikroskopowy to struktura iglasta ze słabiej zaznaczonymi konturami niemożliwie po hartowaniu.

IV stadium, 400° - Ac₁

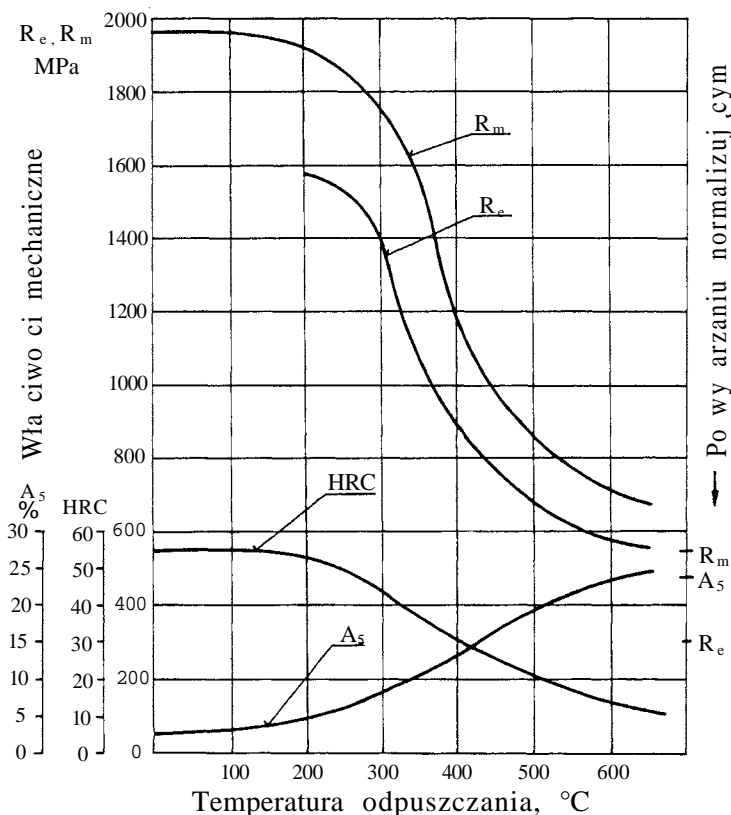
Zachodzi proces koagulacji cementytu oraz rekrytalizacja ferrytu. Koagulacja jest to proces dyfuzyjnego wzrostu wielkości części stekowej kosztem mniejszych. Powyżej 600°C wydzielania cementytu osiągną już wielkość mikroskopową. Drugim procesem przebiegającym w tym stadium odpuszczania jest rekrytalizacja ferrytu. Zgniot fazowy ferrytu jest następstwem przemiany fazowej austenitu w martenzyt (rozdz. 7.2.1), która przebiega poniżej temperatury rekrytalizacji. Zgniot ten utrzymuje się do temperatury 400°C, głównie z powodu małej ruchliwości atomów węgla.

Struktura istnieje w całym zakresie temperaturowym IV stadium nazywamy **sorbitem**. Jest to mieszanina dwufazowa składająca się z bardzo drobnych zaokrąglonych części stekowej Fe_3C w osnowie ferrytu.

W mikroskopie obserwuje się postrzępione zarysy budowy iglastej utrwalonej przez wydzielania części stekowej Fe_3C w tzw. układzie pomartenzytycznym (fot. 7.9).

7.7.2 Rodzaje odpuszczania

Po hartowaniu martenzytycznym stal posiada dużą twardość, wytrzymałość i odporność na ścieranie, ale jednocześnie jest nadmiernie krucha i ma wysokie naprężenia własne. Dla zmniejszenia nadmiernej kruchości i usunięcia naprężeń bezpośrednio po hartowaniu konieczne jest odpuszczanie (rys. 7.14).



Rys. 7.14. Wpływ temperatury odpuszczania na właściwości mechaniczne stali gat. 40, zahartowanej na martenzyt. Po prawej stronie wykresu umieszczono właściwości mechaniczne tej samej stali po wyarzeniu normalizującym

Odpuszczanie jest to operacja obróbki cieplnej polegająca na nagraniu i wygrzaniu zahartowanej stali w temperaturze poniżej A_{c1} oraz powolnym studzeniu, zwykle na powietrzu.

Celem odpuszczania jest uzyskanie optymalnego zespołu właściwości mechanicznych przedmiotu - narzędzia lub części maszyny. Wybór tempe-

ratury odpuszczania zależy od wymaganych właściwości stali. Zależy od temperatury wyróżnia się trzy rodzaje odpuszczania: niskie (150° — 250°C), rednie (250° - 500°C) i wysokie (500° - Ac_1).

Odpuszczanie niskie, 150° - 250°C

Cel: Zmniejszenie naprężenia hartowniczych, przy zachowaniu jak najwyższej twardości i odporności na ścieranie.

W stali odpuszczanej do temperatury 250°C następuje nieznaczny spadek twardości HRC, wytrzymałości na rozciąganie R_m i granicy plastyczności R_e , znikomy wzrost wydłużenia A_5 i udarności U . Stal pozostaje nadal krucha. Odpuszczanie niskie stosuje się do przedmiotów, które nie podlegają silnym uderzeniom podczas eksploatacji, a dla których najważniejszym cechem jest duża twardość i odporność na ścieranie, a więc dla narzędzi wytwarzanych ze stali wysokowęgłych, jak: wiertła, frezy, rozwiertaki, gwintowniki, nożyki - kowe, narzędzia skrawające z małą szybkością, znaczniki, małe matryce, wykrojniki.

Odpuszczanie rednie, 250° - 500°C

Cel: Uzyskanie jak najwyższej granicy sprężystości R_{sp} oraz wytrzymałości na rozciąganie R_m przy zadowalającej plastyczności: (A_5 , U).

Odpuszczanie rednie stosuje się w dwóch zakresach temperatur:

250° — 400°C dla sprężyn o prostych kształtach ze stali węglistych, pracujących pod obciążeniem statycznym,

400° — 500°C dla części maszyn ze stali węglistych konstrukcyjnych wysoce jakości, które oprócz wysokiej wytrzymałości (przynajmniej R_m) muszą mieć dużą odporność na uderzenia (udarność), jak: obciążone sprężyny, resory.

Odpuszczanie wysokie, 500°C — Ac_1

Cel: Uzyskanie optymalnego zespołu właściwości; wysokiej wytrzymałości R_m , R_e , wysokiej plastyczności (A_5 , U) i wytrzymałości zmęczeniowej.

W zahartowanej stali, poddanej odpuszczaniu wysokiemu, następuje znaczne obniżenie R_m i R_e , wzrost A_5 i U oraz niemal całkowity zanik naprężenia. W stali powstaje struktura sorbityczna, zapewniająca najkorzystniejszy zestaw właściwości mechanicznych, możliwych do uzyskania drogą obróbki cieplnej, co można stwierdzić porównując właściwości mechaniczne stali w stanach: normalizowanym, zahartowanym i odpuszczonym rednio oraz po zahartowaniu i odpuszczaniu wysokim (rys. 7.14). Uzasadnione jest więc określenie hartowania i odpuszczania wysokiego - mianem **ulepszania cieplnego**¹⁾. Odpuszczaniu wysokiemu, stosowanemu często w praktyce przemysłowej

¹⁾ Według terminologii PN-76/H-01200 ulepszanie cieplne obejmuje również hartowanie martenzytyczne i odpuszczanie rednie.

słowej, poddaje się redniow głowe stale konstrukcyjne wy szej jako ci, z których wytwarza się cz ci maszyn o przekroju do 25 mm, jak: sworznie, tuleje, koła z bate rednio obci one, wały korbowe, sprz gła, osie, sworznie mocuj ce.

8. HARTOWNO STALI KONSTRUKCYJNYCH

8.1. Pojęcie hartowności

Wielkość hartowności maszyn wykonywana jest ze stali do ulepszania cieplnego. Dla określenia przydatności stali do tej obróbki cieplnej służy próba hartowności.

Hartowność - jest to zdolność stali do hartowania się w głąb na strukturę martenzytyczną. Miarą hartowności jest głębokość warstwy zahartowanej.

Pojęciem odrębnym od hartowności jest **utwardzalność**¹⁾ - czyli zdolność stali do utwardzania się, wyrażona największą twardością, którą można uzyskać w danych warunkach.

8.2. Czynniki wpływające na hartowność

Na hartowność stali mają wpływ następujące czynniki:

Skład chemiczny

Wielkość i składniki stopowe poza kobaltem zwiększają hartowność poprzez zmniejszenie krytycznej szybkości chłodzenia.

Pierwiastki rozpuszczające się w ferrycie, jak: Ni, Si, Mn i inne przesuwają krzywe początku przemian na wykresach CTP_c w prawo, zwiększając zakres trwałości austenitu przechłodzonego. Wyjątek stanowi kobalt przesuwający krzywe w lewo.

Składniki wglikiwujące, jak: Cr, Mo, V, W mają działanie dwojakie: zmieniają kształt i charakter wykresu oraz przesuwają krzywe rozpadu austenitu przechłodzonego w prawo, zwiększając równocześnie hartowność. Szczególnie duży wpływ na zwiększenie hartowności ma mikrododatek boru. Bor w ilości 0,0025 — 0,0040% znacznie zwiększa hartowność stali. Rozpuszczalność boru w austenicie jest bardzo mała, ale oddziaływanie bardzo

¹⁾ W stalach utwardzalność zależy głównie od zawartości węgla, ponieważ pierwiastki stopowe nie wpływają na maksymalną twardość martenzytu.

skuteczne. Dzięki duemu współczynnikowi dyfuzji gromadzi się on przede wszystkim na granicach ziaren, obniża ich energię i opóźnia przemiany dyfuzyjne, zwiększając w ten sposób hartowność stali.

Oddziaływanie boru jest mniej intensywne, gdy stal zawiera więcej węgla i azotu. Szczególnie azot, wykazujący duże powinowactwo do boru, musi być związany glinem lub tytanem, aby wolny bor mógł oddziaływać na zwiększenie hartowności.

Wielkość ziarna austenitu

Im większe ziarno austenitu, tym większa jest głębokość hartowania. Wzrost wielkości ziarna austenitu powoduje, że zmniejsza się długość granic ziaren przypadająca na jednostkę powierzchni. Granica ziarna stanowi defekt struktury krystalicznej stopu, który jest uprzywilejowanym miejscem zarodkowania produktów przemian dyfuzyjnych przechłodzonego austenitu. Zwiększenie wielkości ziarna zwiększa więc trwałość tego austenitu.

Jednorodność austenitu

Niejednorodny austenit szybciej ulega przemianom, ponieważ o prędkości przemiany decyduje mniej nasyciona pierwiastkami cząsteczka austenitu, która ulega przemianom jako pierwsza. Dlatego podczas hartowania, przed oziębieniem, należy wsadzić wygrzewany w temperaturze hartowania przez określony czas dla ujednorodnienia składu chemicznego austenitu.

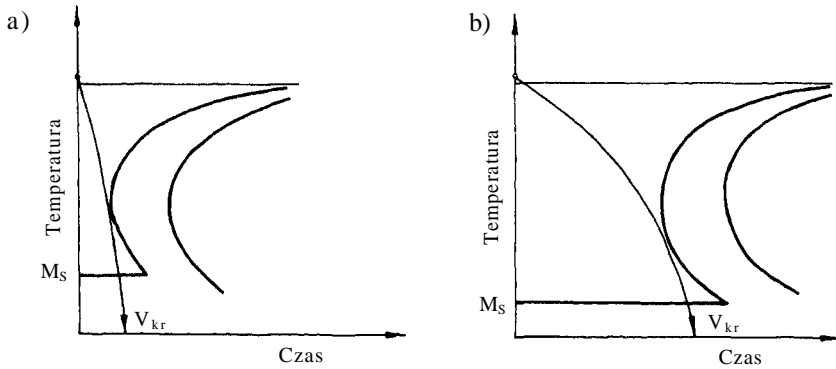
Nie rozpuszczone cząstki w glików, tlenków, azotków

Cząstki te przyspieszają dyfuzyjne przemiany przechłodzonego austenitu, ponieważ stanowią dodatkowe miejsca zarodkowania powstających faz. Nie rozpuszczone w gliku i azotki hamują wzrost ziarna austenitu oraz zubożają austenit w pierwiastki stopowe i węgla, co również wpływa na zmniejszenie hartowności.

8.3. Ocena hartowności

Jako sposób oceny hartowności stali umiarkowanie wykresy CTP_c. Głębokość warstwy zahartowanej zależy bowiem od krytycznej szybkości chłodzenia. Stale o dużej krytycznej szybkości chłodzenia cechuje mała hartowność i odwrotnie (rys. 8.1). Ilościowa ocena hartowności wymaga wprowadzenia pojęć: rednicy krytycznej, współczynnika intensywności chłodzenia oraz twardości krytycznej.

rednica krytyczna - jest to rednica przy której po zahartowaniu w ośrodku o określonej zdolności chłodzącej uzyskuje się w osiowej części przekroju struktur o określonej zawartości martenzytu, lecz nie mniejszej



Rys. 8.1. Schematyczne przedstawienie wykresów CTP_c dla stali o: a) małej hartowności, b) dużej hartowności

ni 50%. Rednica krytyczna w znaczeniu ogólnym określa się D_K , zaś w odniesieniu do konkretnie przyjętej zawartości martenzytu w rdzeniu symbolem D z indeksem określającym zawartość (np. D_{50} , D_{90}).

Rednica krytyczna zależy od szybkości chłodzenia, dlatego dla ujednoczenia wyników wprowadzono **współczynnik intensywności chłodzenia H** . Współczynnik określa zdolność ośrodka do odbierania ciepła. Jego wartość może zmieniać się od zera do nieskończoności. $H = 0$ odpowiada idealnemu izolatorowi ciepła, $H = \infty$ odpowiada idealnemu ośrodkowi chłodzącemu, to znaczy takiemu, w którym powierzchnia przedmiotu ostygłaby natychmiast do temperatury ośrodka. Najczęściej przyjmuje się, że dla wody $H = 1,5$ a dla oleju $H = 0,3$, przy względnym ruchu przedmiotu i cieczy. Intensywność chłodzenia $H = \infty$ odpowiada idealnej rednicy krytycznej, którą oznacza się D_0 . Stanowi ona bezwzględnie (niezależnie od intensywności chłodzenia) miarę hartowności stali. Dla rzeczywistych rednic krytycznych (D_{50} , D_{90}) należy podawać współczynnik H , dla którego zostały one wyznaczone, a dla idealnych rednic krytycznych D_0 - zawartość martenzytu w rdzeniu ich przekroju. Najczęściej do oceny hartowności używane są rednice krytyczne półmartenzytyczne, ponieważ dla większości zastosowań praktycznych zawartość 50% martenzytu w rdzeniu przekroju jest wystarczająca.

Twardość krytyczna - jest to twardość, która odpowiada strukturze półmartenzytycznej, tzn. składającej się w 50% z martenzytu i w 50% z innych składników strukturalnych, takich jak bainit, ferryt, perlit. Znaczenie twardości krytycznej danej stali można za pomocą próby twardości wyznaczyć głęboko warstwy zahartowanej.

Ilościowo ocenę hartowności przeprowadza się poprzez wyznaczenie rednicy krytycznej. Rednice krytyczne można wyznaczyć trzema metodami:

- a) do wiadczałn ,
- b) obliczeniow ,
- c) wykre ln .

Metoda do wiadczałna - zwana tak e metod krzywych „U”, została zapoczkowana przez E. C. Baina, a nast pnie rozwini ta przez M. A. Grossmanna. Metoda ta znalazła szerokie zastosowanie przed II wojn wiatow . Polega ona na tym, e pr ty o ró nych rednicach hartuje si z temperatury wła ciwej dla danego gatunku stali w wodzie i oleju. Nast pnie pr ty przecina si i wyznacza rozkład twardo ci na ich rednicach.

Uzyskane wyniki nanosi si na wykres $HRC = f(\text{rednicy})$. Kształt krzywych zbli ony jest do litery U i st d pochodzi nazwa metody. Zbiór takich krzywych stanowi charakterystyk hartowno ci badanej stali. Na podstawie wykonanych pomiarów, znaj c twardo krytyczn , wyznacza si rednic krytyczn . rednic krytyczn mo na tak e wyznaczy , opieraj c si na obserwacji zgładów metalograficznych wykonanych z zahartowanych próbek.

Metoda krzywych „U” ma wiele wad, takich jak nieci gła zmiana szybko ci chłodzenia oraz du a pracochłonnó zwi zana z wykonaniem wielu próbek i pomiarów twardo ci. Ze wzgl du na kłopotliwó wykonania próby jest ona rzadko stosowana.

Metoda obliczeniowa - została opracowana w 1942 r. przez M. A. Grossmanna. W tej metodzie oblicza si wpływ składników stopowych i wielko ci ziarna austenitu na hartownó , stosuj c okre lone do wiadczałnie mno niki.

$$D_0 = D_{0c} \cdot k_1 \cdot k_2 \cdot k_3 \cdot \dots \cdot k_n \quad (8.1)$$

gdzie: D_0 - idealna rednica krytyczna stali stopowej przy kryterium 50% martenzytu w osi przekroju,

D_{0c} - idealna rednica krytyczna podstawowa dla stali w głowej o tej samej zawarto ci w gła i wielko ci ziarna co stal stopowa,

$k_1 \dots k_n$ - mno niki hartowno ci dla poszczególnych składników stopowych.

Warto ci D_{0c} oraz $k_1 \dots k_n$ odczytuje si z wykresów dla odpowiednich pierwiastków. Dla uproszczenia opracowano metod logarytmiczn , w której iloczyn zast piono sum czynników. Odpowiednie warto ci czynników stabelaryzowano. Znaj c idealn rednic krytyczn D_0 , wyznacza si nast pnie rzeczywist rednic krytyczn D_{50} , uwzgl dniaj c współczynnik intensywno ci chłodzenia (rys. 8.10).

Metoda wykre lna - obecnie najcz ciej stosowana, oparta jest na próbie hartowania od czoła Jominy'ego (1938). Próba hartowno ci metod hartowania od czoła wykonywana jest wg PN-79/H-04402. Polega ona na ozi bieniu strumieniem wody czołowej powierzchni próbki walcowej oraz pomiarze twardo ci wzdłu zeszlifowanej tworzc ej próbki. Wynik badania

przedstawia się w postaci krzywej twardości próbki w funkcji odległości od jej powierzchni czołowej. Poza dużą prostotą i powtarzalność wyników zaletą tej metody jest duży zakres zmienności szybkości chłodzenia na długości próbki od 350 do 2°C/s. Umożliwia to analizę zachowania się stali w różnych warunkach chłodzenia oraz badanie gatunków stali konstrukcyjnych o szerokim zakresie hartowności.

Do wad metody można zaliczyć:

- obecność bainitu nie jest wykrywana przez pomiar twardości, a ma wpływ na inne własności mechaniczne i twardość,
- jednorodność austenitu ma duży wpływ na wyniki próby.

Przyjmując za kryterium idealnej rednicy krytycznej, wyróżnia się cztery grupy stali:

- 1) o małej hartowności $D_0 < 50$ mm,
- 2) o redniej hartowności $D_0 = 50 \div 80$ mm,
- 3) o dużej hartowności $D_0 = 80 \div 150$ mm,
- 4) o bardzo dużej hartowności $D_0 > 150$ mm.

Hartowność jest jedną z najważniejszych cech użytkowych stali, stanowi bowiem główne kryterium doboru stali konstrukcyjnych i podstawę opracowania technologii ich obróbki cieplnej. Obecnie skład chemiczny stali konstrukcyjnych dobierany jest pod względem zapewnienia określonej hartowności. Pozwala to na racjonalny dobór stali w zależności od przekroju hartowanego elementu, tak aby nastąpiło jego zahartowanie na wskroś.

8.4. Przebieg wyczenia

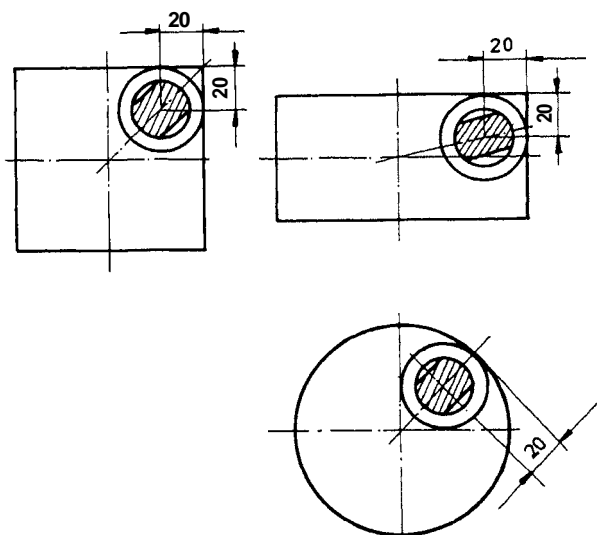
Zadanie 1

Określić hartowność stali konstrukcyjnej metodą hartowania od czoła.

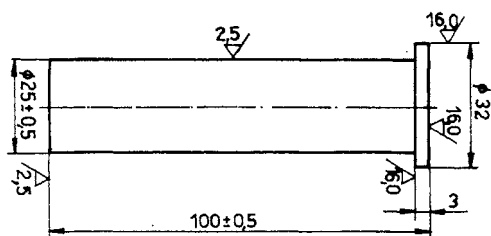
Cel zadania: poznanie metody hartowania od czoła - próby Jominy'ego oraz wyznaczenie metod wykreślenia rednicy krytycznej D_{50} stali o znanej zawartości węgla i ocena jej hartowności.

Wytyczne pobierania i przygotowania próbek

Odcinek próbny jest to część wyrobu, z której zostanie wykonana próbka do badania hartowności. Dla wyrobów o rednicy lub grubości do 40 mm odcinek próbny stanowi odcinek wycięty z wyrobu. Z wyrobów o rednicy lub grubości powyżej 40 mm wycina się odcinki próbne o rednicy lub grubości 40 mm, równoległe do osi wyrobu, tak aby odcinka próbnego przebiegała w odległości 20 mm od powierzchni wyrobu (rys. 8.2). Przed wykąśnięciem obróbkę mechaniczną odcinki próbne poddaje się wyarszaniu normalizującym w temperaturze $A_{c3} + (30 \div 50^\circ\text{C})$ przez 30 ± 5 minut. Próbkę wykonuje się tak, aby ich oś pokrywała się z osią odcinków próbnych. Wymiary próbki podano na rys. 8.3.



Rys. 8.2. Miejsce pobierania odcinków próbnych

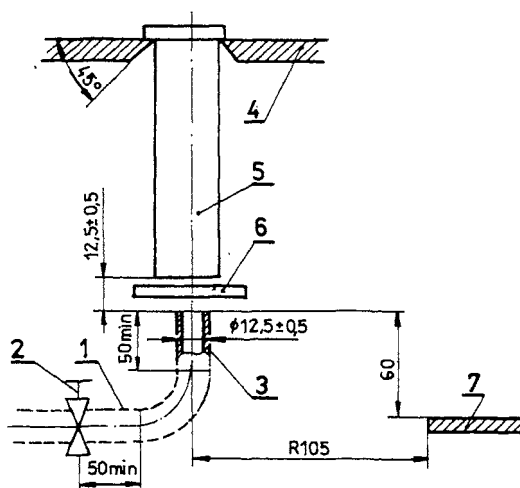


Rys. 8.3. Wymiary próbki do badania hartowności

Urządzenie do przeprowadzenia próby hartowności

Schemat urządzenia do przeprowadzenia próby przedstawiono na rys. 8.4. Urządzenie to powinno zapewni:

- współosiowe ustawienie próbki w stosunku do dyszy,
- prostoliniowe ułożenie przewodu wodnego przed dyszą na długości min. 50 mm, zabezpieczające przed wirującym wypływem wody,
- utrzymanie stałej odległości od czoła próbki do wylotu dyszy, wynoszącej $12,5 + 0,5$ mm,
- przed umieszczeniem próbki uzyskanie stałej wysokości wypływu swobodnego wody z dyszy, wynoszącej $65 + 10$ mm i utrzymanie jej w czasie próby.

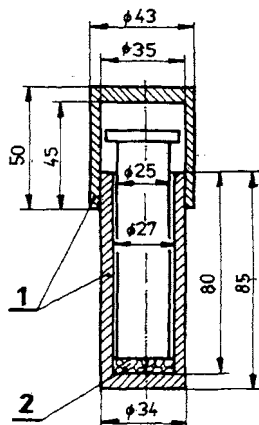


Rys. 8.4. Schemat urządzenia do przeprowadzenia próby hartowania od czoła; 1 - przewód wodny, 2 - zawór, 3 - dysza, 4 - uchwyt do próbek, 5 - próbka, 6 - przesłona, 7 - ekran pier cieniowy

rednica wewn trzna wylotu dyszy wynosi $12,5 \pm 0,5$ mm. Temperatura wody chłodzącej powinna wynosi $5 \pm 30^\circ\text{C}$.

Wykonanie próby

Przed hartowaniem (ozi bianiem) próbk należy austenitizować w temperaturze hartowania określonej w normie dla danego gatunku stali lub w temperaturze $A_{c3} + (30 \div 50^\circ\text{C})$. Czas wygrzewania w danej temperaturze wynosi 30 ± 5 minut. Czas nagrzewania do wymaganej temperatury wyznacza się do wiadczalnie lub obliczeniowo. W czasie grzania próbka powinna ulec nawglieniu, odwglieniu lub utlenieniu. W przypadku braku pieca z atmosferą ochronną, należy stosować osłony próbki pokazane na rys. 8.5.

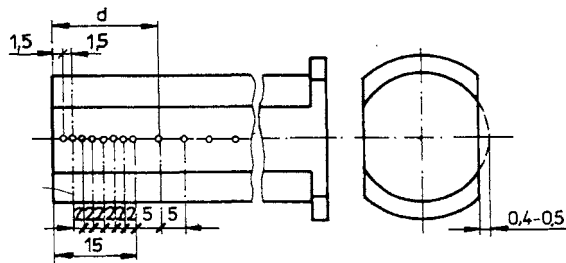


Rys. 8.5. Osłona próbki przed odwglieniem przy wygrzewaniu w piecu komorowym; 1 - osłony z eliwa lub stali, 2 - wkładka grafitowa, płytki z elektrod w głowach lub wióry eliwne

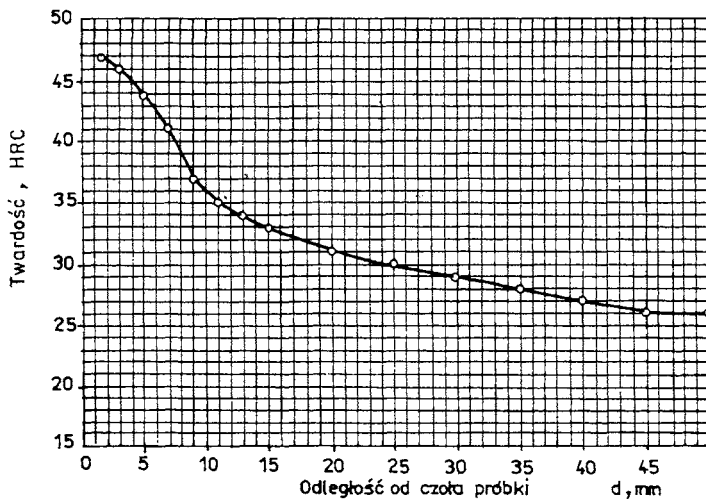
Nagrzaną próbkę należy wyjąć z pieca i osłony (gdy jest stosowana) i umieścić w uchwycie urządzenia hartowniczego, a następnie otworzyć zawór wodny. Czas zużycia na te czynności nie powinien przekroczyć 5 sekund. Czoło próbki należy ozi biać przez co najmniej 10 minut. Zhartowaną próbkę należy zeszlifować

wzdłuż dwóch przeciwległych tworzących, zdejmując jednostronnie warstwę od 0,4 do 0,5 mm. Na zeszlifowanych powierzchniach należy wykonać pomiary twardości sposobem Rockwella w skali C wg PN-91/H-04355. Odciski wykonuje się począwszy od zahartowanego czoła próbki w odległościach przedstawionych na rys. 8.6.

Wyniki pomiarów twardości przedstawia się wykresami w układzie twardość - odległość od czoła próbki (rys. 8.7). Następnie wyznacza się metodą wykresową rednicę krytyczną D_{50} badanej stali, dla chłodzenia w wodzie o współczynniku $\lambda = 1,5$, wykonując kolejno czynności:

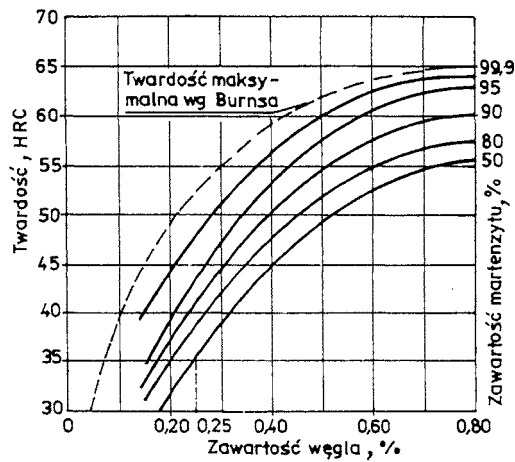


Rys. 8.6. Odległości odcisków twardości od czoła próbki

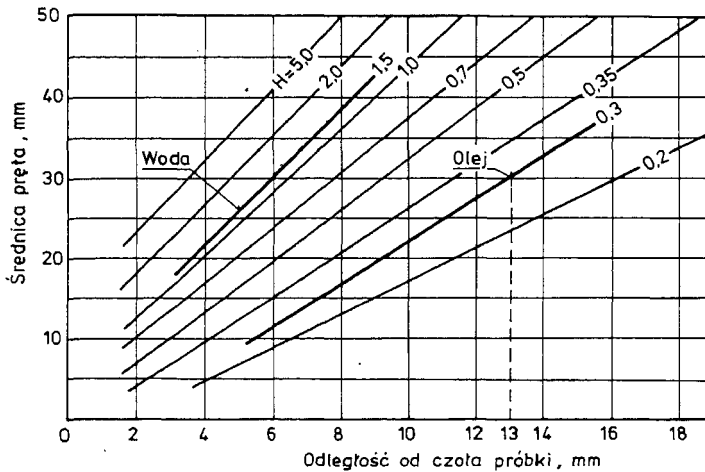


Rys. 8.7. Krzywa hartowności badanej stali

z wykresu na rys. 8.8 wyznacza się twardość krytyczną badanej stali dla 50% martenzytu w strukturze, (zawartość węgla w badanej stali podaje prowadzący ćwiczenie),



Rys. 8.8. Wpływ zawartości węgla na twardość po hartowaniu przy różnym udziale martenzytu w strukturze



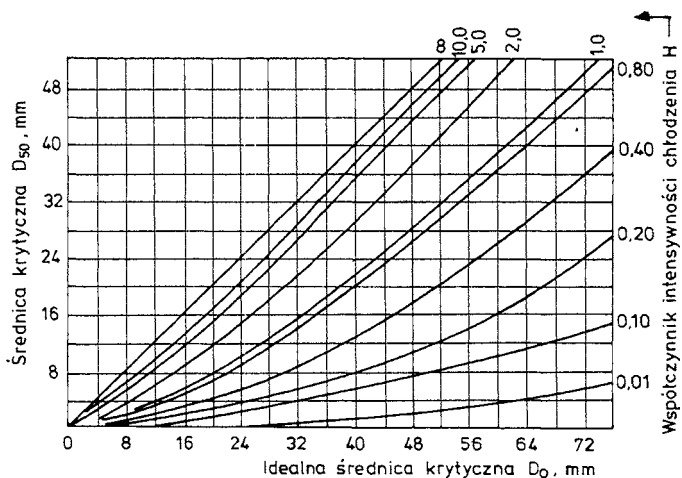
Rys. 8.9. Korelacja szybkości chłodzenia w danej odległości od czoła próbki Jominy'ego i w osi prętów okrągłych chłodzonych w ośrodkach o różnej intensywności chłodzenia

na krzywej hartowności (rys. 8.7) zaznacza się twardość krytyczną i odczytuje odpowiadającą jej odległość od czoła próbki,

z wykresu na rys. 8.9 wyznacza się dla chłodzenia w wodzie ($H = 1,5$) średnicę krytyczną D_{50} badanej stali. Rys. 8.9 przedstawia korelację szybkości chłodzenia próbek hartowanych od czoła i prętów okrągłych. Z wykresu

mo na wyznaczy rednic pr ta chłodzonego w osi z tak sam szybko ci , jak próbka Jominy'ego w danej odległo ci od jej czoła. Poniewa twardo danej stali zale y tylko od szybko ci chłodzenia, dlatego odpowiednie punkty b d miały t sam twardo .

korzystaj c z wykresu na rys. 8.10, mo na wyznaczy idealn rednic krytyczn D_0 , czyli przej z rzeczywistego do idealnego o rodka chłodz cego, na podstawie kryterium podanego w pkt. 8.3 ocenia si hartowno badanej stali.



Rys. 8.10. Korelacja idealnej średnicy krytycznej D_0 i rzeczywistej D_{50} dla różnych ośrodków chłodzących

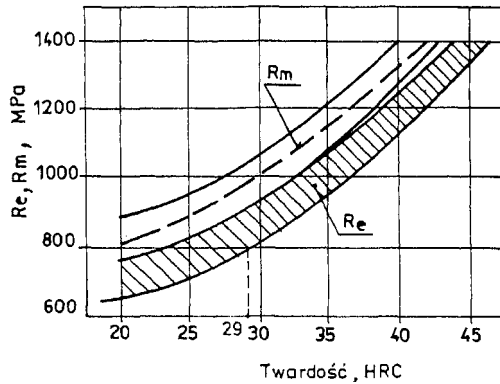
Zadanie 2

Dobra gatunek stali na wałek o średnicy 30 mm, który ma być ulepszony cieplnie. W rodku przekroju przta nale y uzyskać $R_{e\ min} = 800$ MPa, dopuszczaj c 50% martenzytu. Hartowanie nale y przeprowadzi w oleju, temperatura odpuszczania 500°C .

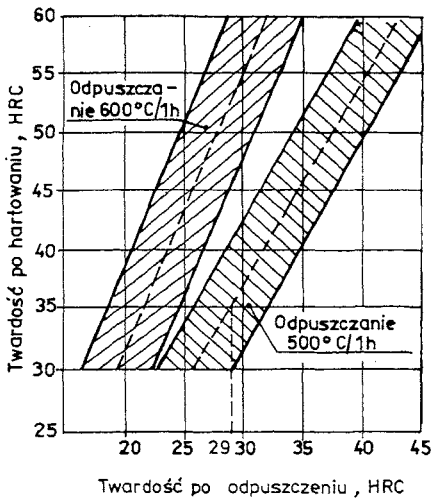
Cel zadania: dobranie gatunku stali na element konstrukcyjny, który w stanie ulepszonym cieplnie ma zapewni wymagan granic plastyczności w osi przekroju. Wykorzystanie pasm hartowności, które stanowi obszar pomi dzy skrajnymi krzywymi hartowności, ustalonymi na podstawie du jej liczby próbek z wytopów określonego gatunku stali.

Rozwi zanie zadania

a) Z rys. 8.11 odczytuje si , e granicy plastyczności $R_e = 800$ MPa odpowiada twardo 29 HRC, któr wałek powinien mie w rodku przekroju po odpuszczaniu.



Rys. 8.11. Korelacja granicy plastyczności R_e i wytrzymałości na rozciąganie R_m z twardości ulepszonych cieplnie stali konstrukcyjnych



Rys. 8.12. Korelacja między twardością przed i po odpuszczeniu dla ulepszonych cieplnie stali konstrukcyjnych

dla której punkt leży w obszarze krzywej.

b) Z rys. 8.12 wynika, że twardość 29 HRC po odpuszczeniu w temperaturze 500°C odpowiada twardości 35 HRC po hartowaniu. Twardość 35 HRC (przy zawartości 50% martenzytu w strukturze) odpowiada zawartości węgla ok. 0,25% (rys. 8.8).

c) Na rys. 8.9 odczytuje się, że odległość od czoła próbki Jominy'ego d , gdzie występuje taka sama szybkość chłodzenia jak w osi pręta o średnicy 30 mm przy oziębieniu w oleju, wynosi 13 mm.

d) Punkt o współrzędnych 35 HRC oraz $d = 13$ mm nanosi się na pasma hartownicze zamieszczone w PN-89/H-84030/04 dla stali o zawartości węgla w zakresie lub równej 0,25%. Dla ułatwienia, wyboru należy dokonać z gatunków: 30G2, 25HM, 34HNM. Wybiera się stal, pasma hartownicze poniżej górnej

e) Powyższe wymagania spełniają stale 30G2 i 25HM. Stal 34HNM ma zbyt dużą hartowność. Jeżeli nie ma dodatkowych wymagań konstrukcyjnych i technologicznych, to wybiera się stal 30G2 jako taższą od stali chromowo-molibdenowej 25HM.

9. STALE STOPOWE KONSTRUKCYJNE

Stale stopowe s stopami elaza z w glem i celowo wprowadzonymi innymi pierwiastkami, zwanymi pierwiastkami lub dodatkami stopowymi, których zawarto przekracza umowne ilo ci przyj te dla domieszek w stalach w glowych¹⁾. Udział domieszek nie powoduje wyra nego wpływu na wła ciwo ci stali, natomiast wy sza zawarto pierwiastka okre lanego mianem dodatku stopowego skutecznie wpływa na wła ciwo ci, niezale nie od tego, czy s to tysie cz ci procenta, czy kilkadziesi t procent.

Pierwiastki stopowe mog wyst pi w nast puj cych fazach:

- roztworach stałych: ferrycie, austenicie,
- fazach mi dzymetalicznych z w glem i azotem: w glikach, azotkach i w glikoazotkach,
- w innych fazach (zwi zkach) mi dzymetalicznych,
- w postaci wolnej czystego pierwiastka,
- wtr enciach niemetalicznych powstałych w wyniku reakcji pierwiastków stopowych z takimi domieszkami stali jak: tlen, azot lub siarka.

Celem wprowadzenia dodatku stopowego mo e by :

- uzyskanie okre lonych wła ciwo ci wytrzymała ciowych,
- nadanie specjalnych wła ciwo ci chemicznych lub fizycznych,
- podwy szenie hartowno ci,
- polepszenie efektów obróbki cieplnej,
- polepszenie wła ciwo ci technologicznych.

Sposób oddziaływania dodatku stopowego wynika z jego wła ciwo ci, działania ł cznie z innymi pierwiastkami w stali, przede wszystkim w glem oraz poł czenia z odpowiedni obróbk ciepln .

Podstawowym kryterium podziału stali stopowych jest zastosowanie, według którego wyró nia si trzy grupy stali stopowych:

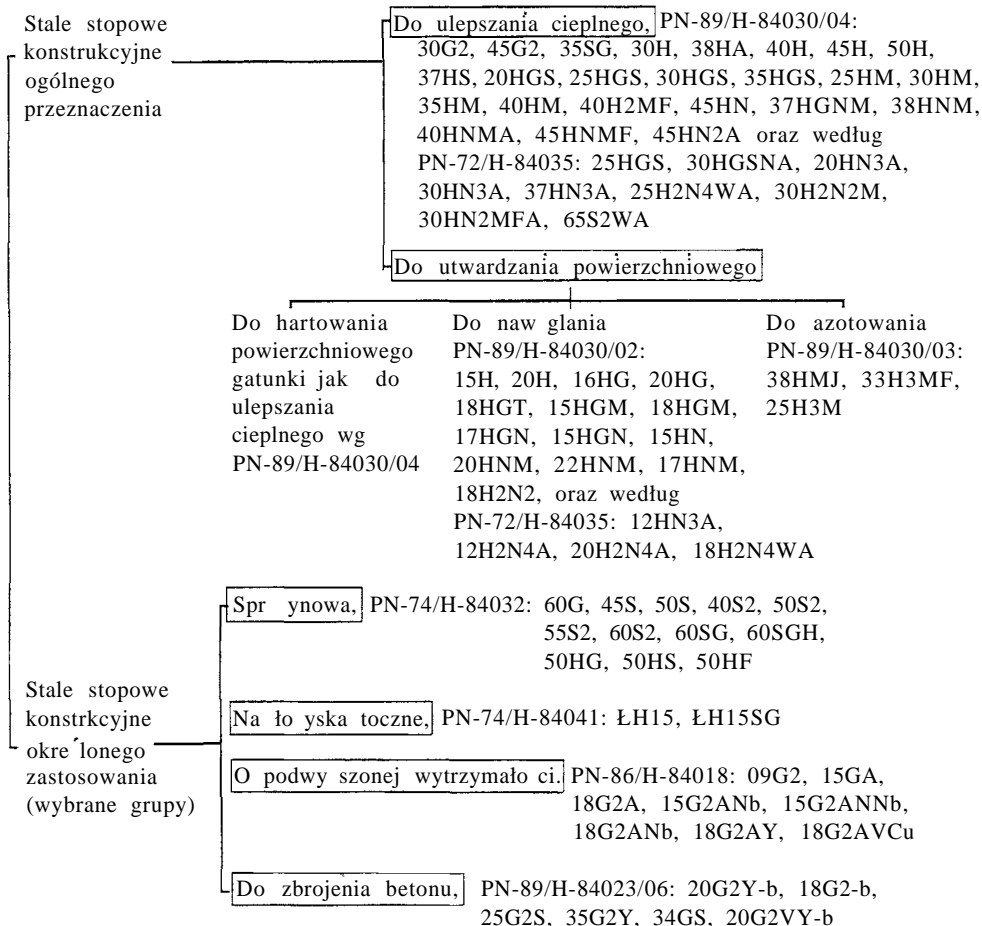
- stale konstrukcyjne, (tabl. 9.1),
- stale o szczególnych wła ciwo ciach (tabl. 10.1),
- stale narz dziove (tabl. 11.1).

Zastosowanie i skład chemiczny stanowi podstaw zasad znakowania gatunków stali, charakterystycznych dla poszczególnych grup. Zasady znakowania podano w tablicach klasyfikacyjnych stali: 9.1, 10.1 i 11.1.

¹⁾ Zawarto domieszek w stalach podano w rozdziale 6.2. Patrz przypis na ko cu rozdziału.

Tablica 9.1

Klasyfikacja i zasady znakowania stali stopowych konstrukcyjnych

**Zasady znakowania**

Oznaczenie gatunku stali konstrukcyjnych stopowych składa się z liczby określającej redni zawartość węgla w setnych procenta oraz litery lub kilku liter oznaczających składniki stopowe według następującej symboliki:

G - mangan,	- molibden,	- tytan,	- bor,
S - krzem,	W - wolfram,	J - aluminium,	
- chrom,	F - wanad,	Nb - niob,	
- nikiel,	- kobalt,	Cu - miedź.	

Po literze oznaczającej pierwiastek, w stalach o takim samym składzie jako ciowym, umieszcza się liczbę całkowitą oznaczającą procent tego składnika. Dodanie litery A oznacza podwyższonej jako metalurgicznej stali, - stal półuspokojoną, b - stal do zbrojenia betonu, natomiast litera przed znakiem wskazuje na zastosowanie stali: Ł - stal na łożyska toczne.

Stale konstrukcyjne stopowe dziel się na stale ogólnego przeznaczenia i określonego zastosowania (tabl. 9.1). W stalach ogólnego przeznaczenia wyróżnia się stale do ulepszania cieplnego oraz stale do utwardzania powierzchniowego, tj. do hartowania powierzchniowego, nawęglania oraz azotowania. Stale konstrukcyjne określonego zastosowania obejmują wiele grup, m. in. stale o podwyższonej wytrzymałości, stale sprężynowe, stale nałożyska toczne.

Stale konstrukcyjne stopowe stosuje się na części maszyn i przedmiotów o znacznych przekrojach, narażone na działanie dużych i złożonych obciążeń. Stale te w porównaniu do stali w głowach uzyskują po obróbce cieplnej korzystniejszy zespół właściwości mechanicznych i technologicznych.

Ze względu na bardzo duży zakres zastosowania i duże zapotrzebowanie korzystne jest - ze względów ekonomicznych - stosowanie stali niskostopowych o łagodniejszej zawartości pierwiastków stopowych nie przekraczającej 5%, przy czym w składzie chemicznym podana jest większa liczba dodatków stopowych w mniejszych ilościach.

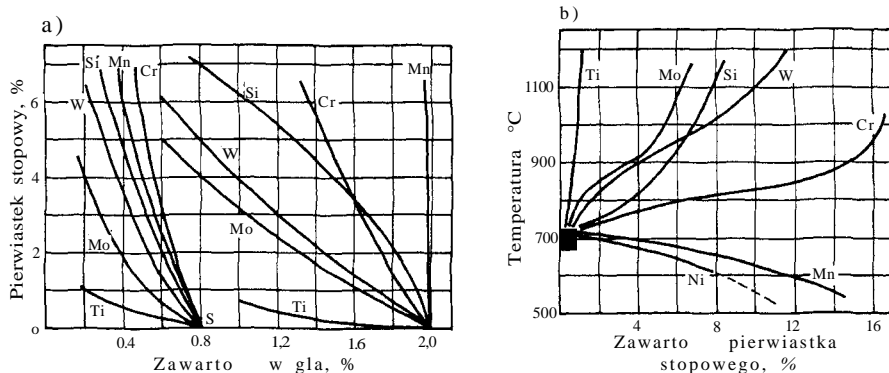
9.1. Oddziaływanie pierwiastków stopowych w stalach konstrukcyjnych

Najczęściej stosowanymi dodatkami stopowymi w stalach konstrukcyjnych są: Mn, Si, Cr, Ni, Mo rzadziej V, W, Ti, Al, Nb. Udział poszczególnego pierwiastka stopowego nie przekracza 2 - 3%, przy ograniczonej zawartości węgla od około 0,1 do 0,5%, wynikającej z potrzeby zachowania dobrej ciągliwości stali przy wystarczającej wytrzymałości. Tylko stale o wymaganych specjalnych właściwościach, jak np.: wysoka granica sprężystości w stalach sprężynowych bądź duża twardość i odporność na cieranie w stalach nałożyska toczne, mają wyższą zawartość węgla, ale nie przekracza ona 1%.

9.1.1. Wpływ dodatków stopowych na układ równowagi Fe-Fe₃C

Stale stopowe konstrukcyjne, jako stale niskostopowe, w stanie równowagi praktycznie mają struktury zgodne fazowo z układem równowagi Fe-Fe₃C. Kształt wykresu Fe-Fe₃C pod wpływem niezbyt dużej ilości dodatków stopowych nie zmienia się, natomiast położenie temperatur przemian i składy chemiczne faz ulegają zmianie.

Pierwiastki stopowe zmieniają temperatury A_1 i A_3 oraz położenie punktu eutektoidalnego S i maksymalnej rozpuszczalności węgla w elazie - (rys. 9.1). Położenie punktu S ulega przesunięciu w kierunku niższych zawartości węgla najsilniej przez dodatek tytanu, nieco słabiej przez molibden, wolfram, krzem, mangan i chrom (rys. 9.1a). Przesunięcie punktu eutekto-



Rys. 9.1. Wpływ pierwiastków stopowych na zawartość węgla w punktach S i układzie równowagi fazowej Fe-Fe₃C (a) oraz temperaturę przemiany eutektoidalnej (b)

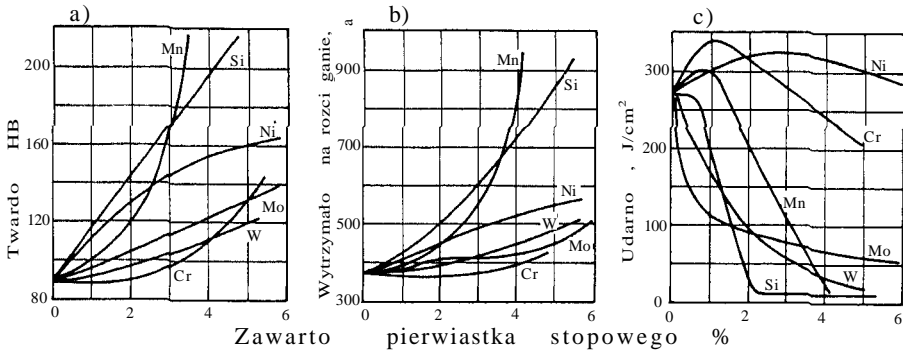
idealnego oznacza, że w stanie równowagi eutektoidalnej (w stalach stopowych jest to mieszanina ferrytu stopowego i cementytu/w glików) zawiera mniej węgla niż 0,8%. Tym samym granica podziału stali stopowych na pod- i nad-eutektoidalne leży przy odpowiednio niższej zawartości węgla. Np. stal zawierająca około 0,3% Ti ma strukturę eutektoidalną przy udziale 0,5% C, a zawierająca 2% Mo - przy udziale około 0,4% C. Punkt ten jest również przesuwany w kierunku mniejszych zawartości węgla, ale tylko przez: tytan, wolfram, molibden, krzem i chrom.

Pierwiastki stopowe: W, Mo, Ti i Si podwyższają temperaturę przemiany eutektoidalnej T_1 (rys. 9.1b), a także temperaturę przemiany A_3 . Natomiast pierwiastki obniżające temperaturę A_1 (Ni i Mn) obniżają także temperaturę A_3 . Przesunięcie tej temperatury ma znaczenie dla doboru warunków obróbki cieplnej stali stopowych.

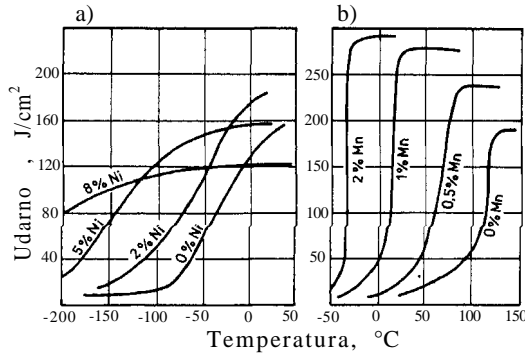
9.1.2. Wpływ dodatków stopowych na właściwości mechaniczne

Właściwości mechaniczne stali konstrukcyjnych stopowych, podobnie jak w stalach węglowych, zależą w dużym stopniu od zawartości węgla. Obecność pierwiastków stopowych powoduje dodatkowe zmiany właściwości mechanicznych, będące skutkiem:

- 1) rozpuszczenia dodatków stopowych w ferrycie,
- 2) udziału w strukturze faz dyspersyjnych: w glikach, azotkach lub w glikoazotkach,
- 3) rozdrobnienia ziarna i produktów przemiany austenitu przechłodzonego,
- 4) zwiększenia hartowności,
- 5) opóźnienia procesów odpuszczania.



Rys. 9.2. Wpływ pierwiastków stopowych na właściwości mechaniczne ferrytu: a) twardość, b) wytrzymałość na rozciąganie, c) udarność



Rys. 9.3. Temperatury przejścia w stan kruchy stali: a) o zawartości 0,2% węgla i różnej zawartości niklu, b) o zawartości 0,05% węgla i różnej zawartości manganu. Temperatury przejścia stali w stan kruchy wyznaczają punkty przejścia krzywych

Ad. 1. Dodatki stopowe, rozpuszczając się w ferrytycie, tworzą roztwory różnorodny, zwany ferrytem stopowym. Ferryt umacnia się silnie pod wpływem pierwiastków o odmiennych sieciach przestrzennych niż żelazo, np.: Mn, Si, Ni, (rys. 9.2a). Pierwiastki o strukturach izomorficznych z żelazem, jak: Cr, W, Mo, utwardzają je znacznie słabiej. Podobny jest wpływ tych pierwiastków na wytrzymałość na rozciąganie (rys. 9.2b). Udarność ferrytu silnie zmniejsza krzem, wolfram, molibden oraz mangan (przy zawartości ponad 1,5%) i chrom (przy zawartości ponad 3%) (rys. 9.2c).

Niektóre pierwiastki stopowe, jak Mn i Ni, wpływają korzystnie na temperaturę przejścia stali w stan kruchy (rys. 9.3).

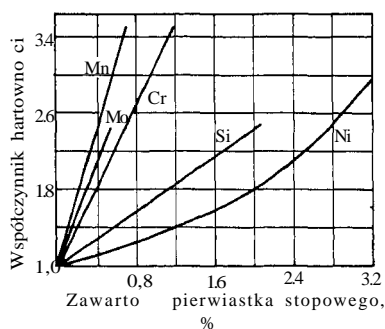
Ad. 2. Wzrost właściwości wytrzymałościowych stali konstrukcyjnych można uzyskać przez wprowadzenie niewielkich ilości dodatków stopowych, rzędu setnych części procenta, nazwanych mikroelementami. Zalicza się do nich: niob, tytan, wanad, molibden, aluminium¹⁾, tworzą one stabilne, bardzo drobne wydzielenia w węglowodorach, azotków czy w glikoazotków.

Skuteczność działania mikroelementów zależy od tego, jaka ich część rozpuści się w austenicie, a następnie wydzieli w postaci dyspersyjnej. Mikroelementy występują zwykle w stali walcowanej na gorąco w postaci związków i po normalizowaniu wskutek małej rozpuszczalności pewna ich część pozostaje nierozpuszczona. Te nie rozpuszczone fazy hamują rozrost ziarn austenitu podczas wykręcania normalizacyjnego, a spełniają rolę zarodków zapewniając drobne ziarno ferrytu, ale nie powodują jego umocnienia. Umocnienie jest następstwem wydzielenia się tych związków w postaci bardzo drobnej podczas przemian w czasie chłodzenia. Wydzielają się one na granicy międzyfazowej austenit-ferryt i pozostają w ferrycie w postaci związków drobnych, czy węglowodorów, azotków czy w glikoazotków.

Ad. 3. Wielkość ziarna stali jest zależna od wielkości ziarna austenitu, z którego powstało, dlatego podczas austenitowania dąży się do zachowania drobnej ziarna austenitu. Zmniejszenie wielkości ziarna prowadzi bowiem do wyraźnego podwyższenia granicy plastyczności stali oraz obniżenia temperatury przejścia w stan kruchy.

Wiskość pierwiastków stopowych hamuje rozrost ziarna austenitu podczas nagrzewania i wygrzewania stali. Skutecznie przeciwdziałają rozrostowi ziarna austenitu pierwiastki tworzące trwałe, trudno rozpuszczalne w gliku: wanad i tytan. Wolfram, molibden i chrom, tworzą one mniej trwałe w gliku, nie są tak skuteczne. Rozrostowi ziarna przeciwdziałają także trudno rozpuszczalne azotki i w glikoazotki, tak jak to jest np. w stalach z mikroelementami stopowymi.

Ad. 4. Wszystkie dodatki stopowe z wyjątkiem kobaltu zwiększają hartowność stali, rys. 9.4 (rozdział 8). Oznacza to możliwość wstępnego hartowania na przekrojach oraz stosowania powolniejszego chłodzenia, np. w oleju lub w powietrzu, a tym samym zmniejszenia naprężeń hartowniczych. Najintensywniej podwyższa hartowność Mn, Mo i Cr, nieco słabiej Si i Ni.



Rys. 9.4. Wpływ dodatków stopowych na hartowność stali

¹⁾ Mikroelement Al oraz V wymaga wprowadzenia do stali ok. 0,025%N.

Ponadto dodatek ladowej ilosci boru, do okolo 0,004%, tak e silnie podnosi hartowno .

9.1.3. Wplyw dodatkow stopowych na procesy obróbki cieplnej stali

Stale stopowe konstrukcyjne poddawane s obróbce cieplnej: hartowaniu po czonemu z odpuszczaniem wysokim, rednim b d niskim albo normalizowaniu.

Wybór temperatury austenitzowania dokonuje si na podstawie norm, kart materiałowych lub katalogów zawieraj cych wykresy CTP i rzeczywiste temperatury A_3 poszczególnych gatunków stali. Jak wiadomo bowiem, wykres układu Fe-Fe₃C nie jest miarodajny dla ustalania temperatur austenitzowania stali stopowych, poniewa dodatki stopowe, z wyj tkiem Mn i Ni, podwyszaj poło enie linii A_3 . Po zako czeniu austenitzowania stale hartuje si najcz - cieiej w oleju. Prawidłowo zahartowana stal ma struktur drobnoiglastego martenzytu z niewielk ilo ci austenitu szcz tkowego. Posiada du twardo , wytrzymało na rozci ganie i granic plastyczno ci, natomiast nisk plastyczno : wydłu enie i przew enie s bliskie zeru, a udarno bardzo mała. Napr enia hartownicze s du e.

Zahartowan stal bezpo rednio po ozi bieniu poddaje si odpuszczaniu w celu usuni cia napr e oraz poprawienia plastyczno ci. Pierwiastki stopowe wywieraj znaczny wplyw na zakres temperatur i charakter przemian zwi zanych z rozpadem martenzytu podczas odpuszczania. Ogólnie, pierwiastki w glikotwórcze oraz kobalt działaj stabilizuj co na martenzyt, przesuwaj c poszczególne stadia przemian do wy szych temperatur ni w stalach w g- lowych.

Sposób chłodzenia po odpuszczaniu jest bardzo wa ny w odniesieniu do stali konstrukcyjnych stopowych, najcz cieiej chromowych, manganowych i chromowo-niklowych. Stale te studzone z piecem lub w powietrzu po odpuszczaniu w granicach 450—550°C wykazuj szczególnie mał udarno przy innych wła ciwo ciach mechanicznych odpowiednich dla danej temperatury odpuszczania. Chłodzone natomiast szybko - w oleju lub w wodzie, odznaczaj si znacznie wi ksz udarno ci . Zjawisko to nazywa si **krucho ci odpuszczania** i jest spowodowane procesami wydzielania si podmikroskopowych faz mi dzymetalicznych na granicach ziarn. Krucho ci odpuszczania mo na unikn nie tylko przez szybkie chłodzenie po odpuszczaniu, ale te przez dodatek okolo 0,5% Mo lub 1% W.

9.2. Stale niskostopowe o podwyższonej wytrzymałości (PW)

Powszechnie dąlenie do obniżenia ciśnienia konstrukcji oraz stosowanie spawania do łączenia elementów było przyczyną opracowania niskostopowych stali konstrukcyjnych, zwanych stalami o podwyższonej wytrzymałości, oznaczających się wysokimi wartościami R_e i R_m oraz niskimi temperaturami przejścia w stan kruchy. Stąd te właściwości tych stali jest spawalność, charakteryzująca zdolność materiału do zachowania dobrych właściwości mechanicznych po spawaniu.

Spawalność zależy od technologii spawania, konstrukcji złącza i składu chemicznego stali. Stale, których skład chemiczny wyrażony przez tzw. równoważnik węgla C_E wynosi nie więcej niż 0,40% C, są dobrze spawalne w warunkach ogólnie dostępnej i stosowanej technologii spawania. Równoważnik ten wyraża się wzorem:

$$C_E = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr + Mo + V}{5} + \frac{Ni + Cu}{15} \quad (9.1)$$

gdzie: symbole pierwiastków oznaczają ich zawartość w procentach, przy równoczesnym ograniczeniu zawartości węgla do 0,2%.

W stalach PW, przy zawartości węgla ograniczonej warunkiem dobrej spawalności, granica plastyczności może być zniżona przez:

- a) umocnienie ferrytu rozpuszczonymi dodatkami stopowymi,
- b) umocnienie ferrytu drobnodispersyjnymi w glikami, azotkami czy w glikoazotkami mikroelementami stopowych,
- c) silne rozdrobnienie ziarna ferrytu przez:
 - udział mikroelementów,
 - specjalną technologię przeróbki plastycznej stali - regulowane walcowanie¹⁾,
- d) obróbkę cieplną - normalizowanie lub ulepszenie cieplne.

Stale PW produkowane w Polsce można sklasyfikować w dwóch grupach strukturalnych:

1. Stale ferrytyczno-perlityczne
 - a) ze zniżoną zawartością manganu,
 - b) ze zniżoną zawartością manganu i mikroelementami.
2. Stale sorbityczne (ulepszone cieplnie)

Ad. 1. Gatunki stali ferrytyczno-perlitycznych PW podane są w PN-86/H-86018. Według tej normy stale PW dzieli się na kategorie wytrzymałości: E305, E325, E355, E390, E440 i E460 (liczba oznacza minimalną granicę plastyczności w MPa (tabl. 9.2)). Ponadto, zależnie od wymaganej udarności, stale PW posiadają odmiany plastyczności: C, D, E, U, R, S i J.

¹⁾ Regulowane walcowanie polega na obniżeniu temperatury walcowania stali podczas kolejnych przejść walcowniczych i stosowaniu niewielkich gniotów.

Tablica 92

Stale niskostopowe o podwyższonej wytrzymałości ogólnego zastosowania przeznaczone na konstrukcje spawane i zgrzewane, wg PN-86/H-84018

Znak gatunku stali	Skład chemiczny [%]				Kategoria wytrzymałości	Właściwości mechaniczne		
	C max	Mn	Al min	Inne		R _{e min} [MPa]	R _m [MPa]	A ₅ [%]
09G2 ¹	0,12	1,2-1,8	0,02	-	E305	305	440-580	23
15GA	0,18	0,7-1,3	0,02	-	E305	305	440-580	23
					E325	325	460-600	22
18G2	0,22	1,0-1,6	-	-	E325	325	460-600	22
					E355	355	490-630	22
18G2A ¹	0,20	1,0-1,5	0,02	-	E355	355	490-630	22
15G2ANb	0,18	1,1-1,6	0,02	Nb 0,02-0,05	E355	355	490-630	22
					E390 ²	390	510-650	20
15G2ANNb	0,17	1,2-1,5	0,02	Ni 0,5-0,7 Nb 0,02-0,05	E390	390	530-650	20
18G2ANb	0,20	1,1-1,6	0,02	Nb 0,02-0,05	E390	390	510-650	20
					E420 ²	420	540-680	19
18G2AV ¹	0,20	1,2-1,65	0,01	V 0,05-0,15 0,010-0,025	E420	420	540-680	19
					E440 ²	440	560-720	18
					E460 ²	460	580-740	17

¹⁾ Stale te mogą występować jako gatunki z dodatkiem 0,25—0,50% Cu, zwiększającym odporność na korozję atmosferyczną, wówczas na końcu znaku wprowadza się symbol Cu, np. 09G2Cu.

²⁾ Na życzenie zamawiającego uzgodnione z wytwórcą.

Stale o podwyższonej zawartości manganu (do 1,8%), to gatunki: 09G2, 15GA, 18G2 i 18G2A. Stale te są dostarczane najczęściej w stanie normalizowanym, co zapewnia R_{e min} 305 MPa - 355 MPa.

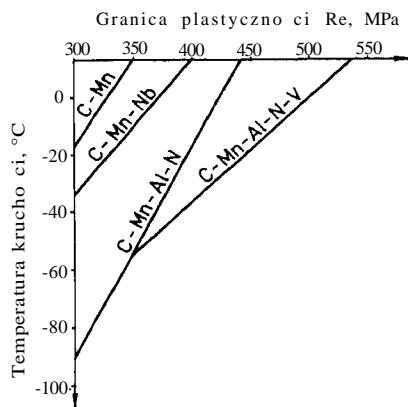
Do stali PW z podwyższoną zawartością manganu (do 1,65%) i mikrodotatkami Nb lub V, tworzący drobnodispersyjne wydzielania w glików, azotków czy w glikoazotków, zalicza się gatunki: 15G2ANb, 15G2ANNb, 18G2AV, 18G2ANb. Półwyroby ze stali mikrostopowych dostarczane są po regulowanym walcowaniu lub normalizowaniu, a minimalna wartość R_e wynosi od 355 MPa do 460 MPa. Drobnoziarnista struktura stali mikrostopowej gat. 15G2ANb przedstawiono na fot. 9.1.

Współzależności między granicami plastyczności a temperaturą prógu kruchości stali C-Mn z różnymi mikrodotatkami przedstawiono na rys. 9.5.

Ad. 2. Stale ulepszone cieplnie PW zawierają około 0,15% węgla, dodatki Mn, Mo, Ni, Cr, i mikrodotatki V, Zr i B. Przykładem stali ulepszonej cieplnie jest gat. 14HNMBCu ujęty w BN-84/-0642-45. Stale te po walcowaniu hartuje się w powietrzu i odpuszcza w zakresie 500-700°C. Po obróbce cieplnej stale mają strukturę sorbityczną, co zapewnia najwyższe właściwości wytrzymałościowe w grupie stali PW, $R_{e\min}$ 700-900 MPa, a R_m do 1000 MPa.

Aktualnie perspektywy najszerszego zastosowania mają PW ferrytyczno-perlityczne. Rozwój grupy stali ulepszonych cieplnie jest uwarunkowany możliwością wyposzczenia walcowni w kosztowne urządzenia do obróbki cieplnej blach. Ponadto skład chemiczny stali ulepszanych cieplnie musi gwarantować wysoką hartowność, co podnosi koszt wyrobu.

Stale PW przeznaczone są na duże konstrukcje, jak: kadłuby statków, mosty, dźwigi, zbiorniki ciśnieniowe, rurociągi.



Rys. 9.5. Zależność granicy plastyczności R_c i temperatury przejścia w stan kruchy t_k dla stali PW o różnym składzie chemicznym

9.3. Stale stopowe do ulepszania cieplnego

Stale stopowe do ulepszania cieplnego są podstawowym materiałem konstrukcyjnym w przemyśle maszynowym. Wykorzystywane do elementów konstrukcji maszyn, silników, pojazdów mechanicznych itp., głównie w kształtach przekrojów, na które nie można uzyskać stali węglistych ze względu na małą hartowność, wytwarza się ze stali konstrukcyjnych stopowych. Charakteryzuje je najkorzystniejszy zespół właściwości wytrzymałościowych i plastycznych uzyskany w wyniku obróbki cieplnej - hartowania i wysokiego odpuszczania, zwanej ulepszaniem cieplnym. Stal konstrukcyjna po takiej obróbce cieplnej ma strukturę sorbityczną, złożoną z ferrytu stopowego oraz bardzo drobnych węglików (fot. 9.2).

Stale do ulepszania cieplnego są stopami redniowymi głowymi zawierającymi od 0,25 do 0,65% C oraz dodatki stopowe. Wgłównie wpływa na wytrzymałość stali. Dodatki stopowe głównie służą podwyższeniu hartowności, a także mogą być używane podczas hartowania stosując olej lub wodę zamiast oleju, oraz hartowania w skroplonej wodzie przedmioty o kształtach przekrojów.

Zależność od udziału pierwiastków stopowych wyrażona jest następująco w grupie stali (tabl. 9.3):

Tablica 9.3

Przykłady stali konstrukcyjnych stopowych do ulepszenia cieplnego, wg PN-89/H-84030/04 i PN-72/H-84035

Rodzaj	Znak stali	Skład chemiczny redni, %						Warunki obróbki cieplnej, °C		Właściwości mechaniczne po ulepszeniu cieplnym		
		C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Hartowanie	Odpuszczanie	R _m min [MPa]	R _e min [MPa]	A ₅ min [%]
Mn	30G2	0,30	1,6	0,25	0,25	0,30	-	850/w,o ¹⁾		780	540	14
	45G2	0,45	1,6	0,25	0,25	0,30	-	830/o	580/p,o	880	690	10
Mn-Si	35SG	0,35	1,25	1,25	0,25	0,30	-	900/w	590/w	880	690	15
Cr	30H	0,30	0,65	0,25	0,95	0,30	-	860/o	500/w,o	880	740	12
	40H	0,40	0,65	0,25	0,95	0,30	-	850/o	500/w,o	980	780	10
	50H	0,50	0,65	0,25	0,95	0,30	-	830/o	500/w,o	1080	930	8
Cr-Mn-Si	30HGS	0,30	0,95	1,0	0,95	0,30	-	880/o	540/w,o	1080	830	10
Cr-Mo	25HM	0,25	0,65	0,25	1,05	0,30	0,2	860/w,o	550/w,o	740	590	15
	35HM	0,35	0,55	0,25	1,05	0,30	0,2	850/o	540/w,o	980	780	12
	40HM	0,40	0,55	0,25	1,05	0,30	0,2	840/o	550/w,o	1030	880	10
Cr-Ni	45HN	0,45	0,65	0,25	0,6	1,20	-	820/w,o	530/w,o	1030	880	10
	37HGNM	0,37	0,90	0,25	0,5	0,55	0,2	850/w,o	525/p,o	930	780	13
	36HNM	0,36	0,65	0,25	1,0	1,0	0,2	850/o	630/p	980	780	11
	30H2N2M	0,30	0,45	0,25	2,0	2,0	0,3	830/o	600/p	980	830	13
	40HNMA	0,40	0,65	0,25	0,75	1,45	0,2	850/o	620/o	980	830	12
	25H2N4WA	0,25	0,40	0,25	1,50	4,20	W1,0	850/o	560/o	1080	930	11

¹⁾ w - woda, o - olej, p - powietrze

- manganowe,
- manganowo-krzemowe,
- chromowe,
- chromowo-manganowo-krzemowe,
- chromowo-molibdenowe,
- chromowo-niklowe.

Stale manganowe stosowane są na osie, wały i ruby (gat. 30G2, 45G2), a stale manganowo-krzemowe najczęściej na cieranie (gat. 35SG). Ze stali chromowych wytwarza się silnie obciążone wały, osie, korbowody, koła z białej żelaznicy (gat. 40H, 50H). Zarówno stale manganowe, manganowo-krzemowe jak i chromowe służą do wytwarzania części o niewielkich przekrojach (do 100 mm, gdy nie wymagają zahartowania na przekroju), ponieważ ich hartowanie w porównaniu do innych gatunków stali tej grupy jest stosunkowo niedużym kosztem.

Wyższe hartowności wykazują stale chromowo-manganowo-krzemowe, np. gat. 30HGS i 35HGS. Zastępują one w wielu wypadkach drogie stale zawierające Ni, Mo, W i V. Ze stali tych można hartować na przekroju elementy o przekrojach do 90 mm.

Na części maszyn o niedużych obciążeniach, lecz wysokich wymaganiach odnośnie do właściwości plastycznych i uderzeniowych stosuje się stale chromowo-molibdenowe o średniej hartowności, np. gat. 40HM, 35HM. Stale te są niewrażliwe na kruchość odpuszczania.

Najwyższe hartowności i najkorzystniejszy zespół właściwości mechanicznych po ulepszeniu cieplnym wykazują stale chromowo-niklowe z dodatkiem Mo, V, W i ewentualnie Mn i Si. Przekroje elementów wykonanych z tych stali dochodzą do 250 mm. Wytwarza się z nich szczególnie obciążone części, jak: koła z białej żelaznicy przekładniowych obrabiarek i pojazdów mechanicznych (gat. 45HN), wały korbowe silników lotniczych (gat. 30H2N2M), części turbin pracujące w temperaturze do 450°C (gat. 40HNMA). Najbardziej obciążone części o dużych przekrojach wytwarza się ze stali: 37HN3A, 30HN2MFA i 25H2N4WA.

Warunki obróbki cieplnej oraz właściwości mechaniczne po ulepszeniu cieplnym dla wybranych gatunków stali stopowych do ulepszenia cieplnego przedstawiono w tabl. 9.3.

9.4. Stale sprężynowe (resorowe)

Stale przeznaczone na sprężyny i resory powinny zapewniać bardzo dobre właściwości sprężyste, tj. wysoką granicę sprężystości i dużą wartość stosunku granicy sprężystości do granicy plastyczności oraz do wytrzymałości na rozciąganie. Właściwości plastyczne mają mniejsze znaczenie, jakkolwiek

stale te po obróbce cieplnej nie powinny być kruche, a powinny wykazywać pewną plastyczność, aby w razie przecięcia nastąpiło odkształcenie, nie zaś zniszczenie sprężyny. Dodatkowo po danej jest dobra wytrzymałość na zmniejszenie.

Spełnienie tych wymagań jest możliwe poprzez dobór składu chemicznego stali, obróbkę cieplną, a także zabiegi technologiczne zwiększające wytrzymałość na zmniejszenie.

Właściwości mechaniczne, w tym granica sprężystości, zależą przede wszystkim od zawartości węgla i dlatego stale sprężynowe mają stosunkowo dużą, bo od 0,35 do 0,70%. Pierwiastki stopowe te są tak dobierane, by utwardzały ferryt, a ponadto zwiększały hartowność. W stalach sprężynowych spotyka się pojedynczo i w różnych kombinacjach: krzem, mangan, chrom i rzadziej wanad.

Właściwość obróbkę cieplną, zapewniającą najkorzystniejsze właściwości sprężyste, jest hartowanie i redne odpuszczanie dające strukturę martenzytu odpuszczonego, jak w stali gat. 50S2, (fot. 9.3).

Stale krzemowe (np. gat. 50S2) i stal manganowa gat. 65G, o stosunkowo niewielkiej hartowności stosuje się na sprężyny bardziej obciążone niż wykonane ze stali węglistych. Stale chromowo-krzemowe (np. gat. 50HS) o wyższej hartowności nielazurkowe i manganowa służą do wytwarzania sprężyn silniej obciążonych, przy czym dzięki dodatkowi chromu, a przez to większej odporności na odpuszczanie można je stosować do temperatury 200°C, bez obawy utraty właściwości. Najbardziej obciążone sprężyny mogą pracować również w podwyższonych temperaturach wytwarza się ze stali chromowo-wanadowych (np. gat. 50HF), które ponadto cechuje wysoka wytrzymałość na zmniejszenie - konsekwencją ograniczenia zawartości węgla niemetalicz-

Tablica 9.4

Przykłady stali sprężynowych; skład chemiczny, warunki obróbki cieplnej i właściwości po obróbce cieplnej, wg PN-74/H-84032

Znak stali	Skład chemiczny redni [%]					Temperatura [°C]		Właściwości mechaniczne po obróbce cieplnej		
	C	Mn	Si	Cr	V	hartowania	odpuszczania	R _m min [MPa]	R _e min [MPa]	A ₅ min [%]
65G	0,65	1,05	0,25	0,30		830/o ¹⁾	480	980	780	8
45S	0,45	0,75	1,15	0,30		830/w	420	1180	980	6
40S2	0,40	0,70	1,70	0,30		840/w	430	1370		6
50S2	0,50	0,75	1,65	0,30		870/o,w	460	1280	1050	6
50HS	0,50	0,40	1,0	1,05		850/o	520	1320	1180	6
50HF	0,50	0,65	0,25	0,95	0,15	850/o	500	1280	1080	8

¹⁾ o - rodek chłodzący: o - olej, w - woda

nych w tych gatunkach. Zwiększenie wytrzymałości mechanicznej można uzyskać poprzez zastosowanie takich zabiegów technologicznych jak szlifowanie i rutowanie.

Przykłady warunków obróbki cieplnej i właściwości mechaniczne po obróbce stali sprężynowych podano w tabl. 9.4.

9.5. Stale na łożyska toczne

Elementy łożysk tocznych: pierścienie, kulki i wałeczki są narażone podczas pracy na ścieranie i działanie zmiennych naprężeń. Naprężenia te są bardzo duże z powodu małej powierzchni styku współpracujących ze sobą części. Takim warunkom pracy mogą sprostać stale bardzo twarde i odporne na ścieranie, o dużej wytrzymałości mechanicznej i statycznej, ale jednocześnie pozbawione kruchości.

Dużą twardość i odporność na ścieranie mają po zahartowaniu stale zawierające około 1% węgla; dobrze wytrzymały na zmęczenie tych stali można natomiast osiągnąć przez wysoki stopień czystości i jednorodności struktury zapewniającej ograniczenie segregacji i pasmowości. Niezbędne hartowność uzyskuje się przez dodatek chromu, którego zawartość wynosi 1,5% - gat. ŁH15. Stal tego gatunku stosuje się na kulki i rolki do $\varnothing 10$ —30 mm oraz na pierścienie o grubości do 30 mm. Dostosowanie hartowności do dużych rozmiarów elementów łożysk wymaga wprowadzenia dodatkowo krzemu i manganu: - gat. ŁH15SG używany jest na pierścienie o grubości większej niż 30 mm.

Właściwości obróbki cieplnej stali łożyskowych jest hartowanie i niskie odpuszczanie. Po obróbce cieplnej struktura stali składa się z drobnoziarnistego martenzytu odpuszczonego z drobnymi równomiernie rozłożonymi węglikami (fot. 9.4).

Warunki obróbki cieplnej i wymagania twardości po obróbce podano w tabl. 9.5.

Tablica 9.5

Stale na łożyska toczne; skład chemiczny, warunki obróbki cieplnej i twardość po obróbce, wg PN-74/H-84041

Znak stali	Skład chemiczny średni [%]						Temperatura [°C]		Twardość po o.c. HRC min
	C	Mn	Si	S młk	Cr	S	Cr	Hartowanie	
ŁH15	1,0	0,35	0,25	0,027	0,020	1,5	815--860/ _w ¹⁾	160	61
ŁH15SG	1,0	1,10	0,50	0,027	0,020	1,5	815-840/ _{o,w} ²⁾	160	61

¹⁾ dla średnic powyżej 25 mm,

²⁾ dla średnic powyżej 40 mm.

Przypis

Według PN-91/H-01010/03 obowiązuje od 1.01.93 r., stale stopowe obejmują gatunki stali, w których zawartość co najmniej jednego z pierwiastków jest równa lub większa od zawartości granicznej podanej w tabl. 6.3.

Podstawą klasyfikacji stali stopowych, podobnie jak i stali niestopowych, jest:

- skład chemiczny,
- właściwości i zastosowanie.

Ze względu na sumaryczny udział pierwiastków w składzie chemicznym, stale stopowe dzieli się na:

- a) niskostopowe, w których zawartość jednego pierwiastka (poza węgla) nie przekracza 2,0%, a suma pierwiastków łącznie nie przekracza 3,5%,
- b) redniostopowe, w których zawartość jednego pierwiastka (poza węgla) przekracza 2,0%, lecz nie przekracza 8%, lub suma pierwiastków łącznie nie przekracza 12%,
- c) wysokostopowe, w których zawartość jednego pierwiastka przekracza 8% lub suma pierwiastków łącznie nie przekracza 55%.

W zależności od zawartości głównego pierwiastka lub kilku pierwiastków, gatunki stali stopowych można podzielić na podgrupy, np. stale manganowe, stale krzemowe, stale manganowo-krzemowe, stale chromowe, stale chromowo-niklowe, stale chromowo-niklowo-molibdenowe.

Według właściwości i zastosowania wyróżnia się dwie klasy jako stali stopowych, które następnie dzielą się na podklasy.

1. Stale stopowe jako ciowe. Stosuje się do nich te same kryteria klasyfikacji jak dla stali niestopowych jako ciowych, z uwzględnieniem dodatkowych wymagań w zakresie pierwiastków o zawartościach równych lub większych od zawartości granicznych podanych w tabl. 6.3. Klasa ta obejmuje 6 podklas stali stopowych:

- a) stale konstrukcyjne drobnoziarniste spawalne, przeznaczone na zbiorniki i rurociągi pracujące pod ciśnieniem (inne od podanych w podklasie d) spełniają następujące warunki:
 - minimalną granicę plastyczności R_e poniżej 380 MPa dla wyrobów o grubości do 16 mm,
 - zawartość pierwiastków mniejszą od zawartości granicznych: Cr-0,50; Zr-0,12; Mn-1,8; Cu-0,50; Mo-0,10; Ni-0,50; Nb-0,08; Ti-0,12,
 - minimalną udarność KV do 27J na próbkach według ISO z krawędzią V przy -50°C ;
- b) stale elektrotechniczne zawierające jako pierwiastki stopowe tylko krzem i aluminium, o specjalnych wymaganiach w zakresie: ograniczonej podatności magnetycznej lub/i określonej minimalnej indukcji magnetycznej albo polaryzacji, lub przenikliwości magnetycznej;
- c) stale stopowe na szyny, grodzice lekkie, łuki na obudowy górnicze zawierające pierwiastki stopowe w celu podwyższenia właściwości użytkowych wyrobów;
- d) stale stopowe na wyroby płaskie walcowane na zimno lub na gorąco, stosowane do dalszej trudniejszej przeróbki na zimno (z wyjątkiem stali na zbiorniki i rurociągi pracujące pod ciśnieniem) zawierające pierwiastki rozdrabniające ziarno: bor, niob, tytan, wanad i/lub cyrkon, albo stale dwufazowe o strukturze mieszanej złożonej z ferrytu, jako składnika dominującego, i powyżej 10–35% martenzytu;
- e) stale stopowe z zawartością miedzi, w których tylko miedź stanowi pierwiastek stopowy;
- f) stale krzemowo-manganowe na sprężyny lub części odporne na ścieranie zawierające siarkę i fosfor w ilościach do 0,035% każdego z tych pierwiastków.

2. Stale stopowe specjalne - stale, którym przez dokładne regulowanie składu chemicznego i sterowanie procesem produkcyjnym nadaje się najbardziej rygorystycznie właściwości przetwórcze i użytkowe, czynniki wzajemnej współzależności i zawartości w określonych zakresach. Podstawą klasyfikacji stali specjalnych stanowi przede wszystkim skład chemiczny. Wyróżnia się następujące podklasy:

-
- a) stale odporne na korozję zawierające do 1,20% C, nie mniej niż 10,50% Cr, które pod względem zawartości niklu dzieli się na:
- poniżej 2,50% Ni,
 - nie mniej niż 2,50% Ni;
- b) stale szybkołamiące zawierające nie mniej niż 0,60% i 3 - 6% Cr - oraz wraz z innymi składnikami lub bez nich - co najmniej dwa z trzech podstawowych dodatków stopowych celowo wprowadzonych: molibden, wolfram lub wanad o zawartości każdej nie mniej niż 7%;
- c) stale stopowe specjalne innych grup:
- stale stopowe konstrukcyjne,
 - stale stopowe maszynowe,
 - stale odporne,
 - stale odporne na pęcznienie,
 - stale narzędziowe stopowe,
 - stale nałożeniowe,
 - stale o szczególnych właściwościach fizycznych.

10. STALE STOPOWE O SZCZEGÓLNYCH WŁA CIWO CIACH

Stale o szczególnych właściwościach dzielą się na grupy o podobnych właściwościach chemicznych, fizycznych i mechanicznych (tabl. 10.1). W wielu trudnych warunkach pracy: wysokich temperaturach, agresywnych środowiskach czy wielkich obciążeniach stale stopowe o szczególnych właściwościach mają podstawowe zastosowanie, chociaż inne stopy, jak: staliwa i eliki stopowe, stopy tytanu, niklu, kobaltu czy molibdenu, często wykazują lepsze właściwości.

Wiskość stali o szczególnych właściwościach to stale wysokostopowe i wieloskładnikowe, a najczęściej stosowanymi dodatkami stopowymi są: Cr, Ni, Mn, Si, Mo, Ti, V i W. Tworzone z elazem roztwory stałe różnorodnego rodzaju, wpływają na alotropię elaza, obniżają lub podwyższają temperatury przemian A_3 i A_4 .

Można wyróżnić trzy typy układów Fe - pierwiastek stopowy:

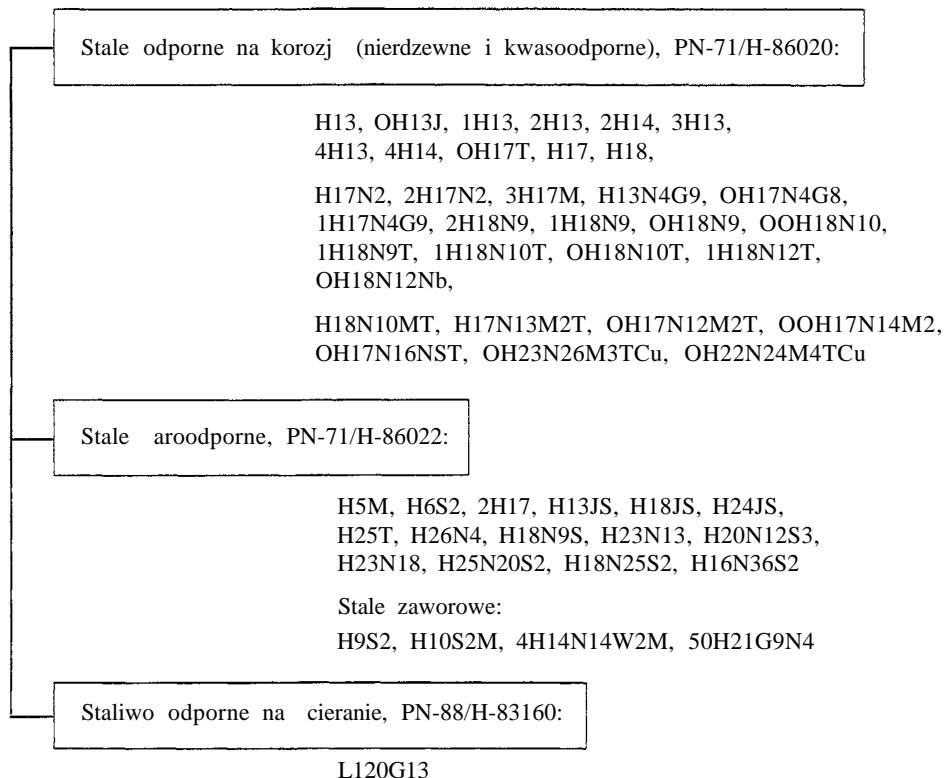
- z rozszerzonym obszarem trwałości fazy γ ,
- z wąskim obszarem trwałości fazy γ ,
- z przemian eutektoidalnych (rys. 10.1).

Ocena wpływu pierwiastka stopowego na strukturę stali musi uwzględniać również oddziaływanie węgla. Podstawą tej oceny są układy trójskładnikowe Fe-C-pierwiastek stopowy.

Wyróżnia się dwa typy układów równowagi: austeniczny i ferrytyczny (rys. 10.2). Pierwiastki rozszerzają obszar austenitu: Ni, Mn, Co, w zależności od zawartości węgla nadają stalom w stanie równowagi strukturę najpierw pod- i nadeutektoidalną, a przy wzrastającej ilości pierwiastka stopowego półausteniczny i austeniczny. Przy dużej zawartości węgla, niezależnie od ilości pierwiastka stopowego - strukturę ledeburytyczną (rys. 10.2a). Pierwiastki stopowe rozszerzają obszar ferrytu: Cr, Mo, W, V, Ti, Al, Si, P, przy wzrastającej zawartości węgla nadają stalom struktury pod- i nadeutektoidalne, ledeburytyczne oraz półferrytyczne i ferrytyczne - przy rosnącym udziale pierwiastka stopowego (rys. 10.2b).

Tablica 10.1

Niektóre rodzaje stali stopowych o szczególnych właściwościach i zasady ich znakowania

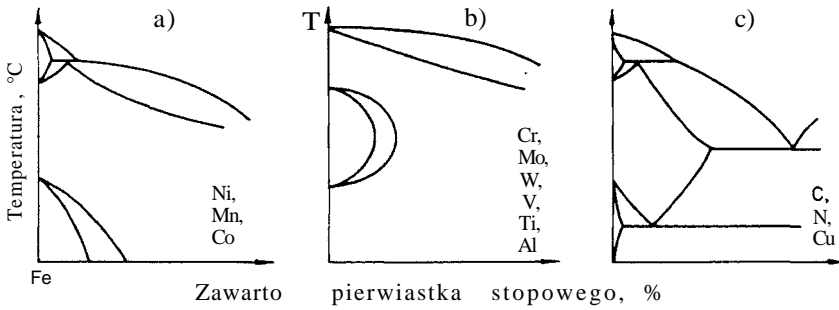


Zasady znakowania

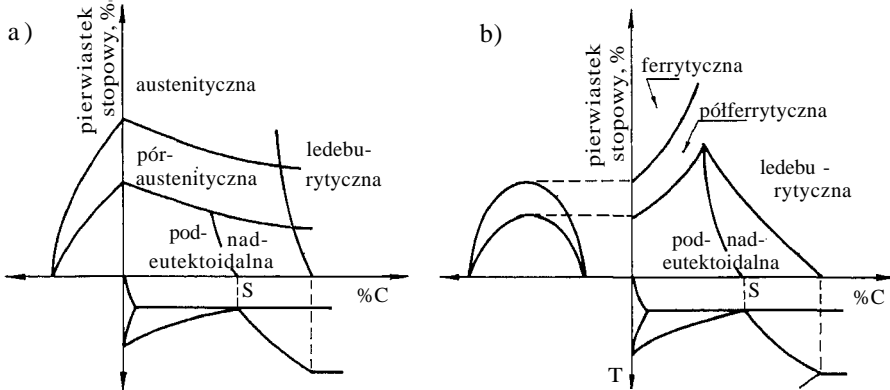
Oznaczanie stali o szczególnych właściwościach oparte jest na podobnych zasadach co znakowanie stali stopowych konstrukcyjnych. Znak gatunku składa się z liter oznaczających składniki stopowe według następującej symboliki:

G - mangan,	- nikiel	Nb - niob,
S - krzem	- molibden,	- tytan,
- chrom,	W - wolfram,	J - aluminium,

oraz liczb określających ich udział w stali, jeżeli jest większy niż 1%. Jeżeli stale różni się między sobą zawartość węgla, wówczas przed pierwszym literą umieszcza się cyfrę: 00, 0, 1, 2, 3 lub 4. Np. udział węgla nie przekraczający 0,03% odpowiada oznakowaniu - 00.



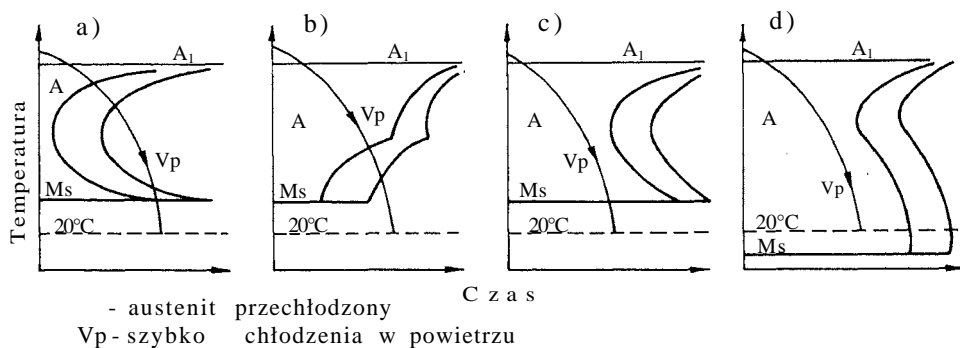
Rys. 10.1. Rodzaje wykresów układów równowagi fazowej Fe-M (M - oznacza pierwiastek stopowy); a) z rozszerzonym obszarem fazy , b) z zwożonym obszarem fazy , c) z przemian eutektoidalnych



Rys. 10.2. Struktury stopów trójskładnikowych układu równowagi fazowej Fe-M-C, zależnie od zawartości węgla i rodzaju pierwiastka stopowego; a) rozszerzającego pole austenitu, b) rozszerzającego pole ferrytu

Struktury stali stopowych w stanie równowagi (stan wyarszony) mogą się jednak różnić od struktur, jakie uzyskał stal po ochłodzeniu w spokojnym powietrzu do temperatur otoczenia. W tym wypadku decyduje czy jest wpływ pierwiastków stopowych na położenie krzywych przemiany austenitu przechłodzonego i temperatur M_S .

Przy chłodzeniu stali w powietrzu wyróżnia się następujące klasy struktur: perlityczną, bainityczną, martenzytyczną i austenityczną (rys. 10.3). Przy małej zawartości pierwiastka stopowego krzywa chłodzenia przecina linie początku i końca przemian dyfuzyjnych (rys. 10.3a,b). Zależnie od kształtu krzywych powstaje perlit lub bainit, stąd stale te zalicza się do klasy perlitycznej lub bainitycznej. Przy większej zawartości dodatków stopowych, jeżeli krzywa



Rys. 10.3. Wykresy CTP_c stali: a) perlitycznej, b) bainitycznej, c) martenzytycznej, d) austenitycznej, z zaznaczon szybko ci chłodzenia w powietrzu

przemiany austenitu przechłodzonego jest odsuwana w kierunku dłu szych czasów, a punkt M_s le y powy ej temperatury otoczenia, powstaje struktura martenzytyczna (rys. 11.3c). Takie stale zalicza si do klasy martenzytycznej. Przy równoczesnym odsuni ciu krzywej CTP od osi temperatur i obni eniu punktu M_s poni ej temperatury 0°C - austenit nie ulega przemianie i otrzymuje si stal klasy austenitycznej (rys. 10.3d).

10.1. Stale odporne na korozj

Elementy maszyn i urz dze , konstrukcje ulegaj niszczeniu wskutek chemicznego lub elektrochemicznego oddziaływania rodowiska. Zjawisko to nazywa si **korozj** . Przebieg procesu korozyjnego i jego mechanizm w znacznym stopniu zale y od rodzaju rodowiska. Wyró nia si dwa podstawowe typy korozji:

- korozj elektrochemiczn ,
- korozj chemiczn .

Wi kszo procesów korozyjnych przebiega w roztworach wodnych i ma charakter elektrochemiczny. W obecno ci elektrolitu na powierzchni metalu tworz si ogniwa korozyjne. Powodem ich powstania mog by zarówno niejednorodno ci metalu, jak i elektrolitu. Obszary metalu o ni szym potencjale elektrochemicznym - anody- ulegaj rozpuszczaniu, tzn. jony metalu przechodz do roztworu, a uwolnione elektrony przepływaj do obszarów o wy szym potencjale - katod.

Na powierzchni katody nast puje ich rozładowanie przez jony dopływaj - ce poprzez elektrolit z anody. Podczas pracy ogniw korozyjnych skład chemiczny roztworu elektrolitu w pobl u obszarów katodowych i anodowych

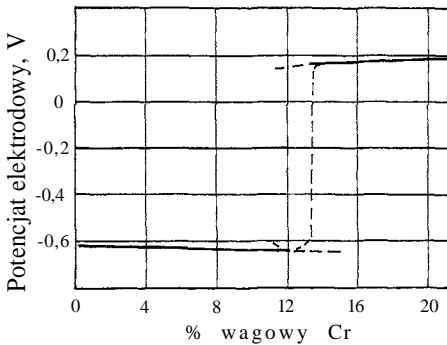
ulega ci głym zmianom, co mo e powodowa wtórne reakcje elektrodowe. Wynikiem ich mo e by tworzenie osadów. W wypadku korozji elaza i stali w głowych s to uwodnione tlenki elaza, nazywane potocznie rdz .

Korozja chemiczna jest zjawiskiem niszczenia metalu wskutek bezpo redniej reakcji chemicznej z suchymi gazami, jak: tlen, wodór, tlenki w gla, chlor, amoniak, lub ciekłymi nieelektrolitami, jak: ropa naftowa, jej pochodne lub inne substancje organiczne. Najcz stszym rodzajem korozji chemicznej jest korozja gazowa, czyli utlenianie metali w wysokiej temperaturze w atmosferze suchych gazów. Odporno na korozj chemiczn (utlenianie) zale y od wła ciwo ci metalu, od budowy i wła ciwo ci produktów korozji (tlenków) oraz od temperatury.

elazo, jego stopy z w glem i stale niskostopowe s nieodporne na korozj zarówno w roztworach wodnych (elektrochemiczn), jak i w rodowisku gazowym (chemiczn). Tworz ca si na nich warstewka produktu korozji (tlenku) jest nietrwała, nie chroni metalu przed działaniem rodowiska.

Niektóre metale, o wi kszym powinowactwie do tlenu ni elazo, mog w pewnych warunkach zachowywa si tak jak metale bardziej szlachetne, wskutek pokrycia si ci le przylegaj c , szczeln warstewk tlenków lub innych zwi zków. Taki stan metalu nazywa si stanem pasywnym. W wypadku uszkodzenia warstewka ta ma zdolno szybkiego odtworzenia si .

Metalem łatwo pasywuj cym si jest chrom, który przenosi t zdolno na swoje stopy. Stopy elaza z chromem pasywuj si pod wpływem tlenu zawartego w powietrzu ju przy zawarto ci 13 do 14% Cr, co zapewnia im odporno korozyjn . Przej cie stali w stan pasywny pod wpływem dodatku chromu wyra a si skokow zmian potencjału elektrodowego z elektrodoujemnego (- 0,6 V) na elektrododatni (+ 0,2V), (rys. 10.4). Nale y tu podkre li , e stan pasywny mo e by



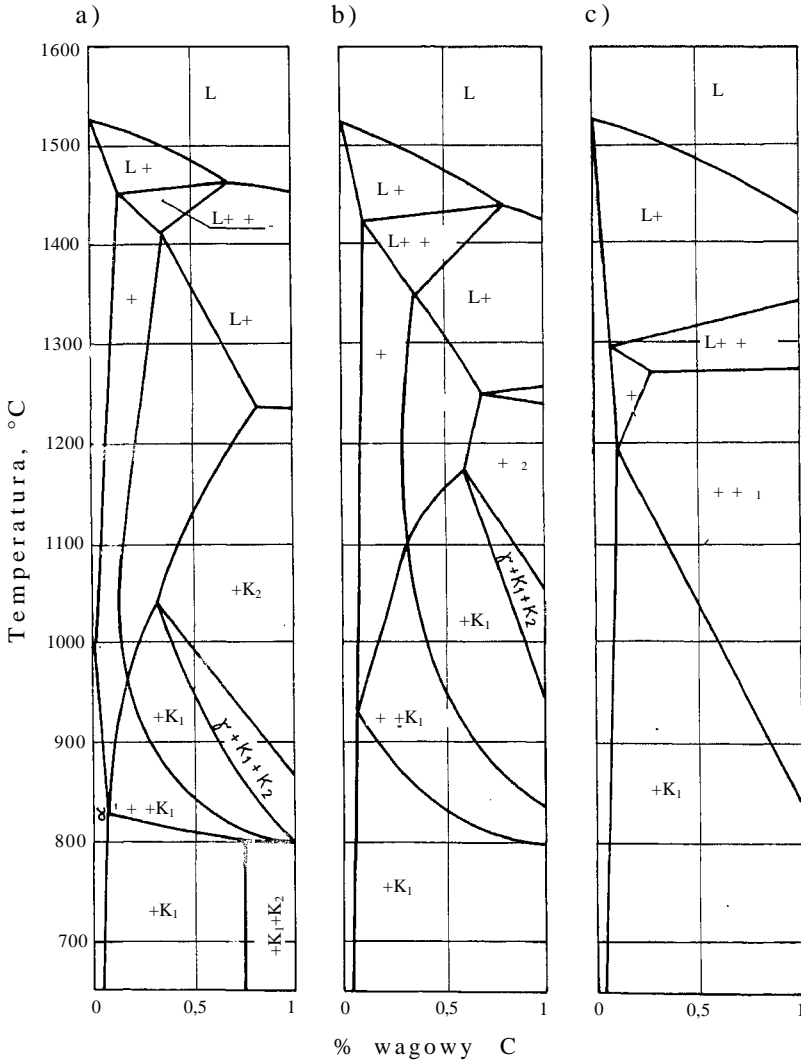
Rys. 10.4. Potencjał elektrodowy stali o ró nej zawarto ci chromu w rodowisku wodnym

uzyskany jedynie przy zachowaniu podstawowego warunku - czystej i gładkiej powierzchni.

10.1.1. Stale nierdzewne

Stale nierdzewne s stalami chromowymi, zawieraj cymi co najmniej 13% Cr. Wyró nia si dwie klasy sktrukturalne tych stopów: ferrytyczn i martenzytyczn , co wynika z zakresu wyst powania obszarów jednofazowych

na wykresie równowagi fazowej Fe-Cr-C (rys. 10.5). Jak wynika z rys. 10.5 a, b, ferryt stopowy w całym zakresie temperatur może występować przy bardzo małej zawartości węgla, do około 0,08% przy 13% chromu i do 0,1% węgla przy 17% chromu. Stale ferrytyczne gat. OH13 i H17 mają zawartość węgla mieszczącą się w tych granicach. Najlepszymi stopami, umożliwiającymi tłoczenie na zimno i jednocześnie nie najwyżej odporność na korozję, uzyskuje się stale



Rys. 10.5. Przekroje stałeniowe wykresu układu równowagi fazowej Fe-Cr-C przy stałych zawartościach chromu: a) 13%, b) 17%, c) 25%, gdzie: - - ferryt stopowy, - - austenit stopowy, K₁ - M₂₃C₆, K₂ - M₇C₃

ferrytyczne w wyniku wygrzewania w temperaturze 800°C i chłodzenia z piecem, dlatego te stosuje się w stanie wyarzonym. Wygrzewanie tych stali w temperaturach ponad 1000°C wywołuje rozrost ziarn, który jest procesem nieodwracalnym, gdy brak przemian fazowych uniemożliwia rozdrobnienie ziarna. Gruboziarnistość powoduje za kruchość stali ferrytycznych w temperaturze otoczenia.

W stalach ferrytycznych jednak z powodu segregacji dendrytycznej w mikroobszarach, zawartość węgla może przekroczyć wymienione wartości i stal uzyskuje strukturę ferrytyczną z węglikami¹⁾. W konsekwencji przy nagrzaniu np. do spawania powstaje w tych miejscach struktura półaustenityczna, a przy chłodzeniu wydziela się martenzyt na granicach ziarn, powodując kruchość stali. Spawanie jest więc utrudnione. To ujemne zjawisko można usunąć przez dodatek tytanu w ilości wystarczającej do zwężenia węgla, tj. około 5X% C. W węgliki tytanu są bardzo trwałe i rozpuszczają się dopiero w temperaturze wyższej niż 1150°C. Dzięki temu zmniejsza się możliwość powstawania austenitu. Strukturę stali z dodatkiem tytanu, gat. OH17T przedstawiono na fot. 10.1.

Stale zawierające 13% Cr są odporne na korozję atmosferyczną, par wodną, wody naturalne (poza morską). Stale o 17% zawartości chromu można stosować na elementy pracujące w stopionej siarce i jej parach, rozcieńczonych alkaliach oraz zimnych roztworach kwasów organicznych. Typowe zastosowanie stali nierdzewnych ferrytycznych podano w tabl. 10.2.

Stale martenzytyczne obejmują min. gatunki: 1H13, 2H13, 3H13, 4H13, 18. Stale te po nagrzaniu do temperatur ponad 1000°C przechodzą przemianę (rys. 5a,b). W stalach zawierających 17% Cr obszar jednofazowy austenitu jest stosunkowo wąski. W celu jego poszerzenia i umożliwienia hartowania do tych stali dodaje się około 2% Ni (gat. H17N2, 2H17N2). W stalach martenzytycznych chrom i węgla rozpuszczone w austenicie stabilizują go, dzięki czemu stale te mają dużą hartowność tak, że podczas chłodzenia w powietrzu uzyskują strukturę martenzytyczną (stąd pochodzi nazwa stali). Ponadto, celem rozpuszczenia węglików chromu podczas austenitowania jest zapewnienie odporności korozyjnej stali. Stale martenzytyczne hartuje się w powietrzu lub oleju, a strukturę po hartowaniu stanowi martenzyt stopowy (fot. 10.2). Odpuszczanie tych stali przeprowadza się albo w temperaturze do około 400°C, dla zachowania wysokiej twardości i wytrzymałości, albo w zakresie 600 — 790°C dla wymaganej wytrzymałości i ciągliwości. Stale 1H13 i 2H13 odpuszcza się w zakresie 660 — 790°C, a pozostałe zależnie od rodzaju wytworzonych przedmiotów; narzędzia odpuszcza się w 100-200°C (4H13) lub 200-300°C (3H13, H18), sprężyny w 200-300°C (4H13) i 350-400°C (3H13), a części maszyn 600-700°C. Warunki obróbki cieplnej i zastosowanie stali martenzytycznych podano w tabl. 10.2.

¹⁾ W węgliki mają zdolność rozpuszczania azotu i tworzenia w ten sposób węglikoazotków.

Tabela 102

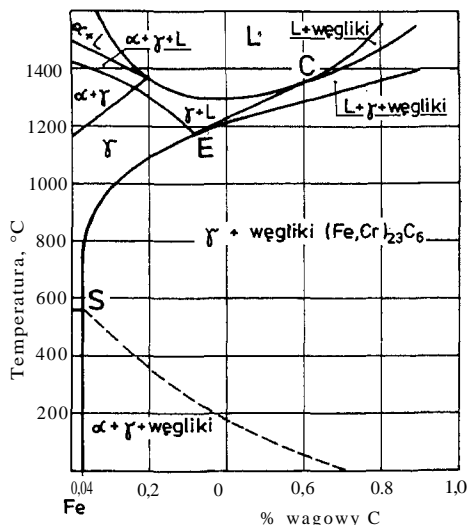
Przykłady stali odpornych na korozję; skład chemiczny, warunki obróbki cieplnej, typowe zastosowanie, wg PN-71/H-86020

Gatunek stali	Skład chemiczny średni [%]					Warunki obróbki cieplnej		Zastosowanie
	C	Mn	Cr	Ni	Inne	temperatura/o rodek chłódz cy ¹⁾		
STALE FERRYTYCZNE								
	max	max	max			Wyżarzanie		} w przemyśle naftowym: wykładziny zbiorników, kolumny rektyfikacyjne, rury krakingowe } urządzenia do wytwarzania kwasu azotowego oraz aparatura w przemyśle spożywczym
OH13	0,08	0,8	13	0,6		740-780/p	800-850/ ,	
OH13J	0,08	1,0	13	0,6	Al 0,2			
OH17T	0,08	0,8	17	0,6	Ti=5×C do 0,8	760-780/p	760-780/p,w	
H17	0,10	0,8	17	0,6				
STALE MARTENZYTYCZNE								
		max	max			Hartowanie	Odpuszczanie	} jak 1H13 dla większej wytrzymałości: wały, formy dla odlewów ciśnieniowych, sprężyny } narzędzia skrawające i pomiarowe, łożyska kulkowe } części maszyn w przemyśle kwasu azotowego i spożywczego } łożyska kulkowe dla przemysłu naftowego, panewki, zawory, narzędzia chirurgiczne
1H13		0,12	0,6	13	0,6	950-1050/ ,	700-790/p,o,w	
2H13		0,20	0,6	13	0,6	980-1050/ ,	660-770/p,o,w	
3H13		0,30	0,6	13	0,6	950-1020/o	220-700/p,o	
4H13		0,40	0,6	13	0,6	1000-1050/o	100-600/p,o	
H17N2		0,14	0,6	17	2,5	975-1040/o	275-350/p	
H18		1,0	0,8	18	0,6	1000-1050/o	200-300/ ,	
STALE AUSTENITYCZNE								
	max	max				Przesycanie		} urządzenia przemysłu chemicznego, farmaceutycznego i spożywczego, OH18N9 na części bębnowe tłoczone } jak 1H18N9T dla wszystkich wymagań odporności na korozję mikrokryształiczną } jak 1H18N9T dla wszystkich wymagań odporności na korozję - części do głębię tłoczenia } aparatura w przemyśle spożywczym } części o dużym zagrożeniu korozji mikrokryształicznej
OH18N9	0,07	2,0	18	10		1000-1100/w,p	1000-1100/w,p	
1H18N9T	0,10	2,0	18	9	Ti = 5 × C do 0,8			
OOH18N10	0,03	2,0	18	11		1000-1100/w,p		
OH18N12Nb	0,08	2,0	18	12	Nb = 10 × C do 1,1	1000-1100/w,p		
OH17N4G8	0,07	9,0	17	4,5	N = 0,2 ± 0,15	1020-1120/w,p		
OOH17N14M2	0,03	2,0	17	13	Mo = 24 ± 2,5	1020-1120/w,p		

1) - powietrze, o - olej, w - woda

10.1.2. Kwasoodporne stale austenityczne

Stale zawierają ce od 12 do 25% chromu oraz od 8 do 29% niklu, przy zawartości węgla mniejszej niż 0,04%, posiadają strukturę austenityczną w całym zakresie temperatur (rys. 10.6). Obecność niklu zapewnia lepsze właściwości mechaniczne i większą odporność na korozję tych stali w porównaniu do nierdzewnych chromowych.



Rys. 10.6. Przekrój stężeńowy wykresu układu równowagi fazowej Fe-Cr-Ni-C, przy stałej zawartości: 18% Cr i 8% Ni; - ferryt stopowy, - austenit stopowy, punkty: S, i C mają, podobne znaczenie jak na wykresie równowagi Fe-Fe₃C

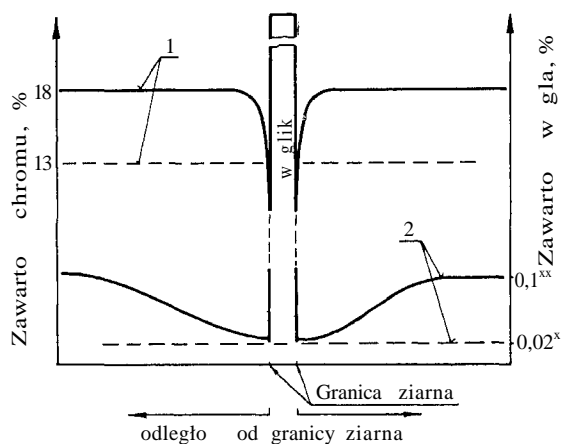
węgla w postaci węgla w gliku $M_{23}C_6$, zarodkującego i rozrastającego się na granicach ziarn. Wobec tego różnicę szybkości dyfuzji chromu i węgla chrom potrzebny do utworzenia węgla pobierany jest głównie z przygranicznych warstw ziarn, natomiast węgla - z całej objętości (rys. 10.7). W rezultacie zawartość chromu na granicach ziarn może zmniejszyć się poniżej 13% niezbędną do pasywacji. Jeśli wydzielenia węgla by tworzyły prawie ciągłe warstewki na granicach austenitu, to stal ulegałaby groźnej w skutkach korozji mikrodziurawej w środowiskach, w których stale austenityczne

W stalach austenitycznych zawierających więcej niż 0,04% węgla występuje węglik $M_{23}C_6$ ¹⁾. Uzyskanie struktury jednofazowej, zapewniającej najlepszą odporność na korozję, wymaga wygrzania stali w temperaturze 1050 — 1100°C celem rozpuszczenia węgla w austenicie. Następnie ochłodzenie w wodzie daje strukturę austenitu przesyconego węglen (fot. 10.3). Taką obróbkę cieplną nazywa się **przesycaniem**. Wszystkie stale austenityczne zawarte w PN są stosowane w stanie przesyconym, bez względu na to, czy mają więcej niż 0,04% (np. gat. 1H18N9), czy mniej (np. gat. 00H18N10)²⁾.

Stan przesycaenia jest stanem nierównowagi i utrzymuje się do około 400°C, kiedy to nie występuje dyfuzja węgla. Nagrzanie przesyconej stali powyżej 500°C do 800°C powoduje wydzielenie się z austenitu nadmiaru

¹⁾ $M_{23}C_6$ - ogólny wzór węgla, który w stalach austenitycznych Cr-Ni zawiera głównie Cr i Fe - $(Fe, Cr)_{23}C_6$.

²⁾ Wskutek segregacji dendrytycznej w stalach zawierających mniej niż 0,04% węgla mogą występować wydzielenia w węglach.



Rys. 10.7. Zmiany zawartości chromu (1) i węgla (2) w obszarze granicy ziarna austenitu, spowodowane wydzieleniem się w gliku chromu $M_{23}C_6$ w stali wrażliwej na korozję miękko-dykrystaliczną; x zawartość węgla w równowadze z węglikami, ok. 0,02%; xx średnia zawartość węgla, ok. 0,10%

s zwykle odporne. Korozja miękko-dykrystaliczna, objawiająca się gwałtownym spadkiem wytrzymałości i udarności, może całkowicie zniszczyć spójność stali.

Na korozję miękko-dykrystaliczną narażone są elementy spawane, bowiem w łączonym metalu, w pobliżu spoiny, wskutek oddziaływania ciepła następuje wydzielanie węglików na granicach ziarn austenitu. Zapobieganie skłonności do korozji miękko-dykrystalicznej polega na stabilizowaniu stali dodatkami tytanu lub niobu w ilości wystarczającej do związania węgla w postaci węglików tytanu lub niobu, które nie rozpuszczają się w austenicie w temperaturach do 1100°C (np. gat. 1H18N10T, OH18N12Nb). Stabilizowanie stali dodatkami niobu jest korzystniejsze, ponieważ ulega on tylko nieznaczniemu wypaleniu podczas spawania w przeciwieństwie do tytanu. Najpewniejszym jednak sposobem uniknięcia podatności na korozję miękko-dykrystaliczną jest obniżenie zawartości węgla w stali co najmniej do 0,03%.

Stale austenityczne wykazują dobrą odporność korozyjną w środowisku kwasu azotowego, wielu kwasów organicznych, roztworów soli i zasad. Brak im odporności na działanie kwasu siarkowego i solnego.

W odróżnieniu od ferrytycznych i martenzytycznych, stale austenityczne są niemagnetyczne.

10.1.3. Uszkodzenia stali odpornych na korozję

Zależnie od środowiska i stanu materiału korozja stali nierdzewnych i kwasoodpornych może występować w różnych postaciach jako:

korozja równomierna, często spotykana w środowiskach kwaśnych, powodująca do regularne zmniejszenie grubości metalu,

korozja erozyjna lub punktowa albo pitting, w środowiskach zawierających głównie jony chlorkowe (woda morską). Przenikanie tych jonów w miejscach osłabienia warstewki pasywnej stali na wtrąceniach niemetalicznych, niejednorodnościach struktury, mikroporach powoduje przebicie tej warstewki. Odsłonięty czysty metal tworzy ogniska korozyjne z przylegającym do niego obszarem spasywowanej stali. W głąb boki i w skłony, często osłonięte narostem produktów korozji, przy stosunkowo niewielkich ubytkach masy metalu stanowi jeden z najniebezpieczniejszych rodzajów niszczenia korozyjnego (fot. 10.4a),

korozja mikrodziurkowa powstaje od powierzchni w głąb metalu granicami ziarn, osłabiając spójność materiału aż do jej zniszczenia. Przyczyną tego typu korozji jest zjawisko dechromizacji granic ziarn austenitu (fot. 10.4b),

korozja naprężeniowa w środowiskach wodnych zawierających jony chlorkowe, przy równoczesnym oddziaływaniu statycznych naprężeń rozciągających. Przejawia się powstawaniem w skłony szczelin rozwijających się prostopadle do kierunku działania naprężeń w charakterystyczne pęknięcia z licznymi odgałęzieniami. Pęknięcia te mają charakter kruchy pomimo plastyczności metalu (fot. 10.4c),

korozja kontaktowa w miejscach, gdzie stal odporna na korozję styka się z innymi metalami, tworząc makroognisko galwaniczne.

10.2. Stale odporne

Odporność na działanie gorących gazów utleniających o temperaturze wyższej niż 600°C nazywa się odpornością. Środowisko suchych gazów utleniających, najczęściej spalin, zawiera tlen, dwutlenek węgla, tlenek węgla, dwutlenek siarki, azot, par wodny, cząstki popiołu. Wywołuje ono korozję gazową metali, polegającą na reakcji chemicznej między metalem i utleniaczem z wytworzeniem odrębnej fazy - tlenku na powierzchni metalu. Przebieg korozji zależy od rodzaju metalu oraz składu chemicznego fazy gazowej. Jeśli produkty utleniania tworzą szczelną, trudnoopliwą warstewkę pozbawioną defektów sieciowych, wówczas zgorzelina posiada dobre właściwości ochronne. Proces korozji jest hamowany, metal ulega pasywacji.

Stale w głowe w temperaturze ponad 500°C pokrywaj si nieszczelnymi warstewkami zgorzeliny i ulegaj szybkiemu utlenieniu.

Wprowadzenie do stali dodatku chromu, pierwiastka o wi kszym powinowactwie do tlenu ni elazo, powoduje, e stal pokrywa si cienk , szczeln warstewk $\text{Cr}_2\text{O}_3 \cdot \text{FeO}$. Dzi ki tej wła ciwo ci chrom stanowi podstawowy składnik stali aroodpornych. Równocze nie z chromem, w mniejszych ilo ciach, stosuje si aluminium i krzem, które maj podobne wła ciwo ci jak chrom. Zawarto w gla w tych stalach jest ograniczona do 0,2% dla zapewnienia spawalno ci. Podstawowym wymaganiem w stosunku do stali aroodpornych jest stabilno struktury do zakresu temperatur pracy, poniewa ewentualne zmiany obj to ci metalu wywołane przemian alotropow naruszałyby spójno pasywnej warstewki chroni cej metal.

Równolegle z odporno ci na korozj gazow stale przeznaczone na elementy maszyn, pracuj ce w temperaturach wy szych ni 550°C, musz posiada zdolno wytrzymywania obci e mechanicznych w długim okresie czasu, czyli **arowytrzymało** . Wła ciwo ta jest okre lona m.in. przez wytrzymało na pełzanie¹⁾. Wzrost arowytrzymało ci stali uzyskuje si przez wprowadzenie Mo, W, Nb, Ti, które podwy szaj temperatur topnienia stali i utwardzaj roztwór stały tworzc wydzielenia faz mi dzymetalicznych o du ej dyspersji. Wi ksz arowytrzymało c maj stale o wi kszym ziarnie ni mniejszym, strukturze austenitycznej ni ferrytycznej.

Stale aroodporne i arowytrzymałe zalicza si do klasy ferrytycznej i austenitycznej, a ponadto do sorbitycznej, jak w wypadku stali zaworowych (tabl. 10.3).

Stale chromowe oraz z dodatkiem Si, Al b d Ti maj struktur ferrytu stopowego z niewielk ilo ci w glików, jak w stali gat. H25T (rys. 10.5c), (fot. 10.5). Stale ferrytyczne stosowane s w stanie wy arzonym na nieobci one cz ci kotłów parowych, pieców przemysłowych, aparatury chemicznej.

Stale chromowo-niklowe oraz z dodatkiem Si maj struktur austenityczn z niewielk ilo ci w glików, jak w stali gat. H25N20 (fot. 10.6). Stosuje si je w stanie przesyconym, głównie na cz ci aparatury chemicznej, łopatki turbin gazowych i silników odrzutowych. Na najbardziej obci one zawory silników samochodowych i lotniczych stosuje si stal chromowo-niklow z dodatkiem Ni, Mo oraz chromowo-niklowo-manganow .

Odr bn grup stali o du ej aroodporno ci i arowytrzymało ci stanowi stale zaworowe chromowo-krzemowe, ulepszone cieplnie (tabl. 10.3). S one stosowane na elementy zaworów nara one na działanie temperatur 600 — 800°C. Stosunkowo du a zawarto w gla, około 0,5%, nadaje stali

¹⁾ Wytrzymałao na pełzanie - napr enie równe stałemu obci eniu próbki, odniesione do pola jej pocz tkowego przekroju, które to napr enie po upływie okre lonego czasu działania w danej temperaturze spowoduje zerwanie próbki.

Przykłady stali aroodpornych; skład chemiczny, warunki obróbki cieplnej oraz maksymalna temperatura pracy w powietrzu, wg PN-71/H-86022

Gatunek stali	Skład chemiczny redni [%]							Warunki obróbki cieplnej temperatura/chłodzenie ¹⁾		Maksymalna temperatura pracy w powietrzu [°C]
	C	Mn	Si	Cr	Ni	Inne				
STALE FERRYTYCZNE										
	max	max			max			Wy arzanie		
2H17	0,15	0,7	1,2	17	0,6			800-850/p,w		850
H13JS	0,12	0,8	1,15	13	0,5	Al 0,95		880-850/p,o		950
H18JS	0,12	0,8	0,95	18	0,5	Al 0,95		800-850/p,o		1050
H24JS	0,12	1,0	1,45	24	0,5	Al 1,45		850-900/p,o		1200
H25T	0,15	0,8	1,0	25	0,6	Ti(4× %C) do 0,8		730-780/p,o		1100
STALE AUSTENITYCZNE										
	max	max	max					Przesycanie		
H26N4	0,20	0,8	2,5	26	4,5			1000-1050/w,p		1100
H23N13	0,20	2,0	1,0	23,5	13,5			1100-1150/w		1050
H20N12S2	0,20	1,5	2,5	19,5	12			1100-1150/w		1050
H25N20S2	0,20	1,5	3,0	25,5	19,5			1100-1150/w		1050
H16N36S2	0,15	2,0	2,0	16	35,5			1050-1100/w		1100
STALE AUSTENITYCZNE - ZAWOROWE										
			max					Przesycanie		
4H14N14W2M	0,45	0,8	0,8	14	14	Mo 0,35	W 2,5	1050-1100/w		900
50H21G9N4	0,50	10,0	0,5	21	4	0,4		1150-1170/w		900
STALE SORBITYCZNE - ZAWOROWE										
		max			max			Hartowanie	Odpuszczanie	
H9S2	0,4	0,7	2,5	9	0,6			1040-1060/o	700-750/w	850
H10S2M	0,4	0,7	2,3	9,7	0,5	Mo 0,8		1010-1050/ ,	720-780/	900

¹⁾ - powietrze, w - woda, o - olej

wymagane właściwości dla zaworów - du twardo oraz odporno na cieranie po obróbce cieplnej. Obróbka cieplna stali zaworowych chromowo-krzemowych polega na hartowaniu z temperatury 1050°C w oleju lub w powietrzu i wysokim odpuszczaniu w 700° - 790°C. Po obróbce cieplnej stal posiada struktur sorbitu, jak gat. H9S2 (fot. 10.7).

10.3. Stale o specjalnych właściwościach mechanicznych

Do tej grupy zalicza się stopy odporne na cieranie oraz o bardzo wysokiej wytrzymałości, które charakteryzuje jednocześnie wysoka ciągliwość.

Wysoką odporność na cieranie, wyróżniająca się wśród stopów elaza, wykazuje staliwo manganowe, zwane staliwem Hadfielda, wg PN-88/H-83160 oznaczone L120G13; L oznacza stan lany, 120 - redni zawartość węgla w setnych procenta, G — dodatek stopowy - mangan, w ilości około 13%. W staliwie Hadfielda udział manganu w stosunku do węgla nie może być mniejszy od 9 dla zapewnienia struktury austenitycznej. Najkorzystniejszy zespół właściwości staliwo posiada w stanie przesyconym. Nagrzanie staliwa do 1050—1100°C, powoduje rozpuszczenie węgla w austenicie, a następnie ochłodzenie w wodzie zapewnia strukturę czysto austenityczną o twardości od 170 do 240 HB. Pomimo tej stosunkowo niewielkiej twardości, stop jest bardzo trudno skrawalny.

Istotą wysokiej odporności na cieranie staliwa Hadfielda polega na tym, że pod działaniem nacisków zewnętrznych warstwa wierzchnia ulega silnemu umocnieniu, co wynika z łatwości powstawania defektów sieci (błędów ułożenia) w tym materiale, charakteryzującym się małą energią błędów ułożenia EBU¹⁾ (fot. 10.8).

Dzięki tym właściwościom staliwo Hadfielda stosuje się na części kruszarek, łamaczy i młynów, części chwytaków koparek, trzpienie, sworznie i tulejki łańcuchów gumienicowych, krzyownice i rozjazdy pojazdów szynowych.

Drugą grupę stali o specjalnych właściwościach mechanicznych stanowi stale typu „maraging”²⁾. Są to stopy elaza z niklem w ilości 18 do 25% oraz kobaltem, molibdenem, aluminium i tytanem, przy zawartości węgla nie więcej niż 0,03%. Dzięki tak dobranemu składowi chemicznemu, ich struktura w stanie równowagi złożona jest z ferrytu stopowego oraz faz międzymetalicznych, jak: FeNi₃, Ni₃Ti, Ni₃Mo, (Fe, Ni)₂Mo.

¹⁾ Błąd ułożenia jest to zmieniona kolejność ułożenia warstw zwarciem wypełnionych atomami w sieci Al i A3.

²⁾ Maraging steel (ang.) - stal martenzytyczna starzona.

Obróbka cieplna stali maraging składa się z hartowania z temperatur wystawienia austenitu, po którym przeprowadza się starzenie. W czasie austenitowania, fazy metaliczne rozpuszczają się. Podczas chłodzenia austenitu następuje przemiana martenzytyczna, przy czym duża zawartość pierwiastków stopowych powoduje, że krytyczna szybkość hartowania jest bardzo mała, zwykle wystarcza chłodzenie w powietrzu. Utworzony martenzyt niklowy jest przesycony dodatkami stopowymi. Posiada charakterystyczne budowy listwowe lub blokowe (fot. 10.9). W porównaniu do martenzytu iglastego, występującego w stopach Fe-C, który posiada budowę tetragonalną i dużą twardość, martenzyt niklowy ma strukturę regularną przestrzennie centrowaną i jest miękki (około 250 HV) oraz plastyczny. Przesycenie martenzytu niklowego dodatkami stopowymi umożliwia dalszy zabieg obróbki cieplnej - starzenie w temperaturze około 500°C. Podczas starzenia z martenzytu wydzielają się bardzo drobne cząstki (poniżej 10 nm) faz metalicznych przede wszystkim Ni_3Mo . Równomierne rozmieszczenie ich w całej objętości, bez uprzywilejowania granic ziarn, powoduje wzrost właściwości wytrzymałościowych: $R_e = 1800-2000$ MPa, $R_m = 1900-2000$ MPa, przy zachowaniu dobrych właściwości plastycznych; $A_5 = 10\%$, $Z = 50\%$.

W stanie przesyconym stal posiada dobre właściwości technologiczne - daje się łatwo skrawać i przerabiać plastycznie, a podczas starzenia nie zachodzą zmiany wymiarów ani tworzenie zgorzeliny.

Stale maraging znalazły zastosowanie na szczególnie obciążone części samolotów, silników rakietowych, maszyn energetycznych, w postaci blach na cienkie zbiorniki wysokociśnieniowe, w technice niskich temperatur, a ponadto jako materiały narzędziowe.

11. STALE NARZ DZIOWE

Stale narz dziowe s przeznaczone do wytwarzania narz dzi, tj. przedmiotów słu cych do rozdzielania i rozdrabniania materiałów oraz nadawania kształtu przez obróbk skrawaniem lub przeróbk plastyczn . Ze stali narz - dziowych wytwarza si ponadto niektóre przyrz dy pomiarowe u ywane w masowej produkcji, oraz uchwyty, klucze itp.

Dobra jako narz dzi, stanowi ca podstaw ka dej nowoczesnej produkcji, to poprawna konstrukcja narz dzi, odpowiedni dobór stali narz dziowej i wła ciwa obróbka cieplna. Technicznie i ekonomicznie uzasadniony dobór stali, uwzgl dniaj cy warunki pracy narz dzia, jest mo liwy na podstawie charakterystyk poszczególnych stali zawartych w kartach materiałowych, normach i katalogach.

Zgodnie z obowi zuj cymi w Polsce normami ponad 50 gatunków stali narz dziowych nale y do czterech grup (tabl. 11.1):

- narz dziowych w głowych, PN-84/H-85020,
- narz dziowych stopowych do pracy na zimno, PN-86/H-85023,
- narz dziowych stopowych do pracy na gor co, PN-86/H-85021,
- szybko tn cych, PN-86/H-85022.

Wszystkie stale narz dziowe s stalami wy szej jako ci, wytworzonymi nowoczesnymi metodami metalurgicznymi, które zapewniaj zmniejszenie ilo ci gazów i zanieczyszcze oraz zwi kszenie jednorodno ci składu chemicznego i struktury stali. Oba te czynniki wpływaj decyduj co na wła ciwo ci u ytkowe stali.

Wlewki stali narz dziowych s poddawane głównie kuciu na gor co, co zapewnia najkorzystniejsze rozdrobnienie struktury. Przerobione plastycznie stale poddaje si wy arzaniu zmi kczej cemu. W stalach stopowych sferoidyzacja trwa dłu ej ni w w głowych, poniewa dodatki stopowe maj mniej sz szybko dyfuzji ni w giel. Struktura sferoidytu zapewnia najmniejsz twar do materiału, 220-180 HB dla stali w głowych a 270-230 HB dla wysokostopowych, optymaln podatno na odkształcenia plastyczne oraz najlepší obrabialno . Specyficzne warunki przeróbki plastycznej na gor co i wy arzania zmi kczej cego stali szybko tn cych s omówione w rozdz. 11.2.3.

Klasyfikacja i zasady znakowania stali narz dziowych

STALE NARZ DZIOWE

Stale w glowe
PN-84/H-85020

Płytko hartuj ce si : N7E, N8E,
N9E, N10E, N11E, N12E, N13E

Gł boko hartuj ce si : N5, N6, N7,
N8, N9, N10, N11, N12, N13

Stale stopowe

Uwaga! - liczba okre la zawarto
w gla w dziesi tych cz -
ciach procenta

Do pracy na zimno
PN-86/H-85023

NV, NCV1, NC5, NW1,
NMWV, NMV, NCMS,
MC6, NC4, NWC, NW9,
NC10, NC11, NC11LV,
NCLV, NZ2, NZ3, NFW

Do pracy na gor co
PN-86/H-85021

WCL, WCLV, WNL,
WNL1, WNLV, WNLB,
WLW, WLK, WLB,
WWS1, WWN1, WWV

Szybkotn ce
PN-86/H-85022

SW18, SW12,
SW2M5, SW7M,
SK5, SK5M,
SK5MC, SK8M,
SK5V, SK10V

Zasady znakowania

Oznaczenie gatunku stali narz dziowej, zawiera pierwsz liter okre laj c przeznaczenie:

- na narz dzia do pracy na zimno,
- W - na narz dzia do pracy na gor co,
- S - szybkotn c .

Dalsze litery okre laj składniki stopowe lub ich grupy według nast puj cej symboliki:

- mangan, (w stalach szybkotn cych - - molibden)
- C - chrom, (w stalach szybkotn cych o zawarto ci około 1,1% - C - w giel)
- S - krzem, - kobalt,
- nikiel, - bor,
- L - molibden, - chrom + nikiel + wanad,
- V - wanad, Z - krzem + chrom + wolfram.
- W - wolfram,

Liczby słu do odró niania stali o takich samych składach jako ciowych. W stalach szybkotn cych liczby okre laj redni udział w procentach składnika stopowego, po którym s umieszczone.

Uwaga! Ka dy gatunek stali narz dziowej posiada kart materiałów . Karta zawiera skład chemiczny, zalecenia obróbki cieplnej wraz z wykresami CTP, wykresy zale no ci twardo ci od temperatury odpuszczania oraz zastosowanie. Dane te s bardzo przydatne przy doborze stali na konkretne narz dzia.

Półwyroby w postaci prętów i odkuwek, a także taśmy i blach w wypadku stali w głowej w stanie zmiekkczonym są dostarczane przez huty.

11.1. Stale narzędziowe w głowe

Stale narzędziowe w głowe są przeznaczone na narzędzia do pracy na zimno gdy ogrzane tracą swoją twardość od około 200°C. Podstawowe wymagania stawiane stalom narzędziowym do pracy na zimno są następujące:

- wysoka twardość, około 60 HRC, wynikająca z dużej zawartości węgla w stali oraz odpowiedniej obróbki cieplnej,
- odporność na cieranie, chroniąca narzędzia przed niszczeniem działaniem sił tarcia,
- ciągliwość i wytrzymałość zabezpieczająca narzędzia przed pękaniem przy obciążeniach dynamicznych,
- odpowiednia hartowność gwarantująca uzyskanie danej grubości warstwy zahartowanej.

Stale narzędziowe w głowe zawierają od 0,5% do 1,4% węgla. Skład chemiczny, hartowność i wrażliwość na przegrzanie, tj. skłonność do rozrostu ziarn, są podstawą klasyfikacji tych stali. Ocena hartowności i skłonności do rozrostu ziarn jest prowadzona systematycznie dla każdego wytopu stali i stanowi jego szczególny cech. Z każdego wytopu pobiera się próbki, hartuje w wodzie z temperatur 760, 800, 840 i 880°C. Zahartowane próbki przełamuje się i ocenia na przełomie grubości warstwy i wielkości ziarna warstwy zahartowanej. Wynik jest podstawą rozgraniczenia stali narzędziowych w głowych na płytke lub głbok hartujce się (tabl. 11.2). Zróbnicowanie hartowności, wrażliwości na przegrzanie dla stali posiadających jednakową zawartość węgla (np. N7 i N7E) jest spowodowane różną zawartością pozostałych pierwiastków wchodzących w skład stali, a mianowicie: Mn, Si, Cr oraz S, a także temperatur hartowania. Stale głbok hartujce się zawierają wyszło wymienionych pierwiastków.

Stale płytke hartujce się osi gaj warstw zahartowanych o grubości do 3—5 mm i są mało wrażliwe na przegrzanie, natomiast stale głbok hartujce się osi gaj warstwy o grubości do około 12 mm i są bardziej wrażliwe na przegrzanie. Stąd stale płytke hartujce się stosuje się do wyrobu narzędzi o przekroju do 20 mm, a stale głbok hartujce się zarówno na narzędzia mniejsze jak i o przekrojach większych niż 20 mm. W rdzeniu zahartowanych narzędzi o większych przekrojach występuje bardziej ciągliwa struktura niemartenzytyczna, co korzystnie wpływa na odporność na obciążenia udarowe narzędzia.

Tablica 11.2

Wpływ temperatury hartowania stali narz dziowych w głowych
na wygląd przełomu (orientacyjnie)

Temperatura hartowania, °C		760	800	840	880
Orientacyjny wygląd przełomu stali	N 1 2 E ÷ N 7 E				
	1 2 ÷ 7				
warstwa zewn trzna zahartowana rdze nie zahartowany					

Stale w głowe stosuje się do wyrobu narz dzi przeznaczonych do obróbki materiałów z niewielk szybko ci skrawania, przy czym narz dzie powinno mieć prosty kształt. Typowe zastosowanie tych stali wraz z warunkami obróbki cieplnej podano w tabl. 11.3.

Tablica 11.3

Warunki obróbki cieplnej i typowe zastosowanie stali narz dziowych
w głowych, wg PN-84/H-85020

Znak stali	Zawarto w gla, rednia [%]	Temperatura [°C]		Twardo po hartowaniu HRC min	Główne zastosowanie
		hartowania - o rodek ¹⁾	odpuszcza- nia		
N5 N6 N7 N7E	0,55 0,65 0,7	790-810/w	180-300	58 61 61	Narz dzie do obróbki drewna, narz dzie kowalskie
N8 N8E	0,8	780-800/w	180-300	61	Matryce do pracy na zimno, przebijaki, dłuta
N9 N9E	0,9	770-790/w	180-300	62	Gwintowniki, du e roz- wiertaki, matryce do pracy na zimno
N10 N10E N11 N11E	1,0	770-790/w	180-300	62 62	Frezy, wiertła, narzynki, piłki do metalu, matryce
N12 N12E N13 N13E	1,2 1,3	760-780/w	180-300	63 63	Narz dzie do obróbki metali z mał szybko ci skrawania, pilniki, znaczniki

¹⁾ w — woda

Obróbka cieplna stali narz dziowych w głowych

Wytworzone narz dzia ze stali w głowych poddaje si hartowaniu i odpuszczaniu. Austenitzowanie przeprowadza si w temperaturach 30—50°C powy ej linii Ac_3 (stale podeutektoidalne) i Ac_1 (stale eutektoidalne i nadeutektoidalne), (tabl. 11.3). Bardzo intensywne chłodzenie narz dzi podczas hartowania, w wodzie lub w solance, wywołuje znaczne napr enia w stali i mo e spowodowa odkształcenia trwałe narz dzi (paczenie) oraz p kni cia hartownicze. Po hartowaniu stal uzyskuje struktur martenzytyczn , a nadeutektoidalna - martenzytyczn z cementytem wtórnym (fot. 11.1).

Odpuszczanie stali przeprowadza si w celu usuni cia napr e w zakresie temperatur 180—300°C. Odpuszczanie nie powoduje zasadniczych zmian struktury obserwowanej przy powi kszeniach stosowanych w mikroskopie wietlnym.

11.2. Stale narz dziowe stopowe

Stale narz dziowe stopowe obejmuj stale do pracy na zimno, stale do pracy na gor co i stale szybkochn ce. Musz one spełnia zasadniczy warunek stawiany wszystkim stalom narz dziowym, niezale nie od warunków pracy narz dzia - stało kształtu. Szczegółowe wymagania wynikaj z warunków pracy narz dzia. Aby im sprosta , stale narz dziowe stopowe do pracy na zimno, w porównaniu do stali w głowych, musz mie wi ksz hartowno , odporno na cieranie i lepsz ci gliwo , stale do pracy na gor co, ponadto odporno na odpuszczanie, natomiast stale szybkochn ce musz przede wszystkim utrzymywa wysok twardo w podwy szonych temperaturach.

Podstaw uzyskania tych wła ciwo ci w stalach narz dziowych jest obecno pierwiastków **w glikotwórczych**: chromu, wolframu, wanadu i molibdenu.

Chrom stosowany w ilo ci około 1,5% umo liwia łagodne hartowanie narz dzi w oleju, przez co narz dzia mniej si odkształcaj i s mniej nara one na p kanie podczas hartowania. Twarde w gliki chromu zwi kszaj odporno narz dzi na cieranie. Dodatek około 4% chromu uodparnia stal na utlenianie i przegrzanie oraz zwi ksza ci gliwo .

Wolfram zwi ksza głównie odporno na cieranie dzi ki tworzeniu twardych i trwałych w glików, które nie rozpuszczaj si w temperaturze austenitzacji do hartowania, hamuj c tym samym rozrost ziarn. Wi ksz dodatek wolframu (w stalach do pracy na gor co i szybkochnych) znacznie zwi ksza hartowno przez nasycenie austenitu w wysokich temperaturach rozpuszczaj cymi si w glikami. Podczas odpuszczania za tworzy wydzielienia w glików sprz one z osnow , wywołuj ce wzrost twardo ci stali, nazwany **twardo ci wtórn** . Wolfram stosowany w wi kszej ilo ci nadaje stali szybkochn cej arowyttrzymało .

Molibden spełnia bardzo podobną rolę do wolframu, także mogą się te pierwiastki wzajemnie zastępować w proporcji 2 cz. W = 1 cz. Mo. Molibden zwiększa ciągliwość stali. Stosowany w małych ilościach od 0,25 do 0,5% zabezpiecza przed kruchością odpuszczania.

Wanad stosowany do 0,3%, dzięki swoim trwałym w glikom przeciwdziała rozrostowi ziarn austenitu. Podczas odpuszczania wywołuje efekt twardości wtórnej. W stalach szybkoobrotowych dodawany w ilości 1,5—5% bardzo wyraźnie poprawia odporność na cieranie i arowytrzymałość.

Wymienione pierwiastki w glikotwórcze tworzą z elazem i węglenem układy równowagi typu ferrytycznego¹⁾ z różnymi fazami w glikowych. Wpływ tych pierwiastków na układ równowagi Fe-Fe₃C polega m.in. na zmniejszaniu pola austenitu wraz ze wzrostem ich zawartości. Zjawisko to ma istotne znaczenie dla wyboru warunków austenitowania przy obróbce cieplnej.

Mangan znacznie zwiększa hartowność, podobnie jak chrom, ale powoduje skłonność do przegrzewania stali i rozrostu ziarn austenitu. Obniżenie temperatury M_S, sprzyjające tym samym wzrostowi ilości austenitu szkieletowego²⁾.

Nikiel, dodawany przeważnie do stali do pracy na gorąco w ilości 1,5—4,5%, umożliwia hartowanie dużych narzędzi w oleju, a nawet w spokojnym powietrzu. Sprzyja on stabilizacji austenitu.

Kobalt stosowany w stalach szybkoobrotowych i do pracy na gorąco, wyraźnie podwyższa odporność na odpuszczanie i przeciwdziała rozrostowi ziarn podczas hartowania, wywiera jednak ujemny wpływ na udarność. Kobalt poprawia skrawalność i dlatego stosuje się go na narzędzia do skrawania materiałów trudnoobrabialnych.

Krzem hamuje spadek twardości podczas odpuszczania.

11.2.1. Stale narzędziowe stopowe do pracy na zimno

Stale narzędziowe stopowe do pracy na zimno przeznaczone są na narzędzia pracujące w temperaturach nie przekraczających 200—250°C. Są to stale wysokogłowe o zawartości od 0,75—2,10% węgla lub redniogłowe o zawartości około 0,5% węgla. Głównymi dodatkami są chrom, wanad i wolfram a ponadto występują: Mn, Si, Ni i Mo. Ich suma nie przekracza kilkunastu procent.

¹⁾ Analiza wpływu pierwiastków stopowych na strukturę stali zawarta jest w rozdziałach 9 i 10.

²⁾ Austenit szkieletowy zapewnia wikszą stabilność wymiarów narzędzi po hartowaniu. Zmniejszenie objętości wskutek odpuszczania martenzytu jest bowiem kompensowane przez wzrost objętości przy przemianie austenitu szkieletowego. Ponadto obecność austenitu szkieletowego poprawia ciągliwość stali.

Stale wysokow glowe słu głównie do wyrobu narz dzi skrawaj cych, dlatego wymaga si od nich przede wszystkim wysokiej twardo ci i odporno ci na cieranie. Stale redniow glowe natomiast stosuje si na narz dzia odporne na obci enia dynamiczne.

Zasady znakowania stali narz dziowych stopowych zamieszczono w tabl. 11.1.

Po ród stali narz dziowych stopowych do pracy na zimno mo na wyró ni cztery grupy gatunków o zbli onych wła ciwo ciach u ytkowych:

- I - gatunki: NV, NCV1, NC5 i NW1, o nieco wi kszej hartowno ci ni stale w glowe, stosowane s do wytwarzania narz dzi o małej wydajno ci skrawania,
- II - gatunki: NMV, NMWV, NCMS, NC4, NC6, NWC i NW9, o wi kszej hartowno ci, odznaczaj si stabilno ci wymiarów narz dzi po obróbce cieplnej, dlatego typowym zastosowaniem ich s sprawdziany i dokładne narz dzia, jak: wykrojniki, stemple, matryce,
- III - gatunki: NC10, NC11, NC11LV, NCLV, o bardzo du ej hartowno ci i odporno ci na cieranie, odznaczaj si du regularno ci odkształce przy hartowaniu, bez zmiany kształtu, co powoduje, e wytwarza si z nich narz dzia o skomplikowanych kształtach, jak: płyty tn ce do wykrojników, pier cienie do przeci gania,
- IV - gatunki: NZ2, NZ3 i NPW wyró niaj si odporno ci na obci enia dynamiczne, wytwarza si z nich narz dzia pneumatyczne, wkładki matrycowe, stemple do przeróbki plastycznej na zimno.

Wybrane gatunki stali, ich składy chemiczne, warunki obróbki cieplnej, wła ciwo ci oraz zastosowanie przedstawiono w tabl. 11.4.

Obróbka cieplna stali narz dziowych stopowych do pracy na zimno

Narz dzia ze stali stopowych do pracy na zimno hartowane s z temperatur 30—50°C powy ej A_{c1} , w wypadku stali nadeutektoidalnych (stale gr. I, II i IV), a stali ledeburtycznych (stale gr. III) z temperatur 30—50°C powy ej A_{cm} . Nagrzewanie narz dzi ze stali wysokostopowych o skomplikowanych kształtach przeprowadza si kilkustopniowo dla zminimalizowania napr e cieplnych. W stalach nadeutektoidalnych podczas austenitizowania stopowe w gliki wtórne pozostaj nie rozpuszczone. W stalach ledeburtycznych natomiast w gliki wtórne rozpuszczaj si w austenicie całkowicie lub w wi kszo ci, za stopowe w gliki pierwotne pozostaj nie rozpuszczone.

Temperatura i czas austenitizowania narz dzi ze stali stopowych do pracy na zimno s dobrane w taki sposób, aby pozostawi pewn cz w glików nie rozpuszczonych w austenicie, co zapewni drobnoziarnisto struktury oraz wysz odporno na cieranie narz dziom. Jednocze nie zbyt małe nasycenie austenitu pierwiastkami stopowymi mogłoby zmniejsz hartowno i obni y wła ciwo ci mechaniczne stali po obróbce cieplnej.

Przykłady stali narz dziowych stopowych do pracy na zimno, wg PN-86/H-85023;
skład chemiczny, warunki obróbki cieplnej, twardo i zastosowanie

Gru- pa	Gatunek stali	Skład chemiczny redni [%]								Temperatura [°C]				Twardo w stanie	
		C	Mn	Si	Cr	V	W	Inne	Zmi kczenia		Hartowa- nia	Odpuszcza- nia	zmi kczo- nym HB	hartowanym i odpuszczonym HRC min	
									poni ej Ac ₁	powy ej Ac ₁					
I	NV	1,0	0,35	0,35	-	0,2	-	-	690-710	750-770	780-800/w ¹	220-320	217	61	
	NC5	1,4	0,35	0,35	0,6	-	-	-	690-710	770-790	790-910/w	180-260	248	61	
	NWC	1,05	1,0	0,35	1,05	-	1,4	-	690-710	770-790	810-830/o	150-320	255	61	
	NC4	1,0	0,35	0,35	1,5	-	-	-	690-710	770-790	830-850/o	150-260	229	60	
	NC10	1,65	0,35	0,35	12,0	0,7	-	-	820-860	-	980-1000/o	220-450	255	58	
	NC11LV	1,6	0,35	0,35	12,0	0,7	-	Mo 0,9	820-860	-	960-980/o	220-450	255	59	
IV	NZ2	0,45	0,35	1,0	1,1	0,2	1,9	-	710-740	760-780	900-920/o	200-320	229	54	
	NPW	0,5	0,55	0,35	1,4	0,5	0,65	Ni 3,0	580-600	-	810-840/o	200-350	269	48	

¹⁾ o rodek chłodz cy: w - woda, o - olej.

- NV - narz dzia nara one na uderzenia: małe matryce do wyrobu na zimno rub, nakr tek i nitów, gwintowniki, narzynki
- NC5 - ostre narz dzia chirurgiczne, narz dzia grawerskie, pilniki, przebijaki, rozwiertaki, frezy, pier cienie do przeci gania pr tów i rur na zimno
- NWC - narz dzia do nacinania gwintów, narz dzia precyzyjne, pomiarowe, sprawdziany gwintowe i tłoczkowe, płytki pomiarowe, liniały, no e kształtowe
- NC4 - narz dzia do nacinania gwintów, narz dzia skrawaj ce z mał szybko ci , narz dzia do drewna, małe walce do walcowania na zimno, mimo rody, trzpienie
- NC10 - narz dzia odporne na cieranie, które nie powinny zmienia wymiarów przy hartowaniu, jak: pier cienie do przeci gania, no e do no yc, sprawdziany, płyty wykrojnikowe o zło onych kształtach do masowej produkcji
- NC11LV - narz dzia do ci cia o wysokiej wydajno ci oraz narz dzia, gdzie wymagana jest wi ksza ci gliwo ; przeci gacze, wybijaki, narz dzia do ci gnienia drutu
- NZ2 - narz dzia pneumatyczne, dłuta, tłoczniki, no e pracuj ce na zimno i gor co, formy do odlewania stopów aluminium i magnezu pod ci nieniem
- NPW - matryce do wytlaczania sztu ców, formy do prasowania tworzyw sztucznych nara one na du e naciski

Praktycznie stale te hartuje się w oleju, a stale grupy pierwszej w wodzie. W strukturze stali nadeutektoidalnych po hartowaniu występuje martenzyt z węglikami wtórnymi i austenitem szczątkowym. Stale ledeburytyczne po hartowaniu zawierają martenzyt z węglikami pierwotnymi (oraz wtórnymi nierozpuszczonymi podczas austenitizacji) i austenitem szczątkowym.

Odpuszczanie stali nadeutektoidalnych odbywa się w zakresie 100-320°C, a stali ledeburytycznych 150-450°C. Celem odpuszczania jest zachowanie struktury martenzytu z węglikami i obniżenie poziomu naprężeń własnych. Po odpuszczaniu struktura stali nadeutektoidalnej składa się z martenzytu odpuszczonego, węglików wtórnych i austenitu szczątkowego, a stali ledeburytycznej - z martenzytu odpuszczonego, węglików pierwotnych i ewentualnie wtórnych oraz austenitu szczątkowego, fot. 11.2.

11.2.2. Stale narzędziowe stopowe do pracy na gorąco

Stale narzędziowe stopowe do pracy na gorąco przeznaczone są na narzędzia pracujące do około 600°C przy dużych obciążeniach statycznych lub dynamicznych. Głównie służą do wytwarzania narzędzi do przeróbki plastycznej metali na gorąco. Ponieważ w tym stanie przerabiany metal jest plastyczny, narzędzia nie muszą odznaczać się tak dużą twardością i odpornością na ścieranie jak narzędzia do pracy na zimno. Muszą posiadać natomiast wysoką wytrzymałość w temperaturze pracy, z czym wiąże się odporność na odpuszczanie, odporność na obciążenia dynamiczne, na zmniejszenie ciepłotę, odporność na ścieranie w podwyższonych temperaturach i odporność korozyjną.

Stale narzędziowe stopowe do pracy na gorąco zawierają od 0,25% do 0,6% węgla. Suma pierwiastków stopowych, głównie chromu, molibdenu, wolframu, wanadu a ponadto niklu, manganu, krzemu, i kobaltu nie przekracza kilkunastu procent.

Zasady znakowania stali narzędziowych stopowych do pracy na gorąco zamieszczono w tabl. 11.1.

Kilka gatunków stali do pracy na gorąco produkowanych w Polsce (tabl. 11.1) można podzielić na grupy:

- stali niskiej stopowych, zawierających do 3% dodatków stopowych,
- stali wysokiej stopowych, zawierających ponad 7% dodatków stopowych.

Stale z grupy niskiej stopowych, jak: WNL, WNL1, WLB, zawierają węgiel do około 0,6%. Przeznaczone są na matryce kułaczowe oraz kowadła do pras i młotów. Stosunkowo krótki czas zetknięcia narzędzia z gorącym odkutek, duże naciski i wstrząsy w czasie kucia wymagają twardego i jednocześnie nie bardzo ciągliwego narzędzia. Wana jest także duża hartowność w wypadku przeznaczenia stali na duże matryce.

Tablica 11.5

Przykłady stali narz dziowych stopowych do pracy na gor co, wg PN-86/H-85021;
skład chemiczny, warunki obróbki cieplnej, twardo i zastosowanie

Gru- pa	Gatunek stali	Skład chemiczny redni [%]								Temperatura obróbki cieplnej [°C]			Twardo w stanie	
		C	Mn	Si	Cr	Mo	V	Inne	zmi kczania	hartowania	odpuszczania	zmi kczon- nym HB max	zahartowanym i odpuszczonym HRC min	
I	WLB	0,36	1,45	0,25	2,40	0,40	-	0,003	720-730	880- 900/p ¹	500-600	241	41	
	WNL	0,55	0,65	0,25	0,65	0,22	-	Ni 1,6	650-680	840- 860/o	450-550	241	41	
	WCL	0,38	0,50	0,95	5,0	1,35	0,4		780-820	1010-1030/o	450-550	229	48	
	WLV	0,30	0,35	0,25	3,0	2,75	0,55	-	740-770	1030-1050/o	450-550	229	46	
	WLK	0,35	0,35	0,45	2,75	2,75	-	Co 3,0	740-770	1020-1040/o	500-600	241	48	
	WWS1	0,30	0,35	1,0	2,45	-	0,5	W 4,0	740-780	1040-1060/o	500-600	241	46	

o rodek chłodz cy: - powietrze, o - olej

WLB - matryce ku nicze o mniejszych wymiaraach, do 300 mm, kowadła małe i inne narz dzia ku nicze

WNL - matryce ku nicze rednie i małe, kowadła do pras i młotów, płyty skrawaj ce na mniej obci one narz dzia do wyciskania rur i pr tów ze stopów miedzi i metali lekkich, matryce do wytłaczania z tworzyw sztucznych

WCL - wkładki matrycowe do pras i ku niarek o du ej trwało ci, formy do odlewania pod ci nieniem stopów aluminium, magnezu i cynku, matryce, stemple do pras do wyciskania rur i pr tów ze stopów miedzi i metali lekkich

WLV - silniej obci one narz dzia do obróbki plastycznej na gor co, wkładki do matryc i stempli oraz stemple do pras i ku niarek

WLK - narz dzia do szybkobie nych no yc (automatów i ku niarek), do sp czania i prasowania nakr tek, główek rub, sworzni i nitów na gor co oraz narz dzia do kucia pier cieni i ło ysk tocznych

WWS1 - wkładki matrycowe, matryce i stemple ku niarek, płyty do skrawania pracuj ce w ci kich warunkach, no e do ci cia na gor co grubych półwyrobów i wyrobów, stemple do sp czania i prasowania nakr tek, główek rub, sworzni i nitów pracuj ce na gor co, formy do odlewania pod ci nieniem aluminium, magnezu i ich stopów

Uwaga: Warunki obróbki cieplnej stali narz dziowych do pracy na gor co zale nie tylko od gatunku stali, ale przede wszystkim od wymiarów i ksztatu narz dzi. Podane w tabeli temperatury maj charakter orientacyjny

Stale nale ce do grupy wy ej stopowych, jak: WCL, WLK, WWS1, zawieraj od 0,25—0,45% w gla. Przeznaczone s na matryce do pras i formy do odlewania metali pod ci nieniem. Czas stykania si tych narz dzi z gor cym metalem jest stosunkowo długi, co powoduje znaczne nagrzewanie ich powierzchni roboczych. Stale te posiadaj wi c du odporno na odpuszczanie i wytrzymało w wysokich temperaturach, odporno na zm czenie cieplne i utlenianie.

Wybrane przykłady stali stopowych do pracy na gor co, ich składy chemiczne, warunki obróbki cieplnej, wła ciwo ci i zastosowanie podano w tabl. 11.5.

Obróbka cieplna stali narz dziowych stopowych do pracy na gor co

Narz dzia do pracy na gor co ze stali niskostopowych hartuje si z temperatury 850 — 900°C, a nale ce do grupy wy ej stopowych z temperatury 1050 — 1150°C. Temperatura austenitzowania stali wysokostopowych, zawieraj cych wi cej trudnotopliwych stopowych w glików, jest wy sza dla rozpuszczenia wystarczaj cej ich ilo ci w austenicie. Nagrzewanie do hartowania, szczególnie du ych narz dzi, prowadzi si stopniowo z małymi szybko ciami. Z uwagi na zwykle du e wymiary narz dzi czas austenitzowania mo e dochodzi do kilku godzin. Chłodzenie przeprowadza si w oleju lub powietrzu. Po hartowaniu stal uzyskuje struktur martenzytu z niewielk ilo ci austenitu szcz tkowego i w glikami stopowymi, nie rozpuszczonymi podczas austenitzowania.

Odpuszczanie stali niskostopowych w zakresie 450 — 550°C, a wysoko stopowych od 450 — 700°C, zapewnia dobr udarno w warunkach pracy i odporno na odpuszczaj ce działanie temperatur pracy. Po odpuszczeniu struktura składa si z martenzytu odpuszczonego z drobnodispersyjnymi w glikami wydzielonymi podczas odpuszczania i wi kszymi, skoagulowanymi, nie rozpuszczonymi podczas austenitzowania.

11.2.3. Stale szybko tn ce

Stale szybko tn ce stosowane s na narz dzia skrawaj ce z du ymi szybko ciami, podczas których temperatura ostrza mo e osi gn 600 — 650°C. W tak trudnych warunkach pracy stale te musz odznacza si zdolno ci zachowywania du ej twardo ci i odporno ci na cieranie dzi ki niewra liwo ci na odpuszczaj ce działanie podwy szonych temperatur.

Wła ciwo ci stali szybko tn cych wynikaj zarówno z ich specyficznego składu chemicznego, jak i obróbki cieplnej.

Wysoka zawarto w gla, 0,75—1,45%, oraz dodatków stopowych ł cznie przekraczaj ca nawet 25%, jest tak dobrana, by w temperaturze otoczenia w stanie wy arzonym pierwiastki te były prawie całkowicie zwi zane w w gli-

Tablica 11.6

Przykłady stali szybko tnących, wg PN-06/H-85022; skład chemiczny, warunki obróbki cieplnej, twardość i zastosowanie

Gatunek stali	Skład chemiczny średni [%]							Twardość w stanie		Temperatura obróbki cieplnej °C	
	C	Mn	Cr	W	Mo	V	Co	zmiękczone max HB	hartowane i odpuszczone HRC min	hartowania w oleju	odpuszczania
SW12	1,1	0,4	4,0	12,0	-	2,5	-	223-285	64	1190	560
SW18	0,8	0,4	4,0	18,0	-	1,2	-	223-285	64	1260	560
SW2M5	0,95	0,4	4,0	1,75	5,0	1,25	-	192-255	64	1160	560
SW7M	0,87	0,4	4,0	6,5	5,0	1,9	-	207-269	64	1220	560
SK5	1,1	0,4	4,0	12,0	-	2,4	5,0	223-285	64	1210	560
SK10V	1,25	0,4	4,0	10,0	3,3	2,95	10,0	241-302	66	1230	560

- SW12 - narzędzia do obróbki zgrubnej i wykańczającej ogólnego przeznaczenia, do obróbki materiałów o średniej wytrzymałości, np.: frezy, wiertła, narzędzia do gwintowania, segmenty pił, frezy limakowe
- SW18 - narzędzia do obróbki zgrubnej i wykańczającej ogólnego przeznaczenia, do obróbki materiałów o średniej wytrzymałości, np.: narzędzia tokarskie i strugarskie, frezy, wiertła, narzędzia do gwintowania
- SW2M5 - narzędzia do obróbki materiałów o średniej wytrzymałości przy średnich szybkościach skrawania, np.: wiertła kręte, nawiertaki, gwintowniki, piłki do metali, narzędzia do przeróbki plastycznej na zimno
- SW7M - narzędzia do których wymagana jest wysoka wydajność i cięgliwość, narzędzia stosowane na skrawanie, do obróbki materiałów o wytrzymałości powyżej 830 MPa, np.: wiertła spiralne, narzędzia do nacinania gwintów, segmenty pił tarczowych, frezy zataczane, rozwiertaki, narzędzia do obróbki kół z batych
- SK5 - narzędzia do obróbki wykańczającej i zgrubnej materiałów o wysokiej wytrzymałości, do obróbki na automatach, np.: narzędzia do gwintowania, przecinaki, narzędzia do obróbki kół z batych
- SK10V - narzędzia do obróbki zgrubnej i wykańczającej stali o wysokiej wytrzymałości, przy wysokich szybkościach skrawania, do obróbki stali austenitycznych i nierdzewnych, do pracy na automatach, łuszczarkach, np.: wysoko wydajne frezy, narzędzia tokarskie i strugarskie

kach, a w gliku występują w ilości przekraczającej ich rozpuszczalność w czasie austenitowania. Wtedy w gliku te zapobiegają rozrostowi ziarna w wysokiej temperaturze i zwiększają odporność na czerpanie stali po zahartowaniu. Składniki stopowe, które zwiększają odporność na odpuszczanie, są pierwiastkami tworzącymi trwałe w gliku: Cr, W, Mo i V. Pierwiastki te hamują spadek twardości w podwyższonych temperaturach odpuszczania wskutek zjawiska twardości wtórnej.

Podstawowymi składnikami stali szybkoociekłych są: wolfram i molibden. W zależności od rodzaju i zawartości pierwiastków stopowych stale szybkoociekłowe można podzielić na: wolframowe, molibdenowe i kobaltowe (tabl. 11.6).

Stale szybkoociekłowe po odlaniu mają strukturę ledeburyczną. Celem rozbicia siatki eutektyki przeprowadza się kucie w zakresie temperatur 1150 — 900°C. Wielokrotne przekucie powoduje rozdrobnienie i równomierne rozmieszczenie w glikach w ferrycie stopowym, co korzystnie wpływa na właściwości użytkowe stali. Następnym zabiegiem jest wyarzanie zwiększające w 800—850°C, w czasie do kilkunastu godzin, które wywołuje zmniejszenie twardości poniżej 300 HB.

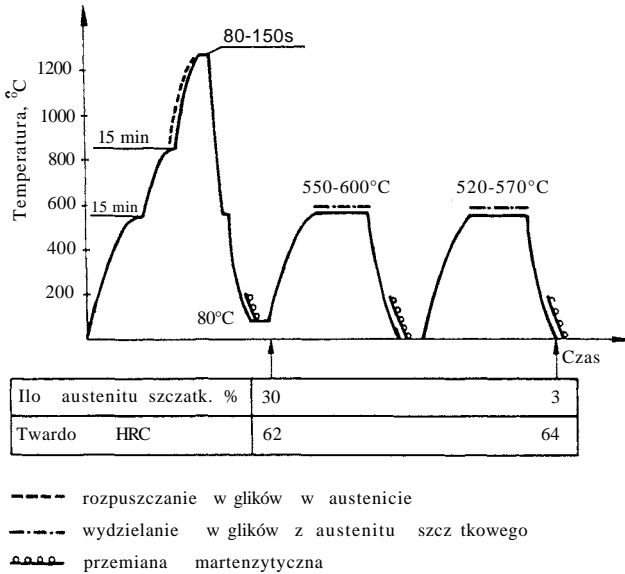
Struktura stali szybkoociekłych w stanie wyarzonego składa się z ferrytu stopowego i równomiernie rozłożonych sferoidalnych w glikach stopowych, stanowiących około 30% objętości (fot. 11.4). Wyróżniają się one w gliku pierwotnie utworzone podczas krzepnięcia stali oraz małe wtórne, wydzielone w wyniku zmniejszania ich rozpuszczalności w austenicie.

Na tym etapie wytwarzania stali podlega sprawdzeniu stopie segregacji w glikach. Oceny dokonuje się przez porównanie ze wzorcami podanymi w PN-74/H-93012. Zmniejszenie segregacji w glikach stanowi poważny problem i uznaje się za decydujące o jakości gotowych narzędzi.

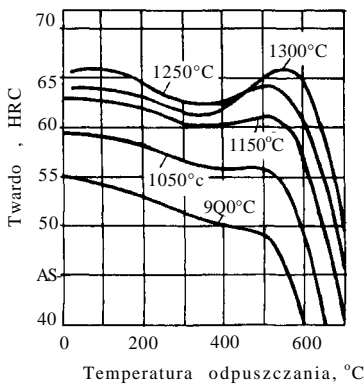
Obróbka cieplna stali szybkoociekłych

Narzędzia ze stali szybkoociekłych poddaje się hartowaniu i odpuszczaniu według schematu przedstawionego na rys. 11.1.

Podgrzewanie narzędzi do hartowania przeprowadza się dwustopniowo lub trójstopniowo z wytrzymaniem w temperaturze 550° i 850°C. Temperatura austenitowania jest o około 50÷70°C niższa od temperatury solidus i wynosi ok. 1280°C. Tak wysoka temperatura umożliwia rozpuszczanie w glikach i nasycenie austenitu w glikami i pierwiastkami stopowymi. Czas austenitowania wynosi 80—150 s i jest niezależny od wielkości narzędzia. Zbyt wysoka temperatura austenitowania lub przedłużony czas powoduje wzrost ziarna austenitu, zwiększenie ilości austenitu szkieletowego i w konsekwencji obniżenie twardości po zahartowaniu. Ponadto stwarza niebezpieczeństwo nadtopienia ostrych krawędzi narzędzia. Zbyt niska temperatura austenitowania nie zapewnia prawidłowego rozpuszczania w glikach w osnowie, co powoduje mniejszą twardość stali po odpuszczeniu (rys. 11.2). Austenitowanie przeprowadza się zwykle w kąpielach solnych.



Rys. 11.1. Schemat obróbki cieplnej stali szybko tn cej gat. SW18

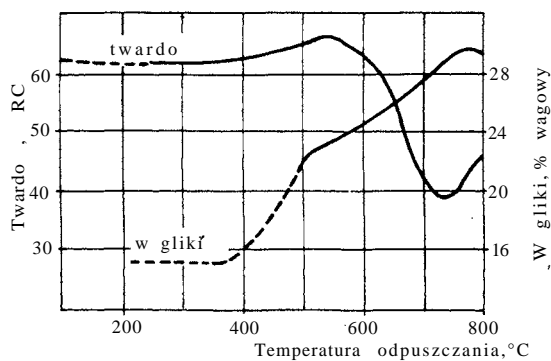


Rys. 11.2. Wpływ temperatury austenitizowania i temperatury odpuszczania na twardo ci stali szybko tn cej gat. SW18

Chłodzenie przy hartowaniu wi kszych narz dzi odbywa si w oleju, mniejszych - w strumieniu suchego spr onego powietrza. W strukturze stali szybko tn cych po hartowaniu wyst puje martenzyt stopowy (skrytoiglasty), austenit szcz tkowy, około 30%, oraz nierozpuszczone w gliku pierwotne (fot. 11.4). Tak znaczny udział austenitu szcz tkowego w stali zahartowanej nie daje pełnych efektów obróbki cieplnej. Dlatego niezb dne jest usuni cie austenitu szcz tkowego przez odpuszczanie, które ponadto wywołuje twardo wtórny i zmniejsza napr enia hartownicze.

Odpuszczanie przeprowadza si dwukrotnie, stosuj c temperatury 550 — 600°C i 520 — 570°C z chłodzeniem w powietrzu.

Podczas pierwszego odpuszczania z martenzytu najpierw wydzielaj si drobnodispersyjne w gliku, czemu towarzyszy nieznaczne obni enie twardo ci. Powy ej temperatury 400°C, wydzielaj ce si w gliku sprz one z osnow , co wywołuje wyst pienie twardo ci wtórnej, wi kszej od twardo ci po hartowaniu



Rys. 11.3. Wpływ temperatury odpuszczania na twardość i udział w glików w strukturze stali szybkoctnej gat. SW18

(rys. 11.3). Podczas chłodzenia narzędzi z temperatury odpuszczania następuje przemiana austenitu sztokowego, zubożonego w węgiel i pierwiastki stopowe, w martenzyt hartowania. Po pierwszym odpuszczaniu struktura stali zawiera więc martenzyt odpuszczony, martenzyt hartowania, węgiel pierwotny i drobnodispersyjny oraz pozostałości austenitu sztokowego (fot. 11.5). W celu usunięcia kruchości martenzytu hartowania i towarzyszących naprężeń hartowniczych konieczne jest powtórne odpuszczanie. Po drugim odpuszczaniu struktura stali szybkoctnej składa się z martenzytu odpuszczonego, węgla pierwotnego i drobnodispersyjnego oraz ładów austenitu sztokowego (fot. 11.6).

12. OBRÓBKA CIEPLNO-CHEMICZNA STALI

12.1. Zagadnienia ogólne obróbki cieplno-chemicznej

Obróbka cieplno-chemiczna jest zabiegiem cieplnym (lub połączeniem kilku zabiegów), mającym na celu uzyskanie w warstwie wierzchniej obrabianego materiału własności odmiennych od własności rdzenia. Osiąga się to przez zmianę składu chemicznego, a co za tym idzie struktury wspomnianej warstwy wierzchniej.

Zmianę składu chemicznego w metalach i ich stopach umożliwia dyfuzja (w drówek) atomów, zachodząca dzięki istnieniu różnic ich stężeń, obecności przestrzeni międzyatomowych (międzywęzłowych) oraz błędów ułożenia atomów w materiałach polikrystalicznych (wakansów, dyslokacji, jak również granic ziarn).

W procesach dyfuzyjnych wyróżnia się pojęcia dyfuzji atomowej i reakcyjnej (reaktywnej).

Dyfuzja atomowa zachodzi wówczas, gdy w temperaturze obróbki cieplno-chemicznej powstaje roztwór stały pierwiastka dyfundującego w materiale podłoża.

Mechanizm dyfuzji atomowej może obejmować ruch atomów przez wymiany w węzłach sieci krystalicznej i migrację wakansów. Atomy o małych rednicach mogą przemieszczać się w przestrzeniach międzywęzłowych.

O dyfuzji reakcyjnej (reaktywnej) mówimy wówczas, jeżeli w jej wyniku powstaje faza międzymetaliczna.

Przemieszczanie atomów jest rezultatem ruchów cieplnych atomów w sieci podłoża (procesu samodyfuzji) oraz atomów obcych (procesu heterodyfuzji). W procesie obróbki cieplno-chemicznej dominuje proces heterodyfuzji, którego szybkość stymulowana jest wielkością temperatury.

Do scharakteryzowania procesu dyfuzji pod względem ilościowym używa się wielkości zwanej współczynnikiem dyfuzji (D). Współczynnik ten w przypadku heterodyfuzji określa się równaniem Arrheniusa:

$$D = D_0 \cdot \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad [\text{cm}^2/\text{s}] \quad (12.1)$$

gdzie: D_0 - współczynnik zależny od sieci krystalicznej podłoża,

- Q - energia aktywacji,
 R - stała gazowa ($R = 8,314 \text{ [J/mol}\cdot\text{K]}$),
 - temperatura w skali bezwzględnej.

Do wyznaczenia stężenia (c) dyfundującego pierwiastka w odległości (x) od powierzchni w określonym czasie (t), gdy znany jest współczynnik (D) oraz rozkład stężenia tych atomów w chwili początkowej $t = 0$, służy prawo Ficka:

$$\frac{\partial c}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left[D \frac{\partial c}{\partial x} \right] \quad (12.2)$$

a w przypadku, gdy $D = \text{const}$

$$\frac{\partial c}{\partial t} = D \frac{\partial^2 c}{\partial x^2} \quad (12.3)$$

Pod względem matematycznym problem ten sprowadza się do rozwiązania równań różniczkowych (12.2) lub (12.3) względem $c(x,t)$,

gdzie: c - stężenie pierwiastka dyfundującego,

t - czas procesu dyfuzji,

$\frac{\partial c}{\partial x}$ - gradient stężenia pierwiastka dyfundującego.

W procesach obróbki cieplno-chemicznej muszą być spełnione następujące warunki:

- w ośrodku, w którym odbywa się obróbka cieplno-chemiczna, muszą powstać aktywne atomy (tzw. "in statu nascendi") jako produkt dysocjacji cieplnej, reakcji podwójnej wymiany lub redukcji,
- na powierzchni materiału poddanego obróbce cieplno-chemicznej powinno zachodzić zjawisko adsorpcji,
- atomy zaadsorbowane na powierzchni powinny migrować w głąb materiału pod wpływem istnienia mechanizmów dyfuzji.

Jeżeli któryś z tych warunków nie jest spełniony, wówczas nie ma możliwości przeprowadzenia obróbki cieplno-chemicznej. W chwili obecnej do podstawowych procesów obróbki cieplno-chemicznej należą nawalnianie i azotowanie stali.

12.2. Nawalnianie stali

Nawalnianie jest zabiegiem obróbki cieplno-chemicznej polegającym na wzbogaceniu w węgiel strefy powierzchniowej stali niskowęglowej. Proces prowadzi się w temperaturach $850\text{--}950^\circ\text{C}$ w zakresie istnienia austenitu.

Optymalna zawartość węgla w warstwie po nawglaniu powinna wahać się w granicach 0,8—1,0%. Grubość warstwy nawglonej, zależy nie od warunków pracy i wymiarów przedmiotu, przeważnie wynosi 0,5—1,5 mm, a w uzasadnionych przypadkach nawet do 2,5 mm.

Celem procesu nawglania uzupełnionego późniejszą obróbką cieplną (hartowaniem i niskim odpuszczaniem) jest uzyskanie twardej i odpornej na ścieranie powierzchni (55—62 HRC) z zachowaniem ciągliwości, o dostatecznej wytrzymałości mechanicznej.

Najczęściej nawglanie przeprowadza się w ośrodku stałym i gazowym. Ośrodek bezpośrednio nawglający jest w obu wypadkach gaz, z tym, że w pierwszym wypadku powstaje on z proszku otaczającego obrabiane przedmioty, w drugim zaś gaz doprowadza się do pieca z zewnątrz lub wytwarza z wprowadzonych do pieca ciekłych węglikowodorów.

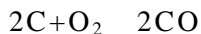
12.2.1. Nawglanie w ośrodku stałym (proszkach)

Podstawowym składnikiem proszków do nawglania jest węgiel drzewny w ilości 85—95%, i węglany: BaCO_3 , Na_2CO_3 lub CaCO_3 w ilościach 5—15%. Węgla mogą występować w proszku grupowo lub pojedynczo. Najbardziej uniwersalnym i prostym pod względem składu jest proszek zawierający 95% węgla drzewnego i 5% BaCO_3 . Proszek ten ma tę zaletę, że nie powoduje nadmiernego ścieplenia węgla w warstwie nawglonej. Przy jego użyciu uzyskuje się powierzchniowe około 1-procentowe ścieplenie węgla.

Proces nawglania w ośrodku stałym składa się z następujących czynności:

- ułożenie przedmiotów w skrzynkach z mieszaniną proszków,
- zamknięcie skrzynki pokrywą, jej uszczelnienie najczęściej gliną i wysuszenie,
- włożenie do pieca,
- wygrzewanie w temperaturze nawglania,
- chłodzenie skrzynek na powietrzu.

Podczas wygrzewania w temperaturze nawglania tlenek z zawartego w skrzynce powietrza reaguje z węglem drzewnym zgodnie z reakcją



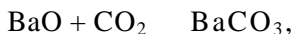
Wytwarzający się tlenek węgla przy zetknięciu z powierzchnią stali rozkłada się według reakcji



Powstały aktywny atomowo węgla (C_{at}) zostaje następnie zaadsorbowany na powierzchni stali i dyfunduje w jej warstwy powierzchniowe. Tlenek węgla wytwarza się także z reakcji węgla baru z węglem drzewnym



Wytworzony w tej reakcji tlenek baru reaguje z dwutlenkiem w gła powstałym przy rozkładzie tlenku w gła



co prowadzi do ponownego powstania w glanu baru. Wynika z tego, ilo BaCO_3 nie ulega zmianie w trakcie naw glania. Zmniejsza si natomiast zawarto w gła drzewnego w mieszaninie proszkowej. Powoduje to zmniejszenie wraz ze wzrostem czasu potencjału w głowego¹⁾ w trakcie naw glania.

Czas naw glania zale ny jest od rodzaju stali, u ytego proszku, a przede wszystkim od wymaganej grubo ci warstwy naw glonej.

Naw glanie w proszkach stosuje si w produkcji jednostkowej lub małosejryjnej wówczas, gdy elementom naw glonym, pó niej hartowanym i odpuszczonym, nie stawia si wysokich wymaga . Bardziej nowoczesnym procesem jest naw glanie w o rodku gazowym.

12.2.2. Naw glanie w o rodku gazowym

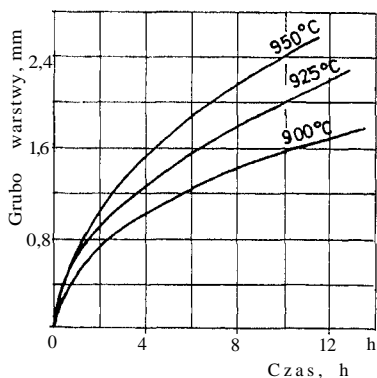
Podczas naw glania gazowego cz sto stosowanym o rodkiem naw glaj cym jest atmosfera endotermiczna (produkt rozkładu zwi zków chemicznych pod wpływem ciepła dostarczanego z zewn trz), która mo e by wytworzona przez konwersj w specjalnym generatorze z gazu ziemnego lub miejskiego, butanu b d te propanu. Stanowi ona atmosfer no n , zapewniaj c wymagane nadci nienie w piecu. Potencjał w głowy atmosfery endotermicznej ustala si odpowiednim dodatkiem gazu wzbogacaj cego. Gaz wzbogacaj cy jest tym samym gazem, z którego wytwarza si atmosfer endotermiczna (gaz ziemny lub propan) i jest dodawany w ilo ci zapewniaj cej okre lony potencjał w głowy podczas procesu naw glania. Najcz ciej dodatek gazu ziemnego wynosi 5—20%, natomiast propanu, 2—10%. Dla uzyskania st enia powierzchniowego w gła 0,7 — 0,85% stosuje si sam atmosfer bez wzbogacenia, reguluj c odpowiednio stosunek gazu do powietrza w generatorze. Jakkolwiek naw glanie w atmosferach endotermicznych wzbogaconych znajduje szerokie zastosowanie w przemy le, to jednak ostatnio obserwuje si du e zainteresowanie atmosferami naw glaj cymi z ciekłych zwi zków organicznych. Wytwarzanie atmosfer naw glaj cych z tych zwi zków polega na bezpo rednim wprowadzeniu ich do komory grzejnej pieca, gdzie w temperaturze naw glania rozpadaj si tworzc głównie metan (CH_4). Metan na powierzchni stali dysocjuje zgodnie z reakcj



wytwarzaj c w giel aktywny atomowo (C_{at}).

¹⁾ Potencjał w głowy - zawarto C_{at} w atmosferze naw glaj cej.

Obecnie z ciekłych zwi zków organicznych najwi ksze zastosowanie ma mieszanina metanolu z octanem etylu. Stosunek tych dwóch składników dobiera si w zale no ci od wymaganego potencjału w głowego atmosfery naw glaj cej.



Rys. 12.1. Zale no grubo ci warstwy naw glonej w stali 15 od temperatury i czasu naw glania

Naw glanie gazowe prowadzi si w temperaturach 880—950°C z tym, e najcz ciejszuje si temperatur 920°C. W temperaturach ni szych od 880°C uzyskuje si warstwy cie sze, co przy wyszych potencjalach w głowych (np. 1,1 % C) prowadzi do intensywnego wydzielania sadzy na powierzchni stali, która blokuje procesy dyfuzyjne. Zale no grubo ci warstwy naw glanej na stali 15 w funkcji temperatury i czasu naw glania gazowego przedstawiono na rysunku 12.1.

Pewien wpływ na czas naw glania ma rodzaj atmosfery naw glaj cej. Przy stosowaniu atmosfer z ciekłych zwi zków organicznych czasy naw glania s krótsze ni przy naw glaniu w atmosferach endotermicznych wzbogaconych.

Z do wiadczenia wynika, i potencjał w gla w atmosferach gazowych powinien by o 0,1% wy szy ni maksymalne st enie w gla w warstwie naw glonej.

Dodatki stopowe stali do naw glania, takie jak Ni i Si, wydłu aj czas niezbdny do wytworzenia okre lonej grubo ci warstwy naw glonej, natomiast Cr, Mn i Mo - skracaj . Jednak e praktycznie, przy stosunkowo małych ilo ciach tych pierwiastków w stalach do naw glania, wpływ ich na czas naw glania jest znikomy. Skrócenie czasu zabiegu mo liwe jest równie przez podniesienie temperatury naw glania nawet do 1050°C, co dwukrotnie powi ksza redni współczynnik dyfuzji w stosunku do konwencjonalnych temperatur obróbki. Proces ten nazwano naw glaniem wysokotemperaturowym.

Innym sposobem naw glania daj cym podobne rezultaty jest naw glanie przy obni onym ci nieniu. Temperatura procesu wynosi zwykle 1000—1050°C, ci nienie od 10 do 10⁴ Pa, a o rodkiem naw glaj cym odpowiednio dozowany czysty metan (CH₄). Podobnym rozwi zaniem jest naw glanie jonowe, prowadzone w atmosferze mieszaniny metanu, argonu i wodoru przy ci nieniu około 400 Pa. Elementy naw glane stanowi katod , a ciany komory pieca anod . Ró nica napi do 1000 V powoduje wytworzenie jonów dodatnich: C⁺ i CH₃⁺ o du ej energii, które uderzaj c w powierzchni wsadu oczyszczaj j , nagzewaj do temperatury 850—900°C i umo liwiaj szybsz dyfuzj jonów C w gł b stali.

12.3. Stale do naw glania

Do naw glania stosuje się zarówno stale konstrukcyjne w głowie wyżej jako cięgi i konstrukcyjne stopowe o zawartości węgla od 0,1 do 0,25%. Stale w głowie zawarte w PN-75/H-84019 to głównie stale 10, 15 i 25. Wśród czterech gatunków stali stopowych do naw glania (PN-89/H-84030/02) znajdują się stale z dodatkiem chromu (np. 15H), chromu i manganu (np. 16HG), chromu, manganu i tytanu (18HGT), chromu, manganu i molibdenu (np. 15HGM), chromu, manganu i niklu (np. 17HGN), chromu i niklu (np. 15HN) oraz chromu, niklu i molibdenu (np. 22HNM). Sumaryczna zawartość pierwiastków stopowych w tych stalach nie przekracza 3,0%.

Dobór stali na elementy naw glane powinien obejmować analizę skłonności danej stali do rozrostu ziarna oraz wpływ pierwiastków stopowych na hartowność rdzenia i warstwy naw glonej. Stale do naw glania, które nie zawierają pierwiastków w gliko- lub azototwórczych bądź te dodatku molibdenu, nie powinny być hartowane bezpośrednio z temperatury naw glania.

Typowymi przykładami dla których stosuje się naw glanie są:

- silnie obciążone koła z białej żelaznicy,
- wałki łożyskowe i z wieloklinami,
- sworznie tłokowe i kuliste,
- drążki i gryzy narzędzi do wiercenia geologicznych i górniczych,
- pierścienie i wałki łożysk wielkogabarytowych,
- części spiekane z proszków żelaza.

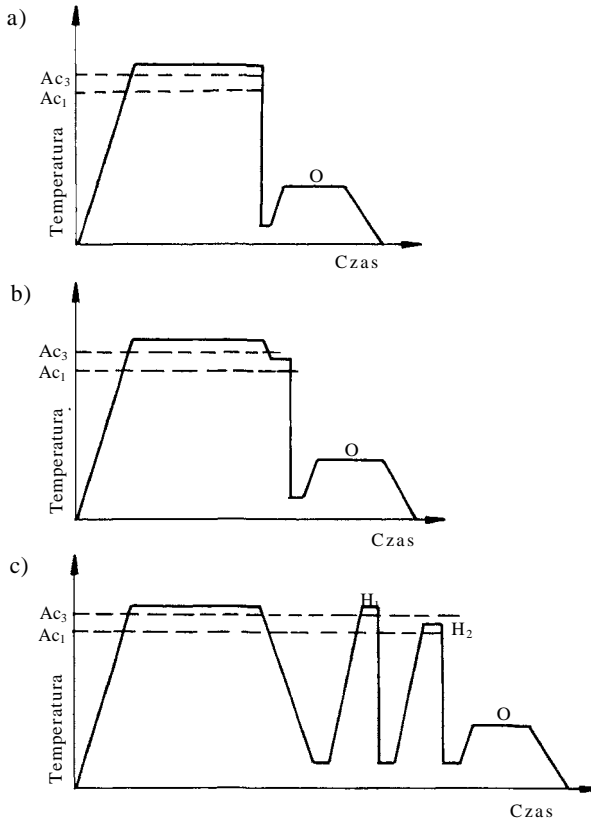
12.4. Obróbka cieplna stali po naw glaniu

Mikrostruktur warstwy wierzchniej stali po naw glaniu przedstawiono na fotografii 12.1. Składa się ona ze strefy nadeutektoidalnej (perlit + Fe_3C_{II}), eutektoidalnej (perlit) oraz podeutektoidalnej (perlit + ferryt) przechodzącej do struktury rdzenia.

Obróbka cieplna elementów naw glonych powinna zapewnić:

- dużą twardość powierzchni i optymalne własności mechaniczne rdzenia,
- rozdrobnienie ziarna, którego rozrost wywołało długotrwałe wygrzewanie podczas naw glania,
- usunięcie cementytu występującego w postaci siatki lub igieł w zbyt intensywnie naw glonej warstwie,
- usunięcie naprężeń hartowniczych.

Obróbka cieplna po naw glaniu obejmuje zawsze hartowanie i odpuszczanie niskie (150–200°C). Przykłady najczęściej stosowanych sposobów obróbki cieplnej stali po naw glaniu przedstawiono na rysunku 12.2.



Rys. 12.2. Schematy wybranych sposobów obróbki cieplnej stali po naw glaniu: a) - hartowanie bezpo rdnie, b) - hartowanie z podchładzaniem, c) - hartowanie dwukrotne, (N - naw glanie, - hartowanie, - podchładzanie, O - odpuszczanie niskie)

Hartowanie bezpo rdnie z temperatury naw glania (rys. 12.2a) stosuje si do stali stopowych (drobnoziarnistych), które w trakcie naw glania nie podlegaj rozrostowi ziarna i w efekcie hartowania na powierzchni uzyskuje si wysokow glowy martenzyt (do 58 HRC) bez obecno ci cementytu, ale ze znaczni ilo ci austenitu szcz tkowego. W rdzeniu elementów naw glonych (je eli hartowno stali jest du a, a przekrój mały) wyst puje martenzyt niskow glowy o twardo ci zale nej od zawarto ci w gla w danej stali przed procesem naw glania (fot. 12.2). Poniewa warstwa wierzchnia stali naw glonej i zahartowanej ró ni si znacznie pod wzgl dem składu chemicznego i wła ciwo ci od rdzenia, wyst puj zatem napr enia strukturalne, które usuwa si przez niskie odpuszczanie w temperaturze 150 — 200°C i czasie 1,0 — 2,5 godziny.

Hartowanie z podchładzaniem (rys. 12.2b) umożliwia zmniejszenie ilości austenitu sztokowego w warstwie nawłonej i zahartowanej oraz wzrost jej twardości (do 60 HRC). Fakt ten należy wiązać z procesem wydzielania się w glików z wysokowęgłego austenitu w czasie podchładzania. W wyniku tej obróbki w strefie przypowierzchniowej uzyskuje się strukturę wysokowęgłego martenzytu z wtrąceniami cementytu, w rdzeniu, podobnie jak w poprzednim sposobie - martenzyt niskowęglowy. Należy nadmienić, i omówione wyżej sposoby obróbki cieplnej po nawłaniu powinno się stosować w odniesieniu do drobnoziarnistych stali stopowych.

Obróbki cieplne stosowane do nawłonych stali konwencjonalnych (węgłych i stopowych skłonnych do gruboziarnistości) jest podwójne hartowanie i niskie odpuszczanie (rys. 12.2c).

Hartowanie I pozwala na uzyskanie drobnoiglastego martenzytu niskowęglowego w rdzeniu oraz usunięcie siatki cementytu w strefie nawłonej przez wytworzenie w niej struktury gruboiglastego martenzytu wysokowęglowego o znacznej ilości austenitu sztokowego. Hartowanie II stosuje się w celu nadania warstwie wierzchniej dużej twardości (ok. 60 HRC) w rezultacie powstania w niej drobnoiglastego lub bezpostaciowego martenzytu z wydzieleniami ziarnistego cementytu. Rdzeń, dla którego przyjęta temperatura jest zbyt niska, nie ulega pełnemu zahartowaniu i w zależności od gatunku stali i wielkości przekroju uzyskuje strukturę złożoną z ferrytu i perlitu drobnego lub martenzytu i ferrytu. Niskie odpuszczanie w temperaturze 150—200°C i czasie 1,0—2,5 godziny ma na celu usunięcie naprężeń hartowniczych, wywołanych dyfuzją węgla do stali i dwukrotnym hartowaniem.

12.5. Azotowanie stali

Azotowanie jest procesem obróbki cieplno-chemicznej polegającym na nasyceniu azotem powierzchniowej warstwy stali lub eliw w temperaturach niższych od A_1 .

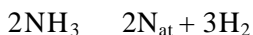
Celem azotowania jest uzyskanie bardzo twardej i odpornej na zużycie cieńszej warstwy wierzchniej elementów obrabianych przy zachowaniu wysokich własności mechanicznych rdzenia. Proces taki nazywa się **azotowaniem utwardzającym**.

W procesie azotowania można również poprawić odporność stali i eliw na działanie środowiska korozyjnego i wówczas taki proces nazywa się **azotowaniem antykorozyjnym**.

Azotowanie można prowadzić sposobem konwencjonalnym lub jonowym.

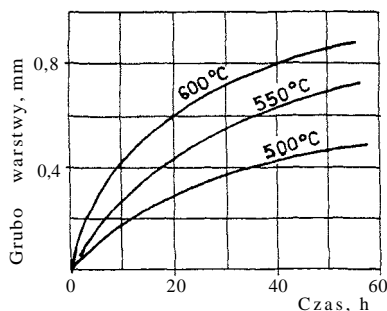
12.5.1. Azotowanie konwencjonalne

W sposobie konwencjonalnym, nasycenie azotem elaza i jego stopów zachodzi w wyniku dyfuzji azotu w stanie atomowym (N_{at}) w głąb elementu azotowanego. Niezbędny do wytworzenia warstwy dyfuzyjnej azot uzyskuje się z reakcji dysocjacji amoniaku



Reakcja ta zachodzi w temperaturze azotowania przy katalitycznym oddziaływaniu powierzchni stopów elaza.

Najczęściej proces azotowania konwencjonalnego prowadzi się w taki sposób, aby stopień dysocjacji amoniaku wynosił 20—45%. Ponieważ stopień dysocjacji zależy od temperatury azotowania, dlatego też przy ciśnieniu atmosferycznym waha się ona w przedziale 480 — 600°C.



Rys. 12.3. Zależność grubości warstwy od temperatury i czasu azotowania

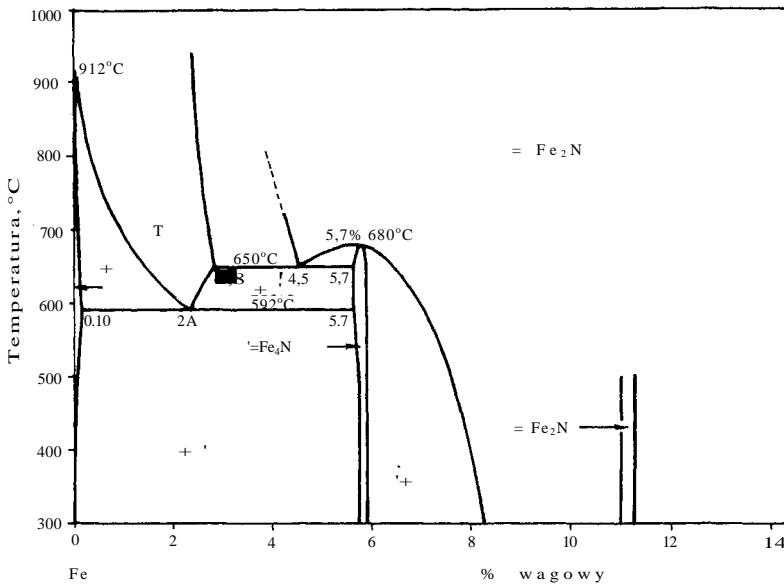
Azot atomowy (N_{at}) szybko łączy się w cząsteczkę N_2 . Stąd podczas procesu azotowania konieczne jest ciągłe dostarczanie wieńcego amoniaku. Parametrami charakterystycznymi w tym procesie są: temperatura i czas wygrzewania oraz stopień dysocjacji amoniaku.

Grubość warstwy azotowanej zależy głównie od temperatury i czasu azotowania (rys. 12.3). Pomocnym przy określaniu struktury warstwy azotowanej stopów elaza może być wykres elazo - azot (rys. 12.4).

Jak wynika z wykresu, azot z elazem może tworzyć następujące fazy:

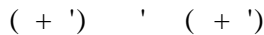
- faza (nitroferyt - roztwór stały azotu w elazie),
- faza ' (azotek typu Fe_4N),
- faza (azotek typu Fe_2N).

Przy azotowaniu w temperaturach poniżej 590°C początkowo tworzy się faza . Po osiągnięciu granicznej zawartości azotu w tej fazie tworzy się faza ' a następnie faza . Budowa warstwy od powierzchni w kierunku rdzenia można zapisać schematycznie



Rys. 12.4. Wykres równowagi elazo—azot

Po ochłodzeniu do temperatury otoczenia, w związku ze zmianą rozpuszczalności azotu w fazach δ i γ , wydzieliła się faza ϵ .



Przy azotowaniu w temperaturach 590—650°C warstwa składa się z następujących faz

,

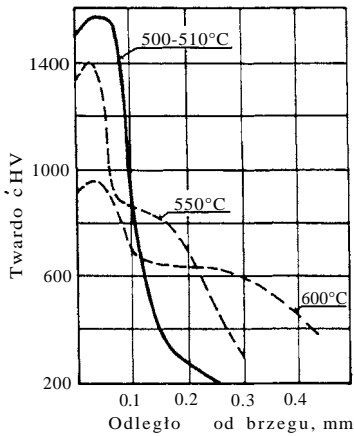
a po wolnym chłodzeniu do temperatury otoczenia



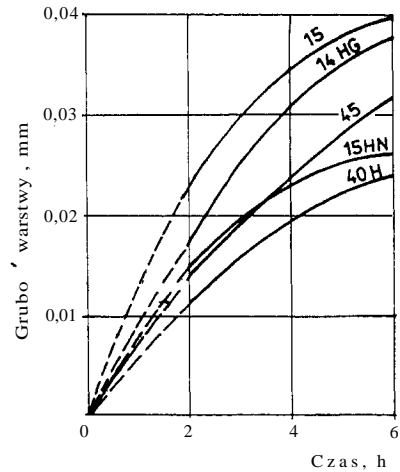
eutektoid Ed

Podobnie, jak w temperaturach poniżej 580°C, z fazy δ i γ wydzieliła się faza ϵ , za faza δ przemienia się w mieszaninę eutektydalną $(\delta + \epsilon) = \text{Ed}$ zwaną braunitem.

Strefa fazy δ ma niską twardość oraz małą odporność na ścieranie. Jednak z racji znacznej (8,1 — 11,0%) zawartości azotu wykazuje dużą odporność na korozję. Strefa fazy ϵ charakteryzuje się wysoką twardością i odpornością na ścieranie przy mniejszej odporności na korozję niż faza δ . Możliwość uzyskania danej fazy na powierzchni stali i eliw zależy w głównej mierze od składu ośrodka azotującego, temperatury oraz czasu.



Rys. 12.5. Rozkład twardości w warstwie azotowanej stali 38HMJ w zależności od temperatury procesu



Rys. 12.6. Wpływ czasu azotowania antykorozyjnego na grubość warstwy typu Fe_2N w stalach w głowach i stopowych

Azotowanie konwencjonalne dzieli się na utwardzające i antykorozyjne.

Azotowanie utwardzające (nazywane często długookresowym) przeprowadza się w temperaturze 480 — 560°C w czasie od kilkunastu do kilkudziesięciu godzin. Stopień dysocjacji amoniaku 20 — 60%. Grubość warstwy wynosi od 0,2 — 0,8 mm w zależności od temperatury i czasu. Twardość stali w głowach po azotowaniu utwardzającym nie przekracza 1100 HV i wiąże się z wytworzeniem na powierzchni fazy γ' (Fe_4N). W stalach stopowych zawierających Cr, Al i Mo osiąga twardość większą, rzędu 1550 HV na skutek wytworzenia azotków tych pierwiastków o dużym stopniu dyspersji. Przykładowy rozkład twardości w warstwie azotowanej w zależności od temperatury procesu podano na rysunku 12.5.

Azotowanie wykonuje się w piecach ze szczelną retortą o naturalnej lub wymuszonej cyrkulacji atmosfery. Przedmioty do azotowania powinny być starannie oczyszczone i odtłuszczone. Powierzchnie, które nie podlegają azotowaniu, zabezpiecza się najczęściej przez miedziowanie chemiczne lub elektrolityczne.

Azotowanie antykorozyjne (krótkookresowe) prowadzi się w temperaturze 600 — 800°C w czasie dużo krótszym od poprzedniego, bowiem 1 — 6 godzin. Grubość warstwy wynosi od 0,005 — 0,03 mm. Przy azotowaniu antykorozyjnym stali stopowych zawierających pierwiastki azototwórcze grubość warstwy może wynosić do 0,3 mm. Azotowanie antykorozyjne przeprowadza się w urządzeniach analogicznych jak utwardzające, po starannym oczyszczeniu i odtłuszczeniu powierzchni.

Czas procesu dobiera się w zależności od wymaganej grubości warstwy azotku typu $\gamma = \text{Fe}_2\text{N}$. Zależy tak dla temperatury 580°C podczas azotowania krótkookresowego stali w głównych i stopowych przedstawiono na rysunku 12.6.

12.5.2. Azotowanie jonowe

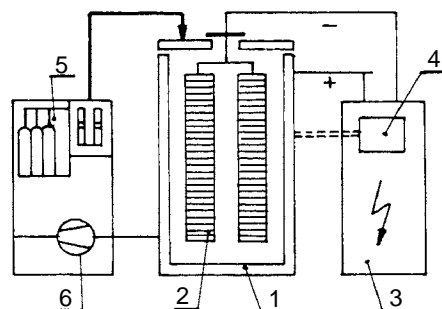
Proces azotowania jonowego przeprowadza się w specjalnym urządzeniu (rys. 12.7) wyposażonym w komorę roboczą, w której przy napięciu $400\text{--}1000\text{ V}$ (prąd stały) i ciśnieniu $(0,1\div 10) \cdot 133,3\text{ Pa}$ wprowadzony do komory amoniak, azot z wodorem lub czysty azot ulega jonizacji w bezpośrednim sąsiedztwie elementu obrabianego. Przedmiot obrabiany stanowi katodę, natomiast obudowa komory roboczej anodę.

W strefie jonizacji występuje efekt wycienienia, a przyspieszone w polu elektrycznym dodatnie jony azotu implantują w powierzchni, powodując nagrzewanie elementu obrabianego oraz dyfundują w głąb, tworząc warstwę azotowania. Na powierzchni przedmiotów azotowanych jonowo występuje efekt rozpylenia katodowego, który umożliwia oczyszczenie i uaktywnienie powierzchni przed procesem dyfuzyjnym.

Azotowanie jonowe umożliwia nasycenie stopów żelaza azotem w temperaturach $300\text{--}600^\circ\text{C}$ i czasie $0,5\text{--}30$ godzin. Umoliwia ono także

wytworzenie jednofazowych warstw dyfuzyjnych złożonych z azotku γ' lub ϵ . Warstwy składające się z fazy γ' uzyskuje się w atmosferach nie zawierających związków węgla, a grubość ich jest mała, gdy dochodzi do $0,008\text{ mm}$. Twardość warstw złożonych z azotku γ' waha się w granicach $1200\text{--}1400\text{ HV}$. Warstwy typu ϵ wytwarza się przy dodatku do atmosfery ok. $0,5\%$ atomowych węgla. Przewodność ich wynosi $1300\text{--}1500\text{ HV}$, przy niewielkiej kruchości.

Azotowanie jonowe w odniesieniu do azotowania gazowego konwencjonalnego skraca czas azotowania, pozwala na uzyskanie równomiernej grubości warstwy niezależnie od kształtu i wielkości przedmiotów, a także w głąb bocznych i lepnych otworach.

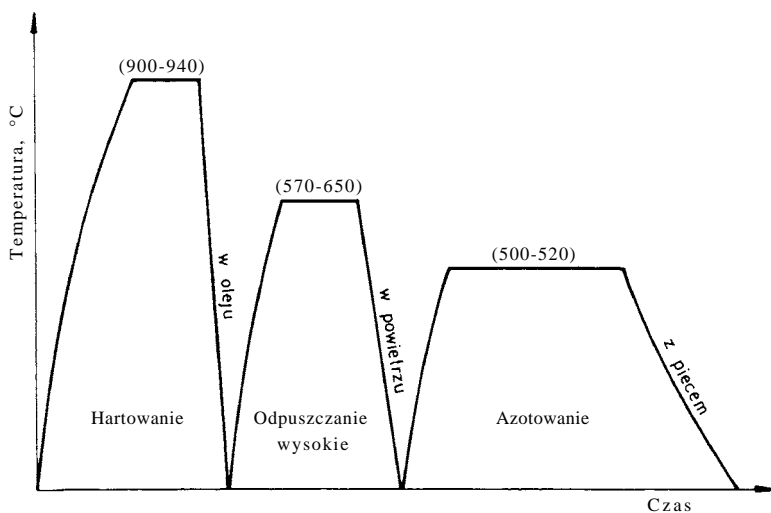


Rys. 12.7. Schemat urządzenia do azotowania jonowego; 1 - komora próżniowa, 2 - wsad (katoda), 3 - zasilacz elektryczny, 4 - regulator temperatury, 5 - mieszalnik gazu, 6 - pompa próżniowa

12.6. Stale do azotowania

Polska norma PN-89/H-84030/03 zawiera trzy stale przeznaczone do azotowania (38HMJ, 33H3MF i 25H3M). Zawartość węgla w tych stalach w zależności od gatunku waha się w granicach od 0,20 do 0,42%, chromu od 1,35 do 3,50%, molibdenu od 0,15 do 0,55%, aluminium od 0,70 do 1,10% i wanadu od 0,20 do 0,30%). Głównym zastosowaniem stali do azotowania jest silniki spalinowe: wały korbowe, korbowody, sworznie tłokowe, koła zębata, tuleje cylindrowe, krzywki rozrządu, silniki pomp paliwowych silników Diesla i inne.

Stale wykonane z wyżej wymienionych stali przed azotowaniem poddaje się ulepszeniu cieplnemu. Temperatura azotowania jest zawsze niższa od temperatury odpuszczania stosowanego podczas ulepszenia cieplnego (rys. 12.8). Przykład mikrostruktury stali 38HMJ po azotowaniu utwardzającym przedstawiono na fotografii 12.3.



Rys. 12.8. Schemat obróbki cieplnej stali 38HMJ przeznaczonej do azotowania

Należy podkreślić, że po procesie azotowania nie stosuje się żadnej innej obróbki cieplnej. W wielu wypadkach obróbką końcową elementów poddanych azotowaniu jest natomiast ich polerowanie lub docieranie.

13. STOPY MIEDZI

Stopy miedzi s to stopy, w których metalem podstawowym jest mied . Wyj tkiem od tej zasady s stopy miedzi ze srebrem i złotem, które uwa a si za stopy srebra lub złota, je eli zawarto tych metali jest co najmniej równa 10%.

W niniejszym rozdziale zostan omówione stopy miedzi o najwi kszym znaczeniu technicznym - **mosi dze i br zy**.

W zale no ci od liczby składników (dodatków stopowych) wyró nia si mosi dze i br zy **dwuskładnikowe** i **wieloskładnikowe**, a w zale no ci od przeznaczenia - stopy **odlewnicze** i **do przeróbki plastycznej**.

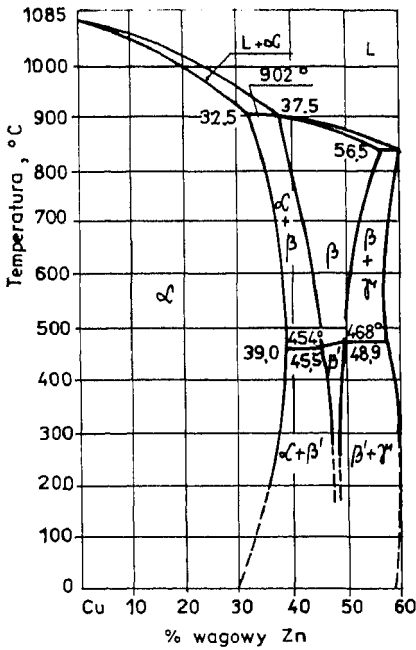
13.1. Mosi dze

Mosi dze s to stopy miedzi, w których głównym dodatkiem stopowym (pierwiastkiem wyst puj cym w najwi kszej ilo ci poza miedzi) jest **cynk**, a jego zawarto jest wi ksza ni 2%. Zawarto innych dodatków stopowych jest niewielka, przy czym nazwy mosi dzów zawieraj cych je uwzgl dniaj ten fakt, np. mosi dz aluminiowo-manganowo- elazowy.

13.1.1. Układ równowagi fazowej mied -cynk

Fragment wykresu układu równowagi mied -cynk przedstawiono na rys. 13.1. W stanie stałym mied tworzy z cynkiem kilka faz, z których jedynie dwie maj znaczenie techniczne:

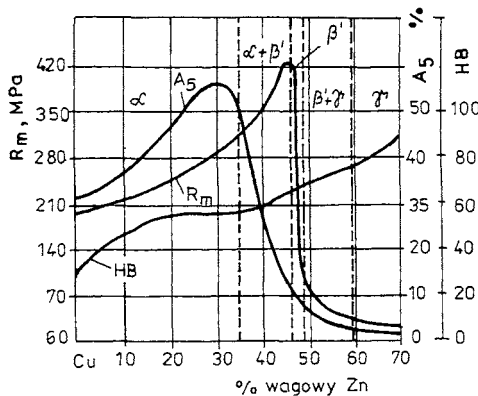
- roztwór stały cynku w miedzi, krystalizuj cy w układzie A1, tym samym co mied ,
- roztwór stały na bazie fazy mi dzymetalicznej CuZn, krystalizuj cy w sieci A2. W wysokich temperaturach faza posiada nieuporz dkowane, przypadkowe rozmieszczenie atomów w sieci krystalicznej. Podczas ochładzania, w temperaturach 454—468°C, sie przestrzenna ulega uporz dkowaniu tworzc nadstruktur , oznaczon na wykresie jako '.



Rys. 13.1. Fragment wykresu układu równowagi fazowej Cu-Zn

Stopy jednofazowe α , skłonne do gruboziarnistości, po odlaniu i szybkim chłodzeniu mają budowę dendrytyczną (fot. 13.1). Wolno chłodzone lub wyarszone ujednorodniają co uzyskują strukturę jednorodnego roztworu α (fot. 13.2); po przeróbce plastycznej i rekrytalizacji - budowę komórek z utworami bliźniaczymi (fot. 13.3). Stopy dwufazowe $\alpha + \beta$ odlane posiadają budowę niebudowlaną (fot. 13.4). Po przeróbce plastycznej na gorąco uzyskują regularną komórkową strukturę (fot. 13.5)¹⁾.

Stopy miedzi z cynkiem, w miarę wzrostu zawartości cynku, zmieniają nie tylko strukturę, ale i właściwości (rys. 13.2). Najwłaściwie plastycznie ma stop jednofazowy α o zawartości 30–32% Zn. Po przekroczeniu granicy obszaru jednofazowego wydłuzenie zmniejsza się. Wytrzymałość natomiast osiąga maksimum przy za-



Rys. 13.2. Właściwości mechaniczne stopów układu Cu-Zn

¹⁾ Struktura stopów miedzi z cynkiem ulega zmianie przy obecności innych składników stopowych. Składniki rozpuszczające się w roztworach α i β zmieniają zakresy ich występowania. Po przekroczeniu granicznej rozpuszczalności dodatki stopowe wydzielają się w postaci odrębnych faz.

wartości ok. 45% Zn, po czym gwałtownie maleje. Ze względu na minimalną plastyczność i wytrzymałość fazy β' , techniczne znaczenie jako materiały konstrukcyjne mają tylko stopy do zawartości ok. 44% Zn.

13.1.2. Zasady tworzenia znaków i cech mosi dżów

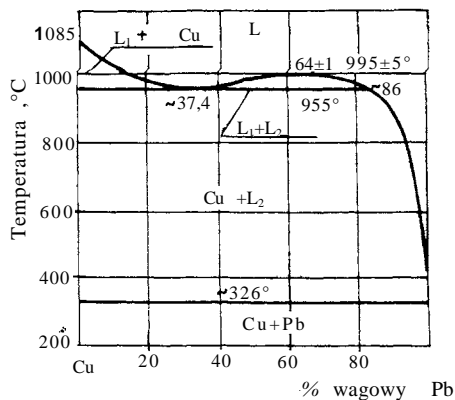
Znak mosi dżów formuje się w ten sposób, że na początku stawia się symbol chemiczny metalu podstawowego Cu, po nim umieszcza się symbol metalu będącego głównym dodatkiem stopowym Zn, ale już z liczbą wskazującą procentową jego zawartość w stopie, wyrażoną w liczbach całkowitych. Dalej, w kolejności zmniejszających się zawartości procentowych, podaje się pozostałe dodatki stopowe. Gdy zawartość składnika dodatkowego nie przekracza 1%, to wówczas cyfrę opuszcza się. Przykładowo, znak CuZn40Mn3Fe opisuje mosi dż manganowo-elazowy, w którym zawartość cynku wynosi ok. 40%, manganu ok. 3%, i elaza ok. 1%.

Oprócz znaku, który jest czysto do długi, stosuje się jeszcze znacznie krótsze cechy. Miedź oznaczona jest literą M, która stoi na pierwszym miejscu. Drugie miejsce zajmuje litera odpowiadająca dodatkowi stopowemu występującemu w największej ilości (główny składnik stopowy - cynk nie wchodzi do cechy). W podanym wyżej przykładzie będzie to również litera M, oznaczająca mangan. Po tych dwóch literach stawia się liczbę odpowiadającą procentowej zawartości miedzi, a więc 55. Cech w podanym przykładzie będzie zatem MM55.

13.1.3. Mosi dze odlewnicze

PN-91/H-87026 obejmuje dziewięć gatunków mosi dżów odlewniczych wytwarzanych w Polsce. Wszystkie są stopami **wieloskładnikowymi**. Tablica 13.1 podaje skład chemiczny pięciu z nich, sposób ich odlewania, właściwości i przykłady zastosowania.

W stopach tych ołów i krzem poprawiają lejność, natomiast aluminium, mangan i elazo podwyższają właściwości wytrzymałościowe. Ołów, poza lejnością, poprawia jeszcze skrawalność. Nie rozpuszczają się w miedzi (rys. 13.3), a tym samym występują



Rys. 13.3. Wykres układu równowagi fazowej

Tablica 131

Wybrane gatunki odlewanych stopów miedzi (mosi dzów), wg PN-91/H-87026

Nazwa gatunku	Znak/cecha	Składniki stopowe [%]			Sposób odlewania ¹⁾	Właściwości mechaniczne			Właściwości technologiczne Zastosowanie	
		Cu	Inne	Zn		R _m min [MPa]	A ₅ min [%]	HBmin		
Mosi dz manganowo-elazowy	CuZn40MnFe/ MM55	53,0÷58,0	Mn 3,0÷4,0 Fe 0,5÷1,5		Reszta	l _p l _k l _c	450 500 400	15 10 10	90 100 100	lejno dostateczna; odporny na cieranie, rednioodporny na korozj oraz kawitacj i podwyższone temperatury do 250°C; stosowany na nieskomplikowane i du e odlewy, cz ci maszyn i pojazdów, okr tów i silników; rudy okr towe
Mosi dz aluminiowo-manganowo-elazowy	CuZn38Al2Mn1Fe/ MA58	56,0÷60,0	Al 1,5÷2,5 Mn 1,0÷2,0 Fe 0,5÷1,5			l _p l _k l _g	400 480 480	12 15 18	90 100 100	lejno i skrawalno bardzo dobra; odporny na cieranie; dobrze skrawalny, odporny na korozj i obci enia statyczne; stosowany na cz ci maszyn i silników obci one statyczne, stosowane w przemy le komunikacyjnym, lotniczym i okr towym
Mosi dz ołowiowy	CuZn38Pb2/ MO50	56,0÷62,0	Pb 1,0-3,0			l _p l _k	250 280	10 12	70 75	lejno i skrawalno bardzo dobra; odporny na niewielkie obci enia dynamiczne i cieranie; stosowany na armatur hydrauliczn , gazow , budowlan —zwykł i ci nieniow do 3MPa, obudowy cz ci maszyn, koszycki ło ysk tocznych
Mosi dz manganowo-elazowo-cynowy	CuZn37Mn4Fe1Sn1/ MMS4	54,5-57,0	Mn 3,0-4,0 Sn 0,6-1,5 Fe 0,7-1,6			l _p l _k	300 400	12 15	80 90	odporny na cieranie, rednio odporny na korozj ; lejno dostateczna; stosowany na cz ci walcarek, tuleje, nakr tki i inne cz ci maszyn pracuj cych przy maksymalnym obci eniu 2000 MPa
Mosi dz krzemowy	CuZn16Si3,5/MK80	79,0÷81,0	Si 2,5-4,5			l _p l _k	300 400	15 15	90 100	lejno i skrawalno dobra; spawalny, odporny na korozj wody morskiej, cieranie, temperatur do 100°C; armatura i osprz t oraz cz ci stosowane w przemy le komunikacyjnym, maszynowym, okr towym i chemicznym

¹⁾ l_p - w formach piaskowych; l_k - w formach metalowych; l_c - od rodkowo; l_g - metod ci gł lub półci gł

Wybrane gatunki stopów miedzi z cynkiem (mosi dzów) do przeróbki plastycznej, wg PN-92/H-87025

Grupa gatunków	Gatunek Znak/cecha	Skład chemiczny [%]			Orientacyjne właściwości	Główne zastosowanie
		Cu	Inne	Zn		
stopy miedzi z cynkiem	CuZn10/M90	89,0-91,0			łatwo poddajcy się przeróbce plastycznej na zimno, odporny na korozję naprężeniową, nadający się do emaliowania, dobry do lutowania	elementy wykonywane różnymi metodami przeróbki plastycznej, szczególnie przez głbokotłoczenie
	CuZn30/M70	69,0-71,0	-		łatwo poddajcy się przeróbce plastycznej na zimno, dobry do lutowania	taśmy do produkcji chłodziw, elementy wykonywane różnymi metodami przeróbki plastycznej, w tym przez głbokotłoczenie
	CuZn40/M70	59,5-61,0	-		nadający się do przeróbki plastycznej na zimno i do lutowania	elementy wykonywane różnymi metodami przeróbki plastycznej
stopy miedzi z cynkiem i ołowiem	CuZn36Pb3/M061	60,0-62,0	Pb 2,5-3,5	Reszta	bardzo dobrze skrawalny, nadający się do przeróbki plastycznej na zimno w ograniczonym zakresie	elementy wykonywane różnymi metodami skrawania, w tym na automatach
	CuZn40Pb2/M058B	57,0-59,0	Pb 1,5-2,5		bardzo dobrze skrawalny (stop automatowy)	elementy wykonywane różnymi metodami skrawania, szczególnie na automatach
stopy miedzi z cynkiem i innymi dodatkami stopowymi z wyłączeniem ołowiu	CuZn28Sn1/MC70	70,0-72,5	Sn 0,9-1,3		bardzo odporny na korozję	rury na wymienniki ciepła
	CuZn39Al1Fe1Mn1/MA58	56,0-61,0	Al 0,2-1,5 Mn 0,2-2,0 Fe 0,2-1,5		odporny na korozję	elementy aparatury, elementy lizgowe
	CuZn40Mn1,5/MM58	57,0-59,0	Mn 1,0-2,0		odporny na korozję atmosferyczną, dobry do lutowania	elementy aparatury, architektura
	CuZn31Si1/MK68	66,0-70,0	Si 0,7-1,3		dobre właściwości lizgowe	elementy lizgowe

puj c w postaci odr bnej fazy, przyczynia si on do tworzenia kruchego wióra, łatwo odpadaj cego od skrawaj cego narz dzia. Aluminium, krzem, mangan i cyna przyczyniaj si do wzrostu odporno ci mosi dzów na korozj , a krzem równie do wzrostu odporno ci na cieranie.

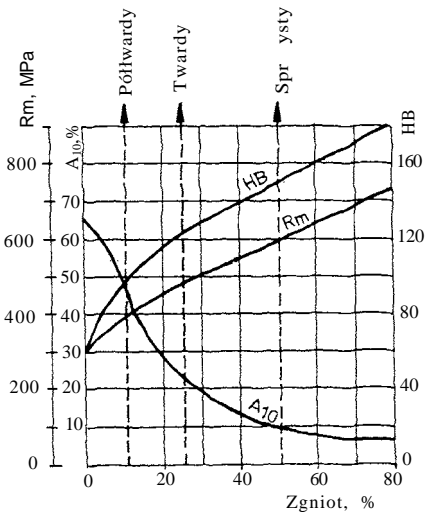
Zawarto cynku i dodatków stopowych w mosi dzach odlewniczych jest tak dobrana, e posiadaj one zwykle struktur + ', cz sto z wydzieleniami faz zawieraj cymi dodatki stopowe (fot. 13.6). W tym zakresie składow wla ciwo ci wytrzymało ciowe mosi dzów s najwi ksze, a ponadto stopy maj najlepsze wla ciwo ci odlewnicze wobec bliskiego poó enia linii likwidus i solidus.

Wla ciwo ci mechaniczne mosi dzów zale od sposobu lania. Ich warto ci liczbowe podane w normie s warto ciami minimalnymi, tzn. e warto ci wy sze uzyskane w czasie prób s po dane i oczekiwane.

13.1.4. Mosi dze do przeróbki plastycznej

Mosi dze s jednymi z najlepszych i najbardziej rozpowszechnionych w przemy le materiałów do przeróbki plastycznej.

W tablicy 13.2 podano skład chemiczny, orientacyjne wla ciwo ci i przykłady zastosowania niektórych stopów miedzi z cynkiem, wybranych spo ród dwudziestu czterech stopów, zamieszczonych w PN-92/H-87025. Jak wynika



Rys. 13.4. Wla ciwo ci, mechaniczne mosi dzu CuZn37 w zale no ci od stopnia zgniotu na zimno

z tej tablicy, wyró nia si stopy **miedzi cynkiem**, stopy **miedzi z cynkiem z dodatkiem ołowiu** oraz stopy **miedzi z cynkiem i innymi dodatkami stopowymi z wył czeniem ołowiu**. Znaczenie dodatków stopowych jest tu analogiczne jak w stopach odlewniczych.

W stosunku do mosi dzów odlewniczych, w mosi dzach przerabianych plastycznie zawarto cynku i innych dodatków stopowych jest zwykle mniejsza, taka aby materiał posiadał struktur o wysokich wla ciwo ciach plastycznych:

(fot 13.1 - 13.2) lub z pewn ilo ci fazy ' (fot. 13.5). Mog tu te wyst powa , w niewielkiej ilo ci, wydzielenia bogate w pozostałe składniki stopowe.

Stopy miedzi z cynkiem łatwo poddają się przeróbce plastycznej na zimno. Zdolność ogranicza dodatek ołowiu w stopach o wyższej zawartości cynku, np. w stopie CuZn40Pb2. Podczas przeróbki plastycznej na zimno mosi dze ulegają znacznemu umocnieniu. Dla przykładu, na rys. 13.4 przedstawiono właściwości mechaniczne mosi dzu CuZn37 w zależności od stopnia zgniotu. Na osi odciętych, oprócz stopnia zgniotu, podano jeszcze handlowe nazwy stanu utwardzenia: półtwardy, twardy i sprężysty.

Stopy miedzi z cynkiem do przeróbki plastycznej są dostarczane w postaci prętów, kształtowników, drutów, blach, rur i ta m.

13.2. Brzozy

Brzozy to stopy miedzi, w których głównym dodatkiem stopowym nie jest cynk lub nikiel. Zawartość głównego dodatku jest zwykle większa niż 2%. W zależności od jego nazwy wyróżnia się brzozy **cynowe, aluminiowe, krzemowe, berylowe, manganowe** i inne. Nazwy są bardziej złożone, gdy brzozy są stopami wieloskładnikowymi, np. brzozy cynowo-cynkowe.

13.2.1. Układy równowagi fazowej

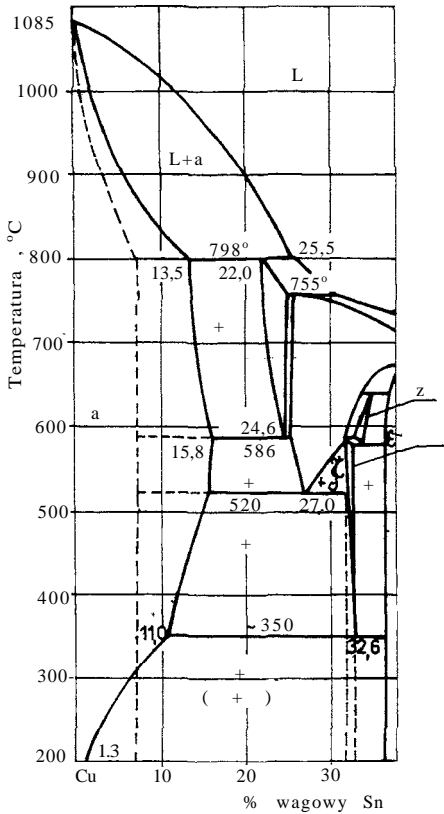
W rozdziale tym przedstawione są dwuskładnikowe układy równowagi fazowej miedź - główny składnik stopowy, ilustrujące struktury najszerzej stosowanych brzozy - cynowych i aluminiowych¹⁾.

13.2.1.1. Układ miedź-cyna

Miedź tworzy z cyną złożony układ równowagi (rys. 13.5). Praktyczne zastosowanie mają stopy do zawartości ok. 20% Sn. Przy tych stężeniach miedź i cyna tworzą następujące fazy stałe:

- roztwór stały cyny w miedzi o strukturze krystalicznej miedzi Al, o zmiennej rozpuszczalności w stanie stałym. W warunkach technicznych uzyskuje się znaczne zawężenie obszaru występowania fazy α, jak to przedstawiono przerywaną linią na wykresie. Uzyskanie struktury równowagi wymaga bardzo powolnego chłodzenia;
- roztwór stały na bazie fazy międzymetalicznej Cu₅Sn₆ o strukturze A2, ulegający przemianom eutektoidalnym na mieszaninę (α + β);
- roztwór stały, różniący się od fazy α tylko sposobem rozmieszczenia atomów w sieci. Ulega on przemianom eutektoidalnym, dając mieszaninę (α + β);

¹⁾ Struktury brzozy dwuskładnikowych ulegają zmianie pod wpływem dodatkowych składników stopowych w wyniku przesunięcia zakresów występowania poszczególnych faz oraz tworzenia nowych faz wzbogaconych w te dodatki.



Rys. 13.5. Fragment wykresu układu równowagi fazowej Cu-Sn. Lini przerwany zaznaczono przemiany fazowe zachodzące w technicznych warunkach chłodzenia

np. 5% Sn (rys. 13.6). Gdy temperatura ciekłego roztworu cyny w miedzi osiągnie wartość t_1 , wydziela się pierwsze kryształy składające się z 1. Podczas obniżania temperatury faza α zmienia swój skład wzdłuż linii solidus od 1 do 5% Sn. Jednocześnie ciecz zmienia swój skład wzdłuż linii likwidus od 5% Sn do 2. W wypadku omawianego stopu zawartość Sn we wnętrzu pierwszych ziarn i w warstwie zewnętrznej ostatnich skrzepniętych ziarn teoretycznie waha się od 1 do 2. W rzeczywistych warunkach krystalizacji tak dużej segregacji nie obserwuje się. Rosnące ziarna „pływają” w cieczy i składnik więcej topliwy (Cu) dyfunduje z ziarn do cieczy, a składnik mniej topliwy (Sn) - z cieczy do ziarn. Dyfuzja zachodzi również w samych ziarnach, w trakcie ich wzrostu

- roztwór stały na bazie fazy międzymetalicznej $Cu_{31}Sn_8$ o złożonej strukturze układu regularnego, ulegający przemianom eutektoidalnej na mieszaninę faz (+). Ta ostatnia przemiana praktycznie nie zachodzi, faza jest trwała do temperatury otoczenia.

W technicznych warunkach struktura stopów miedzi z cyną w temperaturze otoczenia jest więc nierównowagowa: do około 8% Sn stopy są jednofazowe (fot. 13.7), a powyżej tej zawartości mają budowę składającą się z fazy i eutektoidu (+) (fot. 13.8).

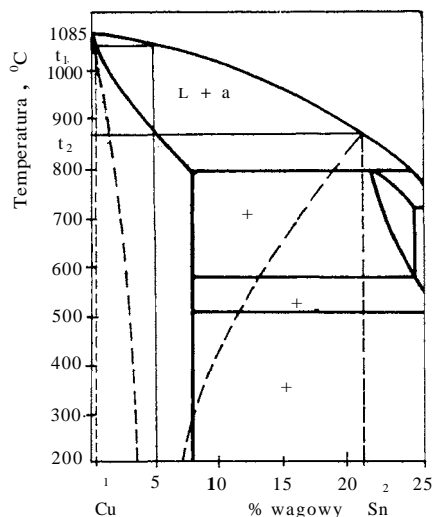
Na wykresie równowagi Cu-Sn obserwuje się szeroki zakres temperatur początku i końca krzepnięcia ciekłego roztworu stałego, osiągnięty powyżej 150°C. Tak znaczna różnica temperatur między linią likwidus i solidus oraz mała szybkość dyfuzji cyny w miedzi sprzyjają wystąpieniu **segregacji dendrytycznej**, tj. niejednorodności składu chemicznego w obrębie dendrytów (ziarn pierwotnych).

Zjawisko segregacji dendrytycznej można na wyjaśnienie analizując przebieg krzepnięcia stopu o zawartości

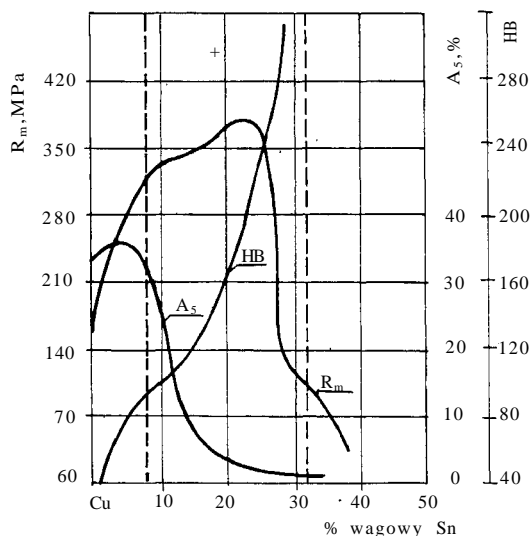
i po skrzepnięciu stopu w dostatecznie wysokiej temperaturze. Proces dyfuzji, mimo małej szybkości dyfuzji cyny w miedzi, powoduje więc pewne wyrównanie składu chemicznego - ujednorodnienie, jak to pokazują nie przerywane linie na rys. 13.6.

W czasie trawienia zładu metalograficznego, odczynnik trawić reaguje w różnym stopniu z poszczególnymi fragmentami dendrytów o zmiennym składzie chemicznym, różnie je zabarwiając (fot. 13.1, 13.7, 13.8).

Właściwości mechaniczne stopów miedzi z cyną zależą od zawartości cyny. Jak wynika z rys. 13.7, maksymalną wytrzymałość i wydłużenie mają stopy o zawartości cyny odpowiadającej w przybliżeniu granicznej rozpuszczalności w roztworze, natomiast twardość powiększa się w sposób ciągły.

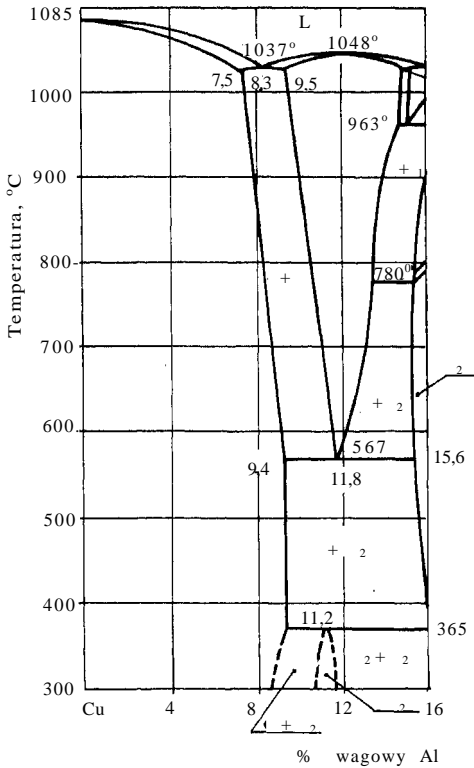


Rys. 13.6. Segregacja dendrytyczna w stopie zawierającym 5% Sn



Rys. 13.7. Właściwości mechaniczne stopów układu Cu-Sn w stanie wyarzonym

13.2.1.2. Układ mied -aluminium



Rys. 13.8. Fragment wykresu układu równowagi fazowej Cu-Al

Właściwości mechaniczne stopów zależą bardzo wyraźnie od zawartości aluminium, co ilustruje rys. 13.9. W stopach z eutektoidem ($+2$) (fot. 13.10). Wobec małej odległości między linią likwidus i solidus, zwykle nie obserwuje się segregacji dendrytycznej w roztworze.

Właściwości mechaniczne stopów zależą bardzo wyraźnie od zawartości aluminium, co ilustruje rys. 13.9.

Faza γ w stopach aluminium można przechłodzić, podobnie jak austenit w stopach elaza. Przechłodzona faza γ , zawierająca ponad 11% Al, ulega częściowemu uporządkowaniu na fazę γ_1 . Chłodzenie z szybkości, w której krytyczna powoduje **bezdyfuzyjny przemian martenzytyczny** obu faz na mieszaninę faz γ i γ_1 wygląda zbliżonym do martenzytu w stalach (fot. 13.11). Przemiana ta jest odwracalna; przy nagrzewaniu następuje powrót do struktury równowagi.

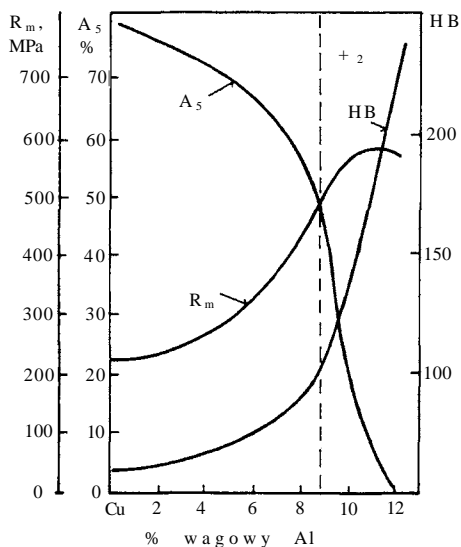
Na rys. 13.8 przedstawiony jest fragment wykresu układu równowagi miedzi -aluminium. W zakresie technicznego zastosowania stopów - do około 11% Al, występują w stanie stałym fazy:

- roztwór stały aluminium w miedzi, krystalizujący w sieci Al,
- roztwór stały na podstawie fazy międzymetalicznej Cu_3Al o strukturze A2, ulegający przemianie eutektoidalnej na mieszaninę faz ($+2$),
- 2 - roztwór stały na podstawie fazy międzymetalicznej Cu_3Al_4 o skomplikowanej strukturze układu regularnego.

W temperaturze około 365°C fazy γ i γ_2 tworzą fazę γ_2 w wyniku przemiany peritektoidalnej. W warunkach technicznych fazy γ_2 pojawiają się dopiero po długotrwałym wyarsznieniu.

Stopy miedzi z aluminium przy niższych zawartościach aluminium

przy niższych zawartościach aluminium budowę



Rys. 13.9. Właściwości mechaniczne stopów układu Cu-Al w stanie litym

13.2.2. Zasady tworzenia znaków i cech brzoń

Znak brzoń formowany jest w ten sam sposób, co mosiężność (p. 13.1.2).

Cecha natomiast zaczyna się od litery B, co oznacza brzoń. Następnie, w brzońach w których głównym składnikiem jest cyna, występuje liczba, której kolejne liczby lub cyfry wyrażają procentową zawartość cyny, potem cynku i na końcu ołowiu. Np. brzoń cynowo-cynkowo-olowiowy o składzie 4% Sn, 7% Zn i 6% Pb ma cechę B476. Inne brzońy mają jeszcze po literze drugą literę: A (brzoń aluminiowy), S (brzoń krzemowy), B (brzoń berylowy), M (brzoń manganowy). Po tych dwóch literach następuje również liczba opisująca skład chemiczny stopu.

13.2.3. Brzońy odlewnicze

PN-91/H-87026 zawiera jedną grupę gatunków brzoń odlewniczych; czarna jest przedstawiona w tabelicy 13.3. W brzońach tych składnikami głównymi są: **cyna** (do 11%), **aluminium** (do 11%) i **krzem** (do 4%). Są to przeważnie stopy **wieloskładnikowe**.

W brzońach cynowych cynk zastępuje drogą ceną i poprawia leśność, fosfor polepsza właściwości przeciwciernicze, zaś ołów wpływa korzystnie na szczelność odlewów, poprawia skrawalność i właściwości przeciwciernicze.

Wybrane gatunki odlewanych stopów miedzi (br zów), wg PN-91/H-87026

Nazwa gatunku	Znak/Cecha	Składniki stopowe [%]					Sposób odlewania ¹⁾	Właściwości mechaniczne			Właściwości technologiczne Zastosowanie
		Cu	Sn	Al	Si	Inne		R _m min [MPa]	A ₅ min [%]	HBmin	
Brz cynowy	CuSn10/B10	reszta	9,0-11,0				l _p l _k l _o l _z	240 270 280 310	12 5 6 9	65 80 90 90	lejno i skrawalno dobra; odporny na duże obciążenia statyczne, zmienne i uderzeniowe, korozji, cieranie i temperatur do 280°C stosowany na silnie obciążone części maszyn, jak łożyska, panewki i naprawy oraz osprzęt parowy, wodny; odporny na działanie niektórych kwasów
Brz cynowo-fosforowy	CuSn10P/B101	reszta	9,0-11,0			0,5-1,0	l _p l _k l _o l _z	220 310 330 360	3 2 4 6	80 90 100 100	lejno i skrawalno dobra; odporny na korozję, cieranie i duże obciążenia mechaniczne; stosowany na wysokoobciążone, smarowane i narażone na korozję łożyska, części maszyn oraz armatury chemicznej
Brz cynowo-cynkowy	CuSn10Zn2/B102	reszta	9,0-11,0			Zn 1,0-3,0	l _p l _k l _o , l _z	240 260 270	10 7 7	70 80 80	lejno i skrawalno bardzo dobra; odporny na korozję wody morskiej, cieranie i naciski; stosowany na wysokoobciążone i narażone na korozję części maszyn w przemyśle okrętowym i papierniczym
Brz cynowo-olowiowy	CuSn10Pb10/B1010	reszta	9,0-11,0			Pb 8,5-11,0	l _p l _k l _o , l _z	180 220 220	8 6 6	65 70 80	lejno i skrawalno bardzo dobra; odporny na cieranie; stosowany na łożyska i części trące maszyn pracujących przy dużych naciskach i szybkościach
Brz cynowo-cynkowo-olowiowy	CuSn5Zn5Pb5/B555	reszta	4,0-6,0			Zn 4,0-6,0 Pb 4,0-6,0	l _p l _k l _o , l _z	200 220 250	13 13 13	60 65 70	lejno i skrawalno bardzo dobra; odporny na temperatur do 225°C; stosowany na części maszyn, osprzęt pojazdów, silników i traktorów, podlegające korozji wody, cieraniu i ciśnieniu do 2,5 MPa
Brz aluminiowo-elażowy	CuAl9Fe3/BA93	reszta		8,0-10,5		Fe 2,0-4,0	l _p l _k l _o , l _z	500 550 550	13 15 15	100 110 100	lejno bardzo dobra; bardzo odporny na obciążenia statyczne, korozję, cieranie i podwyższone temperatury; stosowany na silnie obciążone części maszyn, silników oraz osprzęt i aparatury, narażone na korozję i cieranie, przy równoczesnym obciążeniu mechanicznym w przemyśle komunikacyjnym, okrętowym, lotniczym, chemicznym itp.
Brz krzemowo-cynkowo-manganowy	CuSi3Zn3Mn/BK331	reszta			3,5-4,0	Zn 3,0-5,0 Mn 0,5-1,2	l _p l _k	280 350	8 12	90 100	lejno dobra; odporny na korozję, obciążenia zmienne, uderzeniowe i cieranie; stosowany na części maszyn i osprzęt (łożyska, elementy napędów, pompy) narażone na korozję, zmienne obciążenia, złe smarowanie

¹⁾ l_p - w formach piaskowych; l_k - w formach metalowych; l_o - od rodkowo; l_z - metod cięgi lub półcięgi

Wybrane gatunki stopów miedzi do przeróbki plastycznej: stopy miedzi z cyną, wg PN-92/H-87051¹⁾,
 stopy miedzi z aluminium, wg PN-92/H-87051²⁾, specjalne stopy miedzi, wg PN-92/H-87060³⁾

Nazwa grupy gatunków	Gatunek	Skład chemiczny [%]		Cu	Orientacyjne własności	Przykłady zastosowania
	Znak/Cecha	Główny składnik	Inne			
Brzy cynowe	CuSn6/B6 ¹⁾	Sn 5,5-7,0		reszta	Ze wzrostem zawartości cyny wzrastają właściwości wytrzymałościowe i sprężystość z rednich (B2) do bardzo wysokich (B8), a odporność na korozję i cieranie odpowiednio ze redniej do dużej; dobrze skrawalny, nadaje się do lutowania, spawania oraz przeróbki plastycznej na zimno	sprężyste membrany, sita papiernicze, rurki manometryczne, elementy przyrządów kontrolno-pomiarowych
	CuSn4PbZn3/B443 ¹⁾	Sn 3,5-4,5	Zn 1,5-4,5 Pb 3,5-4,5		dobra odporność na cieranie i korozję, dobra skrawalność; nadaje się do lutowania oraz do przeróbki plastycznej na zimno	elementy lizgowe
Brzy aluminiowe	CuAl18/BA8 ²⁾	Al 7,5-9,0	-		bardzo odporny na korozję, szczególnie odporny na działanie kwasu siarkowego i octowego, łatwo poddaje się przeróbce plastycznej na zimno	elementy aparatury chemicznej
	CuAl10Fe3Mn2/BA1032 ²⁾	Al 8,5-11,0	Fe 2,0-4,0 Mn 1,5-3,5		wysokie właściwości wytrzymałościowe (również w podwyższonych temperaturach), dobra odporność na korozję szczególnie w roztworach kwaśnych, wysoka odporność na przemienne obciążenia, dobra odporność na cieranie; łatwo poddaje się przeróbce plastycznej na zimno	elementy aparatury kontrolno-pomiarowej i chemicznej, wały, rury, elementy narażone na cieranie
	CuAl10Ni5Fe4/BA1054 ²⁾	Al 8,5-11,0	Fe 2,0-5,0 Ni 4,0-6,0			dnasitowe wymienniki ciepła, wały, rury, elementy narażone na cieranie, elementy urządzeń hydraulicznych, gniazda zaworów, koła zbate
Brzy berylowe	CuBe2/BB2 ³⁾	Be 1,8-2,1	-		bardzo wysokie właściwości wytrzymałościowe i sprężystość, bardzo duża odporność na cieranie i korozję, brak skłonności do iskrzenia, rednie przewodnictwo elektryczne, nadaje się do przeróbki plastycznej na zimno, szczególnie w stanie przesyconym; gatunek CuBe2Pb o podwyższonej skrawalności	sprężyste, elementy sprężynujące i narażone na cieranie, narzędzia nieiskrzące
	CuBePb/BB21 ³⁾	Be 1,8-2,1	Pb 0,2-0,6			
Brzy krzemowe	CuSi1/BK1 ³⁾	Si 0,8-2,0		wysokie właściwości wytrzymałościowe, duża odporność na korozję; łatwo poddaje się przeróbce plastycznej na zimno; gatunek BK31 łatwo poddaje się spawaniu	rury, szczególnie w środowisku morskim	
	CuSi3Mn/BK31 ³⁾	Si 2,7-3,5	Mn 1,0-1,5		elementy konstrukcji spawanych	

W br zach alumiowych elazo, nikiel i mangan podwyższają właściwości wytrzymałościowe, a dwa ostatnie równie i odporność korozyjną.

W br z krzemowym mangan poprawia właściwości wytrzymałościowe, za cynk - odlewnicze.

Brzy odlewnicze są stopami wielofazowymi; np. cynowy CuSn10 posiada strukturę roztworu z eutektoidem ($\alpha + \beta$); (fot. 13.8), alumiowy CuAl10Fe3Mn3 - roztworu z eutektoidem ($\alpha + \beta_2$), pokazany na fot. 13.10. W br zach wieloskładnikowych mogą występować wydzielania bogate w dodatkowy składnik, np. fazy elazów w br z CuAl10Fe3Mn2 (fot. 13.10), ołów w br z CuSn10Pb10 (fot. 13.12).

Właściwości mechaniczne brzów zależą od rodzaju głównego składnika stopowego: najmniej wytrzymałość na rozciąganie mają brzy cynowe z dodatkiem ołowiu (150 — 250 MPa), wyższą brzy cynowe i br z krzemowy (220—360 MPa), a najwyższą alumiowe (500-640 MPa). Właściwości mechaniczne poszczególnych gatunków brzów zależą też od sposobu odlewania (tabl. 13.3)

13.2.4. Brzy do przeróbki plastycznej

W tablicy 13.4 zestawione są niektóre gatunki brzów do przeróbki plastycznej, wybrane z:

PN-92/H-87050 (stopy miedzi z cyną),

PN-92/H-87051 (stopy miedzi z aluminium),

PN-92/H-87060 (specjalne stopy miedzi).

Są to stopy **dwuskładnikowe i wieloskładnikowe**. Składnikami głównymi w przedstawionych grupach są: **cyna** (do 8,5%), **aluminium** (do 11%), **krzem** (do 3,5%) **beryl** (do 2,1%).

Brzy cynowe oprócz cyny mogą zawierać cynk i ołów. Ich znaczenie jest takie samo jak w stopach odlewniczych.

Dodatki manganu, elaza i niklu, wprowadzone do brzów alumiowych, poprawiają ich właściwości tak, jak w stopach odlewniczych.

Właściwości wytrzymałościowe brzów krzemowych podwyższa mangan, zaś skrawalność brzów berylowych poprawia ołów.

Należy zauważyć, że główne i dodatkowe składniki stopowe - stosowane są zazwyczaj w mniejszych ilościach niż w stopach odlewniczych, co podyktowane jest koniecznością uzyskania lepszych właściwości plastycznych.

Brzy do przeróbki plastycznej mają najczęściej strukturę jednofazowego roztworu, np. cynowy CuSn6 (fot. 13.7) i alumiowy CuAl5 (fot. 13.9)

W strukturze brzołów cynowych może występować niewielka ilość eutektoidu ($\alpha + \beta$). Budowa wielofazowa ma również brzoły aluminiowe wieloskładnikowe: roztwór α i eutektoid ($\alpha + \beta_2$) (fot. 13.13). Podobnie jak w brzołach odlewniczych, w brzołach do przeróbki plastycznej mogą występować wydzielenia bogate w dodatkowe składniki stopowe, jednak nie przeważają one w mniejszej ilości.

Omawiane stopy miedzi łatwo poddają się przeróbce plastycznej na zimno, która powoduje silne ich umocnienie. Zależy od wielkości umocnienia wyróżniają się zwykle stany stopów: wyarszony (miękki), twardy i sprężysty. Dla przykładu, w tabelicy 13.5 podano charakterystyki stanów brzołu cynowego CuSn6. Jak widać, w wyniku odkształcenia plastycznego można uzyskać ponad dwukrotny wzrost wytrzymałości tego brzołu. Podobny wzrost wytrzymałości występuje w wypadku brzołów aluminiowych i krzemowych. W brzołach berylowych natomiast można uzyskać wysokie właściwości zarówno wytrzymałościowe jak i plastyczne, porównywalne

Tablica 13.5

Właściwości mechaniczne brzołu CuSn6

Stan	[MPa]	A ₅ [%]	HB
Wyarszony	350-450	60-70	75
Twardy	750-850	4-6	200-210
Sprężysty	850-950	2-4	210-250

Tablica 13.6Właściwości mechaniczne brzołu CuBe_{2,5}

Stan	[MPa]	R _c [MPa]	A ₅ [%]	HB
Wyarszony	540	295	50	200
Zgnieciony (zgniot 70%)	735	490	4	240
Zgnieciony i utwardzony wydzieleniowo	1180	785	25	380

z włą ciwo ciami stali ulepszonych cieplnie (tabl. 13.6). Jest to mo liwe dzi ki poł czeniu przeróbki plastycznej z utwardzaniem wydzieleniowym¹⁾.

Wyroby wykonywane z br zów do przeróbki plastycznej to: blachy, ta my, rury, pr ty, druty, kształtowniki.

13.3. Obróbka ciepła stopów miedzi

13.3.1. Wy arzanie ujednoradniaj ce

Wy arzanie **ujednoradniaj ce** stosowane jest w wypadku stopów przeznaczonych do **przeróbki plastycznej** i jest zabiegiem **poprzedzaj cym** ten proces. Jego celem jest zmniejszenie segregacji dendrytycznej - miejscowej niejednorodno ci składu chemicznego, a tym samym i włą ciwo ci mechanicznych (p. 13.2.1.1). Wyst puje ona bezpo rednio po odlaniu stopu i mo e stwarza trudno ci przy jego przeróbce plastycznej.

Wy arzanie ujednoradniaj ce jest zb dne w wypadku stopów o małej skłonno ci do segregacji dendrytycznej. Gdy niejednorodno struktury jest znaczna, tak jak to ma miejsce np. w br zach cynowych, obróbka ta jest konieczna.

Wy arzanie przeprowadza si w temperaturach do wysokich, nie powoduj cych jednak przemian fazowych. Dla br zów cynowych s to temperatury 650—750°C. Proces jest czasochłonny - trwaj cy do kilkunastu godzin, co wynika z małej szybko ci dyfuzji cyny w miedzi.

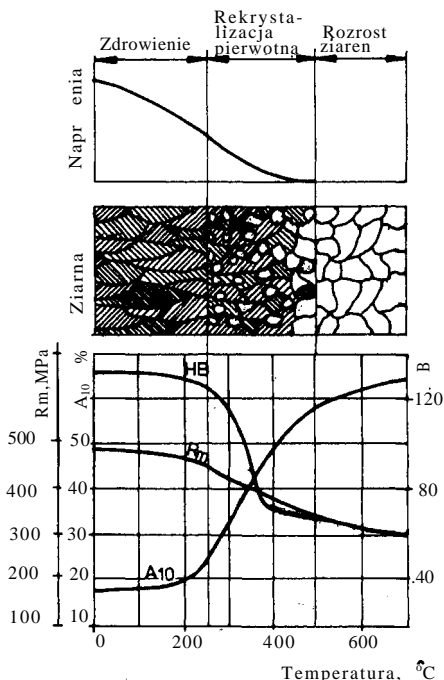
Dla ujednorodnienia struktury mosi dzów wystarcza natomiast kilkogodzinne wy arzanie w temperaturze około 700°C.

13.3.2. Wy arzanie rekrystalizuj ce

Podczas przeróbki plastycznej na zimno, wobec zmian włą ciwo ci mechanicznych (p. 13.1.4, 13.2.4), zdolno materiału do dalszego odkształcania zostaje zahamowana. Je eli warunki technologiczne wymagaj dalszego prowadzenia procesu, nale y zastosowa **mi dzyoperacyjn** obróbk ciepln , nazywan wy arzaniem **rekrystalizuj cym**, dla przywrócenia poprzednich włą ciwo ci stopu. Wy arzanie rekrystalizuj ce mo e by te obróbk **ko cow** po przeróbce plastycznej na zimno; uzyskany wtedy stan ma nazw handlow **wy arzony (mi kki)**.

Zmiany włą ciwo ci mechanicznych, które zachodz w zgniecionym stopie pod wpływem temperatury, s pokazane na przykładzie mosi dzu CuZn37 (rys. 13.10). Zaznaczono tu w sposób schematyczny zmiany struktury i napr e szcz tkowych w kolejnych etapach wy arzania. Struktury mosi dzu

¹⁾ Zasada utwardzania wydzieleniowego - rozdz. 14.3.



Rys. 13.10. Wpływ temperatury wyarzania na właściwości i strukturę zgniecionego mosiądzu CuZn37

zgniecionego oraz po wyarzaniu rekrystalizującym, ilustrując również fotografie - odpowiednio - 13.14 i 13.3. W materiale odkształconym widoczne są wydłużone ziarna roztworu z licznymi pasmami poślizgów. Po wyarzaniu rekrystalizującym ziarna uzyskują charakterystyczną komórkową budowę z utworami bliźniaczymi.

Jak wynika z rysunku 13.10, temperatura początku rekrystalizacji mosiądzu CuZn37, tj. najniższa temperatura, w której rozpoczyna się proces zarodkowania nowych, nieodkształconych ziarn, wynosi około 250°C. W praktyce przemysłowej, przy tym wyarzaniu, stosuje się temperatury o 100–200°C wyższe od temperatury rekrystalizacji, dla zapewnienia odpowiedniej szybkości procesu. Z drugiej strony, proces prowadzony w temperaturach zbyt wysokich lub przez nadmiernie długi czas jest niekorzystny, gdyż może doprowadzić do gruboziarnistości materiału.

Wielkość ziarn jest w tym czynnikiem określającym jako półwyrobów, zwłaszcza blach do głębiokiego tłoczenia. Nadmiernie duże ziarno, w stosunku do stopnia odkształcenia i grubości tłoczonej blachy, powoduje wady powierzchni (groszkowatość), a nawet pęknięcia.

13.3.3. Wyarzanie odprężające

Wyarzanie to przeprowadza się w celu usunięcia naprężeń szczątkowych (wewnętrznych), wywołanych zastosowanym uprzednio procesem technologicznym, takim jak: **odlewanie, spawanie**, a zwłaszcza **przeróbka plastyczna na zimno**. Nieodprężone stopy miedzi wykazują bowiem skłonność do korozji naprężeniowej, tj. do pęknięcia podczas przebywania w specyficznych środowiskach korozyjnych, zawierających najczęściej amoniak, azotany, chlorki, rtęć.

Szczególnie podatne na ten rodzaj korozji są mosiądzy znajdujące się w środowisku amoniaku. Korozja naprężeniowa mosiądźców nazywana jest też czasem pękaniem sezonowym. Nazwa ta pochodzi stąd, że zjawisko nagłego

powstania wyrobów mosiężnych składowanych na powietrzu występuje w pewnych okresach części w większym nasileniu, z powodu ładów amoniaku w powietrzu.

Temperatury i czas wyarzania odprężającego dobiera się tak, aby w otrzymanym materiale właściwości mechaniczne nie spadły poniżej wymaganych dla danego stanu. Dla większych stopów miedzi temperatura procesu wynosi 200—250°C, a czas - kilkanaście godzin. Chłodzenie wyrobów powinno być powolne, najlepiej wraz z piecem, aby nie wprowadzić nowych naprężeń. Prawidłowo odprężone wyroby nie mają skłonności do korozji naprężeniowej.

13.3.4. Ulepszanie cieplne

Brzozy aluminiowe, o zawartości od około 9% Al, można poddawać **ulepszaniu cieplnemu**, polegającemu na hartowaniu i odpuszczaniu. Faz w stopach aluminium można bowiem przechłodzić, podobnie jak austenit w stopach żelaza (p. 13.2.1.2).

Ulepszaniu cieplnemu podlegają brzozy **odlewnicze** oraz **wieloskładnikowe** brzozy do **przeróbki plastycznej** o odpowiedniej zawartości aluminium. Stopy te hartuje się najczęściej z temperatury ok. 950°C, a odpuszcza w 400—600°C przez 2—3 godziny. Hartowanie powoduje utwardzenie stopu i spadek plastyczności; wytrzymałość na rozciąganie pozostaje niezmieniona. Odpuszczanie początkowo powiększa twardość i wytrzymałość w wyniku tworzenia się submikroskopowych wydzielań przesycających faz. Przy wyższych temperaturach odpuszczania twardość maleje, natomiast bardzo poprawia się plastyczność wskutek koagulacji wydzielań (tabl. 13.7).

Tablica 13.7

Właściwości mechaniczne brzozy CuAl10Fe3Mn2

Stan	R _m min [MPa]	A ₅ min [%]	HBmin
Surowy	600	12	120
Hartowany 950°C, woda	600	2	230
Hartowany j.w. i odpuszczony 300-500°C	700	2	320
Hartowany j.w. i odpuszczony 500-600°C	690	15	215

14. STOPY ALUMINIUM

14.1. Wprowadzenie

Aluminium - Al (glin) ze względu na niskie właściwości wytrzymałościowe ($R_m = 68-115$ MPa, $A = 18-45\%$, $Z = 40-95\%$, $HB = 15-20$) nie znajduje szerszego zastosowania w budowie maszyn. Rodzaje technicznie czystego aluminium podaje PN-79/H-82160. Ze względu na małą gęstość - $2,7$ g/cm³ oraz znaczny odpór na działanie korozji aluminium znajduje zastosowanie w przemyśle chemicznym i spożywczym, a ze względu na wysoką przewodność elektryczną - w przemyśle elektroenergetycznym.

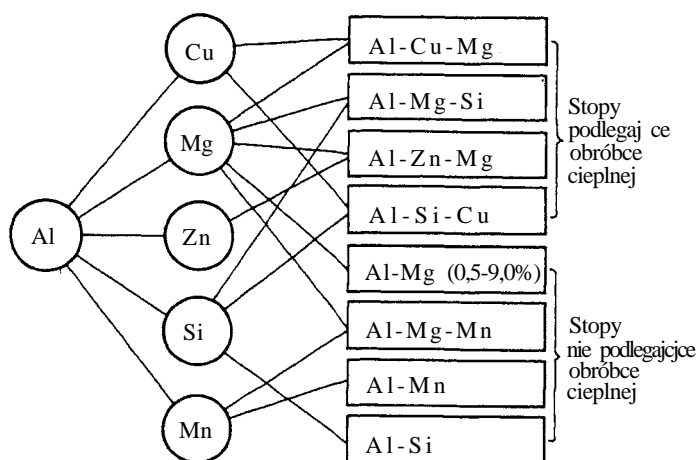
Przemysł maszynowy oraz środków transportu wykorzystuje powszechnie liczne odmiany stopów aluminium, których podział, obróbkę cieplną i zastosowanie przedstawiono w tym rozdziale.

14.2. Pierwiastki w stopach aluminium

Wytwarzając stopy metali zmierzają do zwiększenia właściwości wytrzymałościowych materiałów konstrukcyjnych, w porównaniu do podstawowego składnika, jakim w tym wypadku, jest aluminium. Pierwiastki stopowe wprowadzane do aluminium, powodują bezpośredni wzrost właściwości wytrzymałościowych utworzonych stopów, a w wielu wypadkach umożliwiają także ich obróbkę cieplną, pozwalając na dalszy wzrost tych właściwości.

Najczęściej dodawanymi do aluminium pierwiastkami stopowymi są: Cu-miedź, Si-krzem, Mg-magnez, Zn-cynk, Mn-mangan, a niekiedy ponadto: Ni-nikiel, Fe-żelazo, Cr-chrom, Co-kobalt i inne. Sumaryczna zawartość dodatków stopowych w procentach wagowych ogranicza się od kilku do 20%. Praktycznie używane stopy aluminium można zilustrować schematem zaproponowanym przez D. Altenpöhla (rys. 14.1).

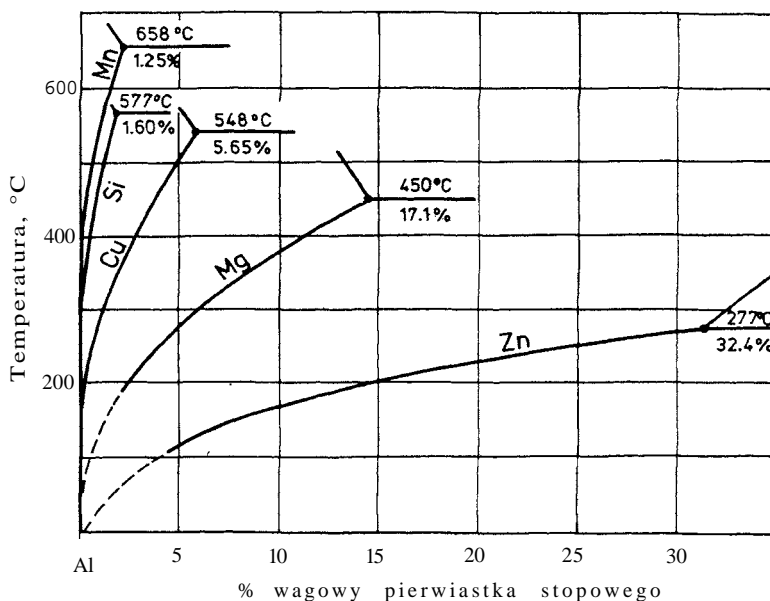
Trzeba podkreślić, iż schemat ten, w zakresie możliwości obróbki cieplnej stopów aluminium, należy traktować orientacyjnie. Aktualnie wybrane grupy stopów Al-Mg oraz Al-Mg-Mn poddawane są również obróbce cieplnej z pozytywnym skutkiem.



Rys. 14.1. Schemat ilustrujący dobór pierwiastków w technicznych stopach aluminium wg. D. Altenphola

Pierwiastki stopowe występujące w stopach aluminium mogą rozpuszczać się w składniku podstawowym lub tworzyć z nim fazy międzymetaliczne. Pierwiastki rozpuszczające się w aluminium tworzą od strony Al roztwory graniczne, o zmiennej rozpuszczalności wraz ze zmianą temperatury, co ilustruje rys. 14.2. Inne pierwiastki, występujące w stopach aluminium, tworzą ze składnikiem podstawowym fazy międzymetaliczne (na ogół twarde i kruche), którym odpowiadają wzory: Al_2Cu , Al_3Mg_2 , Al_3Fe , Al_4SiFe itd. Fazy międzymetaliczne mogą powstać z połączenia pierwiastków wprowadzonych do aluminium np.: Mg_2Si , MgZn_2 itp. Fazy te krystalizują najczęściej na granicach ziarn roztworu granicznego (bogatego w aluminium) a, lub w przestrzeniach międzymetalicznych. Są łatwe do ujawnienia podczas badań mikroskopowych.

Aluminium jest odporne na działanie tlenu i wielu środowisk chemicznie czynnych, tzn. jest odporne na działania korozyjne. Na powierzchni metalu tworzy się wskutek działania tlenu cienka (0,01 — 0,02 μm) warstwa tlenków Al_2O_3 , która może być skutecznie związszona (do 5 — 30 μm). Ciągła, szczelna i nierozpuszczalna warstwa tlenków chroni metal przed korozją. Wskutek działania kwasów organicznych na tlenki aluminium nie tworzą się związki toksyczne, co pozwala stosować aluminium do produkcji i przechowywania rodków spożywczych. Aluminium jest całkowicie odporne na korozję atmosferyczną, przy nieco mniejszej odporności na działanie atmosfery przemysłowej i morskiej. Jest też odporne na działanie wodoru, chloru, bromu, jodu i fluoru, wody utlenionej oraz siarki i jej związków. Aluminium nie jest odporne na działanie kwasów, z wyjątkiem kwasu azotowego.



Rys. 14.2. Rozpuszczalność Mn, Si, Cu, Mg, i Zn w Al

Odporność stopów aluminium na działania korozyjne jest z reguły mniejsza niż czystego metalu, ale zależy od rodzaju pierwiastka (pierwiastków) stopowego i stanu stopu.

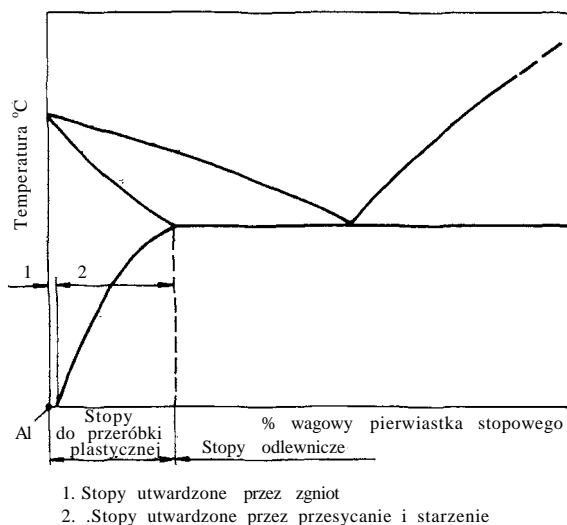
Uwzględniając wartość potencjału elektrochemicznego pierwiastka stopowego (tworzącego roztwór stały z aluminium), możemy wyróżnić dwie grupy pierwiastków, które **potencjał ten podwyższają** (Ti, V, Mn, Cr, Zn, Fe, Cd, Co, Ni, Cu, Ag) lub **potencjał obniżają** (Be, Mg, Ba). Stopy, dla których potencjał wzrasta, można określić jako „**bardziej szlachetne**”, a dla których potencjał maleje – „**mniej szlachetne**”. Obecnie wydzielić fazy przesycających nawet w tzw. bardziej szlachetnych stopach może spowodować spadek odporności korozyjnej. I tak, w stopach aluminium-miedź (duraluminium), w stanie równowagi fazowej, wydzielenie na granicach roztworu stałego fazy międzymetalicznej Al_2Cu (-) jest anodem, zaś ziarna roztworu stałego – katodem. Różnica potencjałów obu faz jest znaczna, dlatego stop taki w elektrolitach ulega intensywnej korozji elektrochemicznej. Po przesyleniu stopu faza Al_2Cu jest rozpuszczona w roztworze stałym, przez co potencjał granic ziarn roztworu stałego wzrasta, a tym samym różnica potencjałów między nimi i z ziarnami roztworu – maleje; stop zwiększa swoją odporność korozyjną w środowisku elektrolitu. Proces starzenia stopu przesyconego (dla uzyskania maksymalnego jego umocnienia) powoduje, że faza Al_2Cu (o dużej dyspersji) rozłożona jest

równomiernie w masie ziarn roztworu stałego, wskutek czego odporność korozyjna stopu jest dobra.

14.3. Podział stopów aluminium

Podział stopów aluminium, na grupy według przeznaczenia, jest dokonywany na podstawie układu równowagi aluminium - pierwiastek stopowy (rys. 14.3). Podział ten znajduje potwierdzenie w danych zawartych w PN-79/H-88026 „Stopy aluminium do przeróbki plastycznej. Gatunki” oraz PN-76/H-88027 „Odlewnicze-stopy aluminium. Gatunki”. Należy zaznaczyć, iż ze względu na bardzo dobre właściwości plastyczne aluminium istnieje grupa stopów, która może być stosowana zarówno w stanie odlanym jak i przerobionym plastycznie.

Ponieważ istnieje możliwość przeprowadzenia obróbki cieplnej stopów aluminium, należy uwzględnić tzw. **stan stopu** (tabl. 14.1).



Rys. 14.3. Podział stopów aluminium na grupy według charakteru układu równowagi

Tablica 14.1

Sposób oznaczania stanu stopu aluminium, wg PN-71/H-01706

Lp.	Nazwa stanu	Oznaczenie stanu
1	Ujednorodniony	j
2	Rekrystalizowany	r
3	Rekrystalizowany do wymaganej wielkości ziarna	rw
4	Odprężony	o
5	Utwardzony wydzieleniowo	t
6	Naturalnie utwardzony wydzieleniowo	ta
7	Sztucznie utwardzony wydzieleniowo	tc
8	Naturalnie starzony	tc
9	Sztucznie starzony	td
10	Przesycony	te
11	Przesycony i zgnieciony	tf
12	Zgnieciony:	
	wier twardy	z2
	półtwardy	z4
	twardy	z6
	sprężysty	z8
	podwójnie sprężysty	z9

14.3.1. Odlewnicze stopy aluminium

Odlewnicze stopy aluminium odznaczają się dobrą płynnością, tj. rzadko płynnością umożliwiającą dobre wypełnienie formy, minimalną skłonnością do powstawania wad skurczowych i porowatości gazowej, co zapewnia dobrą szczelność odlewów. Ważnym ich cechem jest spawalność.

Stopy odlewnicze mogą być dwuskładnikowe: Al-Si, Al-Mg, Al-Cu, trójskładnikowe: Al-Si-Cu lub wieloskładnikowe Al-Si-Mg-Cu-Ni itp. PN-76/H-88027 uwzględnia osiem gatunków odlewniczych stopów aluminium z krzemem (AK20, AK12, AK11, AK9, AK7, AK64, AK52 oraz AK57), dwa gatunki aluminium z magnezem (AG10 i AG51) oraz dwa gatunki aluminium z miedzią (AM5 i AM4); do dwuskładnikowych zalicza się (AK11, AG10 i AM5), do trójskładnikowych (AK9, AK7, AK64, AK52, AK51, i AG51) i wieloskładnikowych pozostałe.

Gatunek stopu określa się za pomocą znaku lub cechy. **Znak** stopu tworzy się podając symbolami pierwiastków skład chemiczny stopu (np. AlSi11). Cecha za składa się z dwóch liter, przy czym pierwszą z nich jest zawsze litera A (co oznacza stop aluminium), natomiast druga litera jest symbolem nazwy głównego dodatku w stopie, przy czym litera K - oznacza krzem, G - magnez, M - miedź. Po drugiej literze występuje cyfra albo liczba, która oznacza zawartość procentową głównego składnika stopowego (jeśli jego

zawarto jest znaczna i je eli poza nim nie ma w stopie innych składników stopowych), lub równie zawarto procentow drugiego składnika w wypadku, gdy ilo pierwszego składnika stopowego nie przekracza 9%.

Skład chemiczny stopów odlewniczych przytoczono w tablicy 14.2, a ich wła ciwo ci oraz zastosowanie w tablicy 14.3.

Z tablicy 14.2 wynika, i wi kszo stopów odlewniczych to stopy aluminium z krzemem oraz innymi pierwiastkami. Stopy aluminium z krzemem, zwane **siluminami**, zostan omówione na podstawie układu równowagi fazowej Al-Si, przedstawionego na rys. 14.4. Z rysunku wynika, i stopy w układzie Al-Si krzepn c tworzą eutektyk przy zawarto ci 12,6% Si i temperaturze 577°C. Eutektyka składa si z roztworu stałego granicznego krzemu w aluminium - a i krzemu - Si.

Wi kszo stopów o składzie eutektycznym krzepnie w postaci drobnoziarnistej mieszaniny faz. W stopach Al-Si natomiast eutektyka jest gruboziarnista (fot. 14.1). W siluminach nadeutektycznych prócz eutektyki wystpuj te du e, najcz ciej o kształcie wieloboków, pierwotne kryształy (fot. 14.2), a stopach podeutektycznych - pierwotne kryształy a, na tle eutektyki. Gruboziarnista budowa eutektyki nie jest korzystna z punktu widzenia wła ciwo ci wytrzymało ciowych i odporno ci korozyjnej stopu.

Wła ciwo ci mechaniczne i technologiczne stopów odlewniczych aluminium zale od ich składu chemicznego oraz technologii odlewania. Zasadniczy wpływ na wła ciwo ci stopu wywieraj : temperatura przegrzania i odlewania stopu, szybko chłodzenia, rafinacja, modyfikacja oraz konstrukcja i materiał formy odlewniczej. Dobieraj c we wła ciwy sposób wszystkie wymienione czynniki, mo na osi gn znaczny wzrost wytrzymało ci wyrobów odlewanych (niekiedy o 50 do 100%) oraz ich wła ciwo ci plastycznych w odniesieniu do warto ci wymaganych przez PN dla odpowiednich gatunków stopów.

14.3.2. Modyfikacja stopów

Powszechnie stosowanym sposobem zwi kszania wła ciwo ci wytrzymało ciowych odlewniczych stopów aluminium jest ich modyfikacja. Modyfikowaniem okre la si proces zmiany struktury stopu odlewniczego w wyniku działania niewielkich ilo ci (0,1% ci aru stopu) specjalnie wprowadzonych do ciekłego metalu dodatków (modyfikatorów)¹⁾.

Rola modyfikatora polega na zmianie napi cia powierzchniowego na granicach kryształów, co sprzyja zwi kszaniu pr dko ci zarodkowania i trwa-

¹⁾ Modyfikatory - zmieniacze struktury stopu, wprowadzane jako ciało stałe, o wymaganej granulacji, do ciekłego stopu w celu wytworzenia dodatkowych zarodków krystalizacji.

Tablica 14.2

Odlewnicze stopy aluminium, wg PN-76/H-88027

Gatunek		Posta	Skład chemiczny [%]									
Znak	Cecha		Si	Cu	Mg	Mn	Ni	Ti	Al	Suma zanieczyszczeń		
										I _p ¹⁾	I _k ²⁾	I _c ³⁾
AlSi21CuNi	AK20	g ska, odlew	20,0-23,0	1,1-1,5	0,6-0,9 0,5-0,9	0,1-0,3	0,8-1,1	-	reszta	-	0,8 0,9	-
AlSi13Mg1CuNi	AK12	g ska, odlew,	11,5-13,0	0,8-1,5	1,0-1,5 0,8-1,5	-	0,8-1,3	-	reszta	-	0,9 1,0	-
AlSi11	AK11	g ska, odlew	10,0-13,0	-	-	-	-	-	reszta	2,1 2,2	2,2 2,3	2,6 2,8
AlSi9Mg	AK9	g ska, odlew	8,5-10,5	-	0,25-0,4 0,2-0,4	0,25-0,5	-	-	reszta	1,0 1,1	1,2 1,3	1,4 1,5
AlSi7Mg	AK7	g ska, odlew	6,8-8,0	-	0,25-0,4 0,2-0,4	0,1-0,5	-	-	reszta	1,0 1,1	1,3	1,4 1,5
AlSi6Cu4	AK64	g ska, odlew	5,0-7,0	3,0-6,0	-	0,3-0,6	-	-	reszta	4,0 4,1	4,2 4,3	4,4 4,6
AlSi5Cu2	AK52	g ska, odlew	4,0-6,0	1,5-3,5	0,3-0,8 0,2-0,8	0,2-0,8	-	-	reszta	1,3 1,4	1,5 1,6	1,8 2,0
AlSi5Cu1	AK51	g ska, odlew	4,5-5,5	1,0-1,5	0,4-0,6 0,35-0,6	0,2-0,5	-	-	reszta	1,0 1,1	1,3	1,5 1,7
AlMg10	AG10	g ska, odlew	-	-	9,5-11,0 9,0-11,0	-	-	-	reszta	0,7 0,7	0,7 0,7	-
AlMg5Si1	AG51	g ska, odlew	0,8-1,3	—	4,5-6,0 4,0-6,0	0,1-0,4	—	-	reszta	0,6	0,6	0,6
AlCu4	AM5	g ska, odlew	-	4,0-5,0	-	-	-	-	reszta	2,0 2,1	2,1 2,2	-
AlCu4TiMg	AM4	g aka, odlew	-	4,2-5,0	0,2-0,4 0,15-0,4	—		3,15-0,30	reszta	0,6 0,7	0,6 0,7	-

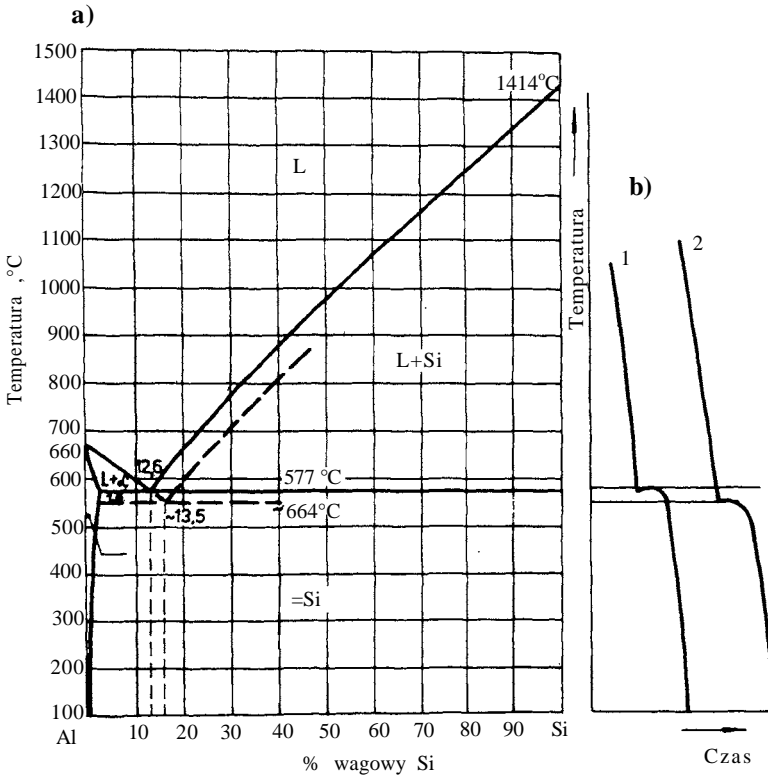
¹⁾ I_p - odlew w formach piaskowych, ²⁾ I_k - odlew w formach metalowych (kokilach), ³⁾ I_c - odlew pod ciśnieniem.

Właściwości mechaniczne i przykłady zastosowania, wg PN-76H-88027

Cecha stopu	Sposób odlewania	Rodzaj obróbki cieplnej	Właściwości mechaniczne				Orientacyjna charakterystyka	Przykłady zastosowania
			R _{0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A ₅ min [%]	HB min		
1	2	3	4	5	6	7	8	9
AK20	l _k ¹⁾ l _k	td tb	-	170 200	0,3 0,2	90 90	dobrze wla ciwo ci odlewnicze oraz spawalno , niedostateczna obrabialno ; wysoka odporno na korozj szczególnie w o r. kwa nych, wysokie wla ciwo ci wytrzymało ciowe w temp. podw szonych, du a odporno na cieranie, niski współczynnik tarcia, bardzo niska rozszerzalno cieplna	odlewy wysokoobci onych tłoków silników spalinowych
AK12	l _k l _k	td tb	-	200 220	0,5 0,5	95 95	dobrze wla ciwo ci odlewnicze, spawalno , obrabialno , odporno na korozj oraz wla ciwo ci mechaniczne w podwy szonych temperaturach zbli one do stopu AK20	odlewy tłoków silników spalinowych
AK11	l _p ²⁾ l _k l _p l _k l _v ³⁾	te te	80 90 - - 140-200	160 180 180 200 220-280	2 3 6 6	50 55 50 55 60-80	bardzo dobre wla ciwo ci odlewnicze; dostateczna obrabialno ; bardzo dobra spawalno , szczelno ; wysoka odporno na korozj szczególnie w rodowisku wody morskiej; dobre wla ciwo ci wytrzymało ciowe szczególnie po obróbce cieplnej	odlewy cz ci o skomplikowanym kształcie, rednio obci one cz ci dla przemysłu elektrycznego i okr towego, jak armatura, silniki, pompy itp. pracuj ce w temp. podw szonych i odporne na korozj w wodzie morskiej
AK9	l _p l _k l _p l _k l _k l _k l _k	tb tb td	90 100 180 200 210 140-200	170 180 230(220) 240(280) 210 220-300	2 2(3) 1,5(2) 1,5(2,5) 1,5 2-5	55 60 70(75) 80(90) 70 65-80	bardzo dobre wla ciwo ci odlewnicze oraz spawalno , dobra obrabialno , szczelno ; stop skłonny do mikrozadziżn skurczowych; wla ciwo ci mechaniczne po obróbce cieplnej znacznie wy sze od stopu AK11; dobra odporno na korozj	Odlewy du e o skomplikowanych kształtach i du ej wytrzymało ci; silnie i rednio obci one
AK7	l _p l _k l _p l _k l _p l _k	te te tb tb	90 110 90 90 120 130	160 160 180 190 200 210	2 2 4 4 2 2	50 60 50 60 60 65	dobrze wla ciwo ci odlewnicze, spawalno , obrabialno i szczelno zbli one do stopu AK9, nieco ni sze wla ciwo ci wytrzymało ciowe; dobra odporno na korozj	odlewy cz ci o skomplikowanych kształtach i rednio obci one cz ci silników
AK64	l _p l _k l _c	-	100 110 150-220	160 170 220-300	1 1 2-4	60 70 70-100	dobrze wla ciwo ci odlewnicze i wytrzymało ciowe; obrabialno bardzo dobra; stop skłonny do rozprozonej porowato ci skurczowej i za u le , niedostateczna szczelno ; odporno na korozj ni sza od stopów AK7 i AK9, ale wy sza od stopów AM5 i AM4	ró nego rodzaju odlewy, tak e cienko cienne, rednio a nawet wysoko obci one

1	2	3	4	5	6	7	8	9
AK52	l _p l _k l _c	td td tb tb	-	160 170 170 170 220 210	1 1 1 0,5 0,5 0,5	65 70 70 70 75 75	dobrze włą ciwo ci odlewnicze i wytrzymało ciowe zwłaszcza po obróbce cieplnej; odporno na korozję wyższa od stopu AK64; stop dobrze obrabialny; dobra szczelność	odlewy głowic cylindrów silników spalinowych, cz ci dla przemysłu maszynowego i aparaturowego oraz inne wysokoobci one cz ci
AK51	l _p l _k l _c	tc tc td td tb tb	100 120	160(150) 180(220) 170 200 160 160 210 230	1 1(2,5) 1,5 2 0,5 0,5 0,5 0,5	65 70 65 65 65 65 70 75	dobrze włą ciwo ci odlewnicze, wytrzymało ciowe, szczelność , obrabialność i odporno na korozję zbliżona do stopu AK52	odlewy głowic cylindrów silników spalinowych, cz ci dla przemysłu maszynowego, cz ci różnych aparatów
AG10	l _p l _k	tc tc	170 170	280 300	8 10	70 70	niedostateczne włą ciwo ci odlewnicze, dobra obrabialność ; stop wykazuje dużą skłonność do ułameń i porowatości mi dzydendrytycznej; szczelność odlewów słaba; wysokie włą ciwo ci wytrzymało ciowe po obróbce cieplnej; doskonała odporno na korozję oraz zdolność do polerowania	odlewy o wysokiej odporności na korozję , jak np. armatura morska, elementy dekoracyjne, galanteria, a także cz ci silnie obciążone na uderzenia
AG51	l _p l _k l _c	-	90 90	150 160 190	2 3 1	55 60 60	niedostateczne włą ciwo ci odlewnicze, szczelność i obrabialność lepsze od stopu AG10; odporno na korozję niska, a skłonność do ułameń zbliżona do stopu AG 10	odlewy o wysokiej odporności na korozję (np. elementy dekoracyjne, galanteria, cz ci silnie obciążone na uderzenia
AM5	l _p l _p l _k l _c	te te tb tb	80 150 150 200 200	120 200 210 220 230	6 6 6 3 3	50 60 60 70 70	dobrze włą ciwo ci odlewnicze; szczelność oraz odporno na korozję dostateczna; stop skłonny do pęknięć na gorąco oraz do porowatości skurczowej; dobrze włą ciwo ci wytrzymało ciowe zwłaszcza po obróbce cieplnej; bardzo dobra plastyczność , dobra obrabialność	galanteria stołowa i inne odlewy wymagające dobrej leżności i plastyczności
AM4	l _p l _k	ta ta	200 200	300 330	5 8	80 90	dobrze włą ciwo ci odlewnicze, szczelność oraz odporno na korozję lepsze niż stopu AM5; skłonność do pęknięć na gorąco oraz porowatości skurczowej mniejsza niż stopu AM 5; wysokie włą ciwo ci wytrzymało ciowe, a szczególnie plastyczność	odlewy cz ci samochodowych oraz maszyn rezerwowych

¹⁾ l_k - odlew w formach metalowych (kokilach), ²⁾ l_p - odlew w formach piaskowych, ³⁾ l_c - odlew pod ciśnieniem



Rys. 14.4 Układ równowagi fazowej Al-Si (a) z zaznaczonym skutkiem oddziaływania procesu modyfikowania - linie przerywane oraz krzywe chłodzenia (b): 1 - stopu eutektycznego bez modyfikowania, 2 - po modyfikowaniu

to ci zarodków krystalizacji o małych wymiarach oraz powstawaniu błonek absorbcyjnych na powierzchni kryształów, utrudniających dyfuzję atomów krzepnącego ciała do powierzchni kryształów, co hamuje ich rozrost. Zmniejszenie prędkości wzrostu kryształów wywołuje zwiększenie liczby zarodków krystalizacji, a w efekcie rozdrobnienie struktury.

Modyfikator może spowodować:

- zmian wymiarów ziarn pierwotnych (dendrytów) i innych produktów krystalizacji pierwotnej;
- zmian wewnętrznej budowy ziarn pierwotnych oraz zmniejszenie ich wymiarów, a przez to bardziej równomierne rozmieszczenie faz wtórnych
- zmian budowy eutektyki (w stopach zawierających łatwotopliwe eutektyki oraz przemieszczenie punktu eutektycznego (jego składu chemicznego i temperatury)).

W stopach eutektycznych aluminium - krzem, tj. w **siluminach** (najcz. cieżej poddawanych modyfikacji), na miejsce przypadek „c”, tj. zmiana budowy eutektyki (jej rozdrobnienie) i przemieszczenie punktu eutektycznego.

W praktyce, dla zmodyfikowania siluminów wprowadza się do ciekłego stopu albo sól metaliczny w ilości 0,1 — 0,2% ci aru stopu, albo fluorek sodu w ilości 0,6 — 2,0% ci aru stopu; spotyka się te modyfikowanie siluminu mieszanin fluorku sodu z chlorkiem sodu w ilości 0,6—2,0% ci aru stopu.

Działanie modyfikatora polegające na przemieszczeniu punktu eutektycznego w prawo, w kierunku większych zawartości krzemu (od 12,6 do ok. 13,5%) i temperatury eutektycznej w dół (od 577°C do ok. 564°C) ilustruje linia przerywana na rys. 14.4a. W efekcie takiego działania modyfikatora stop o składzie eutektycznym uzyskuje strukturę charakterystyczną dla stopu podeutektycznego, złożoną z pierwotnych (o układzie dendrytycznym) ziarn roztworu α, na tle **drobnoziarnistej** eutektyki (fot. 14.3). Proces modyfikacji stopu wywołuje zwiększenie jego własności mechanicznych. Na przykład dla stopu AK9 odlanego do formy piaskowej (bez modyfikacji) R_m z wartości 147 MPa wzrasta do 226 MPa po modyfikacji. Modyfikowane stopy Al-Si wykazują również lepsze własności odlewnicze i podwyższoną odporność korozyjną w stosunku do stopów niemodyfikowanych. W odlewach dużych pod względem masy nie można wyeliminować wad wynikających z rozpuszczalności gazów w ciekłym metalu i tworzenia błonek tlenkowych podczas krzepnięcia stopu.

Celem polepszenia własności mechanicznych odlewów z siluminów dwuskładnikowe stopy Al-Si uzupełnia się pierwiastkami stopowymi (Mg, Cu, Mn i inne). Siluminy wieloskładnikowe z reguły podlegają obróbce cieplnej, która wywołuje dodatkowe polepszenie ich własności mechanicznych.

14.3.3. Stopy aluminium do przeróbki plastycznej

Gatunki stopów aluminium do przeróbki plastycznej ujemuje PN-79/H-88026. Wśród 22 gatunków stopów są stopy dwuskładnikowe, trójskładnikowe i wieloskładnikowe, zawierające poza aluminium następujące pierwiastki: Mg, Mn, Cu, Si, Ni, Fe, Zn, Cr, Ti. Gatunek stopu określa się za pomocą znaku lub cechy. Znak stopu budowany jest analogicznie jak dla stopów odlewniczych, tj. składa się z symboli pierwiastków oraz cyfr określających ich ilość. Cecha, natomiast, składa się z dwóch liter PA (co oznacza stop aluminium do przeróbki plastycznej) oraz liczby jednocyfrowej lub dwucyfrowej, określającej umownie kolejny numer stopu (PA1, PA20, PA25 itd.)¹⁾. Czasy stopów do przeróbki plastycznej ujęte w tablicy 14.4.

¹⁾ Kolejne numery stopów nie są ujęte w porządku od najmniejszego do największego, ale występują w kolejności przypadkowej.

Tablica 144

Stopy aluminium do przeróbki plastycznej, wg PN-76H-88026

Gatunek stopu		Składniki stopów										Dopuszczalna zawartość zanieczyszczeń									
Znak	Cecha	Cu	Mg	Mn	Si	Ni	Fe	Zn	Cr	Ti	Al	Cu	Mg	Mn	Si	Ni	Fe	Zn	Cr	Ti	
AlMg1	PA43	—	0,7-1,2	—	—	—	—	—	—	0,2	Reszta	0,1 ¹⁾	—	0,3 ⁴⁾	0,4	—	0,4	0,2 ¹⁾	0,1	0,2	
AlMg2	PA2	—	1,7-2,6	0-0,6 ⁴⁾	—	—	—	—	—	—		0,1 ¹⁾	—	—	—	0,4	—	0,4	0,2	0,2	0,2
AlMg5	PA20	—	4,3-5,8	0,2-0,6 ³⁾	—	—	—	—	0,05-0,25	—		0,1 ¹⁾	—	—	—	0,4	—	0,4	0,2	—	0,15
AlMn1	PA1	—	—	—	—	—	—	—	—	—		0,1 ¹⁾	0,3	—	—	0,6	—	0,7	0,2	—	0,2
AlMgSi	PA38	—	0,4-0,9	1,0-1,5	0,3-0,7	—	—	—	—	—		0,1 ¹⁾	0,3	—	—	0,6	—	0,7	0,2	—	0,2
AlMg1Si1Mn	PA4	—	0,7-1,5	—	0,7-1,5	—	—	—	—	—		0,1 ¹⁾	—	—	—	—	—	0,5	—	—	0,2
AlMg1SiCu	PA45	0,15-0,40	0,8-1,2	0,2-1,0	0,4-0,8	—	—	—	0,15-0,35	—		—	—	—	0,15	—	—	0,7	0,25	—	0,15
AlCu4Mg1	PA6	3,3-4,8	0,4-1,1	0,4-1,0	—	—	—	—	—	—		—	—	—	—	0,7	0,1	0,7	0,3	—	0,2
AlCu4Mg2	PA7	3,8-4,9	1,2-1,8	0,4-0,9	—	—	—	—	—	—		—	—	—	—	0,5	0,1	0,5	0,3	—	0,2
AlCu2Mg2NiSi	PA21	3,8-4,5	0,4-0,8	0,4-0,5	—	—	—	—	—	—		—	—	—	—	0,5	—	0,5	0,1	—	—
AlCu2Mg	PA24	2,0-3,0	0,2-0,5	—	—	—	—	—	—	—		—	—	—	0,2	0,5	—	0,5	0,1	—	0,2
AlCu2Mg2NiSi	PA29	1,9-2,5	1,4-1,8	—	0,5-1,2	0,8-1,3	0,8-1,3	—	—	—		—	—	—	0,2	—	—	—	0,3	—	0,2
AlCu2Mg2Ni1	PA30	1,9-2,7	1,2-1,8	—	—	0,8-1,4	0,8-1,4	—	—	—		—	—	—	0,2	0,35	—	—	0,3	0,1	—
AlCu4SiMn	PA33	3,9-4,8	0,4-0,8	0,4-1,0	0,6-1,2	—	—	—	—	—		—	—	—	—	—	0,1	0,7	0,3	—	0,2
AlZn6Mg2Cu	PA9	1,4-2,0	1,8-2,8	0,2-0,6	—	—	—	5-7	0,10-0,25	—		—	—	—	—	0,5	—	0,5	—	—	—

¹⁾ Dla zwi kszenia odporno ci na korozj , w stopach AlMg1, AlMg2, AlMg3, AlMg5, AlMn1 po uzgodnieniu zawarto tytanu **powinna** wynosi 0,02-0,2%, zawarto miedzi nie powinna przekracza 0,05%, a zawarto cynku 0,1%.

²⁾ W stopach z tytanem dopuszcza si ca kwit lub cz ciow zamian tytanu borem albo innymi pierwiastkami modyfikuj cymi, zabezpieczaj cymi drobnziarnist struktur stopu.

³⁾ W stopach AlMg1, AlMg2 i AlMg5, przeznaczonych do anodowego utleniaania, zawarto chromu nie powinna przekracza 0,05%, a zawarto manganu 0,3%.

⁴⁾ W stopach AlMg2 i AlMg3 na danie zamawiaj cego zawarto manganu powinna wynosi 0,2—0,6%.

Z tablicy 14.4 wynika, iż można wykonać stopy Al-Mg o zawartości mniejszej niż 6% Mg: AlMg1-PA43; AlMg2-PA2; AlMg3-PA11; AlMg5-PA20 (nazwa handlowa hydronalium). Stopy aluminium z magnezem, zawierające ponadto do 0,5% Mn (antikorodal) są dobrze spawalne oraz odporne na korozję, wobec czego znalazły zastosowanie w przemyśle okrętowym na nadbudówki jednostek pływających, szalupy, kadłuby małych jednostek specjalnych i inne konstrukcje spawane dla gospodarki morskiej. Stopy AlMg3 i AlMg5 podlegają utwardzaniu wydzieleniowemu (przesycaniu z temperatury 450°C i starzeniu w temperaturze 160°C przez 12h).

Stop aluminium zawierający 0,5% Mg i 0,5% Si (AlMgSi), zwany alderem posiada mały opór właciwy, więc jest stosowany, na przewody elektroenergetyczne, ponadto stosowany bywa na konstrukcje budowlane oraz sprzęt turystyczny. Stop podlega również utwardzeniu wydzieleniowemu; przesycaniu z 550°C, zgniotowi do 90%, starzeniu w 160°C przez 10h lub starzeniu samorzutnemu (naturalnemu) przez 70h.

Stop zawierający 1% Mg i 1% Si oraz dodatek Mn lub Cu (AlMg1SiMn-PA4 lub AlMg1SiCu-PA45) bywa stosowany w budownictwie, produkcji rodków transportu, sprzętu zmechanizowanego, mebli i innych.

Stopy Al-Mn o zawartości 1% Mn (alumen), odznaczają się dużą odpornością na korozję i dobrą spawalnością. Stop gatunku AlMn1-PA1, stosowany jest na spawane zbiorniki do transportu cieczy i gazów oraz do wyrobu aparatury dla przemysłu spożywczego i chemicznego.

Do zastosowania znajdują stopy Al-Cu-Mg (durale). Stopy te mogą zawierać 2-5% Cu, mniej niż 2% Mg oraz niekiedy poniżej 1% Mn, Ni, Fe, Si. Jeżeli stop zawiera mniej niż 3% Cu, to charakteryzuje się dużą plastycznością, a jeżeli >4% Cu - dużą wytrzymałością, szczególnie po utwardzeniu wydzieleniowym. Odporność korozyjna stopów Al-Cu jest mała (patrz p. 14.2), więc produkowane są blachy z duraluminium platerowane (jednostronnie lub dwustronnie) aluminium. Stopy te, w postaci blach, kształtowników, rur itp. są często stosowane na konstrukcje silnie obciążone; między innymi w przemyśle lotniczym, budownictwie i transporcie (AlCu4Mg1-PA6, AlCu4Mg2-PA7). Niektóre stopy (AlCu2Mg2Ni1-PA30, AlCu2Mg2NiSi-PA29) charakteryzują się możliwością eksploatacji w podwyższonych temperaturach do około 200—300°C, stąd nazwa ich stopów -oodporne.

Stopy Al-Zn-Cu-Mg (durale cynkowe) zawierają 6% Zn, 2% Cu, 2% Mg oraz mniej niż 0,25% Cr. W stanie obrobionym cieplnie (po przesyceniu i starzeniu) charakteryzują się najwyższą wytrzymałością wśród stopów aluminium. Stop AlZn6Mg2Cu-PA9 jest stosowany na silnie obciążone części konstrukcji lotniczych i innych rodków transportu.

14.3. Obróbka cieplna stopów aluminium

Stopy aluminium najczęściej poddawane są wyarzaniu lub utwardzaniu wydzieleniowemu - złożonemu z przesykania a następnie starzenia tzw. naturalnego lub przyspieszonego. Niektóre stopy aluminium podlegają także obróbce cieplno-plastycznej.

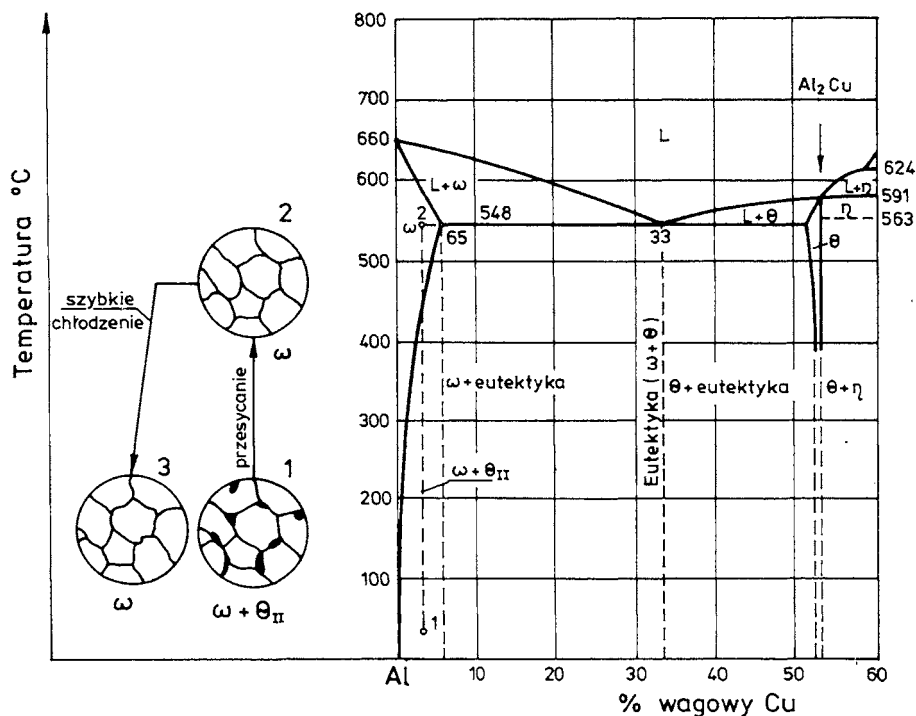
Wyarzanie **ujednorodniające** stosowane jest dla wielkich stopów odlewniczych. Dla stopów Al-Mg wyarzanie ujednorodniające przeprowadza się w temperaturze 450—480°C w ciągu 10—12h z następnym powolnym chłodzeniem do temperatury 350°C; poniżej tej temperatury prędkość chłodzenia może być dowolna. Dla stopów Al-Mn wyarzanie przeprowadza się w temperaturze 500—520°C w ciągu 6—12h z następnym chłodzeniem na powietrzu. Celem wyarzania ujednorodniającego jest usunięcie skutków segregacji dendrytycznej, a tym samym polepszenie podatności do obróbki plastycznej.

Wyarzanie **rekrytalizujące** stosowane jest tylko do stopów przerobionych plastycznie na zimno. W zależności od składu stopu i stopnia zgniotu temperatura obróbki cieplnej może się zmieniać. Najczęściej wyarzanie rekrytalizujące prowadzi się w temperaturze 350—400°C w czasie 6—8h, z chłodzeniem na powietrzu. Celem wyarzania rekrytalizującego jest usunięcie skutków zgniotu, tzn. obniżenie właściwości wytrzymałościowych, a podwyższenie właściwości plastycznych.

Wyarzanie **odprężające** wykonuje się dla odlewów, jak i wyrobów plastycznie przerobionych na zimno. Wyarzanie odprężające odlewów prowadzi się w temperaturze 120—150°C przez 10—15h (w zależności od wymiarów odlewu). Wyarzanie odprężające wyrobów walcowanych i ciągnionych wykonuje się w temperaturze 100—150°C przez kilka do kilkunastu godzin. Celem tej obróbki cieplnej jest usunięcie naprężeń technologicznych związanych z procesem wykonywania półwyrobu.

W celu zwiększenia wytrzymałości wyrobów lub konstrukcji często prowadzi się obróbkę cieplną zwaną **utwardzaniem wydzieleniowym**, złożoną z **przesykania** oraz **starzenia**. Efekt umocnienia przy obróbce cieplnej wykazują stopy, których składniki stopowe posiadają zmienną rozpuszczalność w aluminium, malejącą wraz z obniżaniem temperatury (rys. 14.3, 14.5). Mogą to być stopy dwuskładnikowe (Al-Cu) jak i wieloskładnikowe (Al-Cu-Mg-Mn).

Z rysunku 14.5 wynika, że roztwór stały graniczny może zawierać 5,7% Cu w temperaturze eutektycznej (548°C) a tylko 0,1% Cu w temperaturze pokojowej. Teoretycznie, w tym zakresie zawartości miedzi w stopie może być przesykanie stopu. Z uwagi na znaczny odległość punktu granicznej rozpuszczalności (5,7%) od punktu eutektycznego (33,0%) w praktyce istnieje możliwość przesykania stopów o większej od granicznej zawartości miedzi, tzn. do około 10% Cu.



Rys. 14.5. Układ równowagi fazowej Al-Cu, od strony Al i schemat zmiany struktury podczas przesycańia stopu Al-Cu

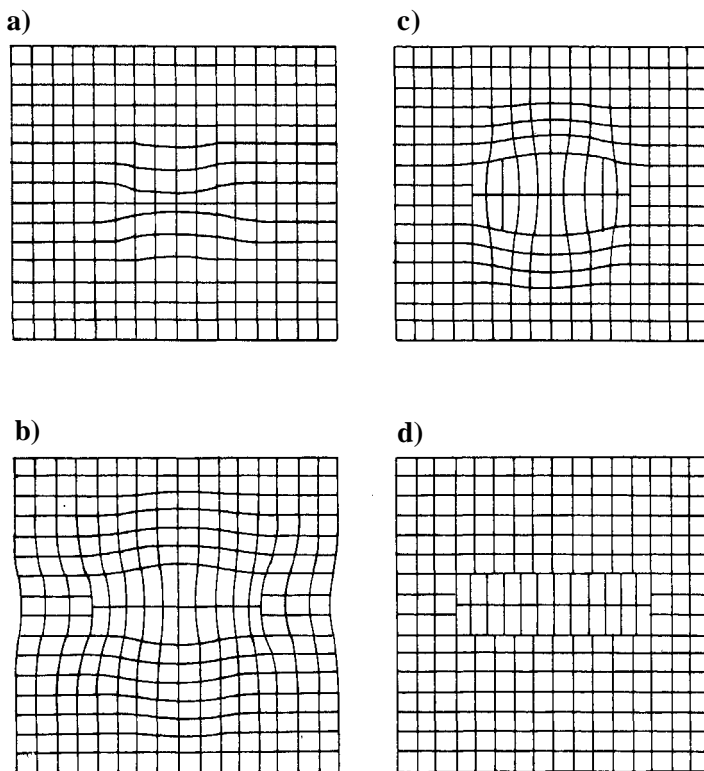
Zgodnie z układem równowagi fazowej powolne chłodzenie interesujących nas stopów aluminium - miedź, o zawartości do 5,7% Cu, prowadzi do struktury dwufazowej ($\omega + \theta_{II}$), przy czym ω - roztwór stały miedzi w aluminium, θ_{II} - faza międzymetaliczna (Al_2Cu). Szybkie chłodzenie stopu poprzednio nagrzanego do temperatury powyżej linii granicznej rozpuszczalności do temperatury otoczenia pozwala uzyskać strukturę jednofazową (ω), która jest przesyconym roztworem stałym miedzi w aluminium. Przesycony stop charakteryzuje się dużą plastycznością i niską wytrzymałością na rozciąganie. Czas zachowania dużej plastyczności jest ograniczony i zależy od składu chemicznego stopu.

Podczas nagrzewania wyrobów do obróbki cieplnej należy dokładnie regulować zakres temperatury nagrzewania, bowiem jej wartość jest bliska temperaturze eutektycznej (solidusu), której podczas obróbki cieplnej **nie wolno przekroczyć**. Oziębienie prowadzi się w wodzie o temperaturze pokojowej lub niższej.

Starzenie (proces konieczny dla umocnienia stopu) może odbywać się w temperaturze otoczenia - **starzenie naturalne** - lub podwyższonej - **starzenie przyspieszone** (sztuczne). Ponieważ przesycony roztwór stały jest nietrwały, więc pod wpływem energii cieplnej dostarczonej z zewnątrz podlega przemianom w kierunku większej stabilności (trwałości).

Proces starzenia (naturalnego lub przyspieszonego) nie występuje natychmiast po ochłodzeniu, bowiem opiera się na dyfuzji atomów miedzi, która zależy od czasu. Konieczność wystąpienia dyfuzji, pozwala na stwierdzenie i proces starzenia przebiega etapami. Najbardziej charakterystyczne dla stopów Al-Cu wyróżnia się następujące etapy starzenia (rys. 14.6):

Etap pierwszy, przebiegający w temperaturze pokojowej lub po nagrzaniu do temperatury nie wyższej niż 100°C . W przesyconym roztworze stałym miedzi w aluminium, wzdłuż płaszczyzn sieci roztworu stałego $\{100\}$, tworzą się



Rys. 14.6. Schemat zmian w sieci stopu Al-Cu podczas procesu starzenia: a - stop przesycony, b - powstawanie skupień atomów miedzi - stref G-P1, c - powstawanie wydzieleń G-P2 o sieci koherentnej z sieci roztworu macierzystego, d - powstanie sieci oderwanej (niekoherentnej) roztworu i wydzieleń

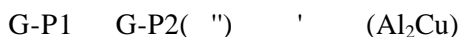
płaskie skupienia atomów miedzi o koncentracji wyższej niż w pozostałym roztworze. Skupienia te noszą nazwę stref Guinier-Prestona (G-P1) (rys. 14.6b). Wykazują one wymiary submikroskopowe - grubość 5 - 10 Å i średnica 30 Å w temperaturze 20°C, albo średnica 80 Å w temperaturze 100°C. Koncentracja atomów miedzi w strefach G-P1 jest wyższa niż w roztworze podstawowym, ale niższa niż w fazie Al₂Cu. W strefach G-P1 zachowany jest ten sam rodzaj sieci elementarnej jak w roztworze podstawowym, ale wskutek różnicy wymiarów atomów Al i Cu (10%) zwiększenie koncentracji miedzi powoduje wzrost parametrów sieci przy zachowaniu właściwości koherentnej¹⁾ sieci obu roztworów (podstawowego i o wyższej koncentracji miedzi). Odkształcenie sieci w obszarze strefy G-P1 powoduje zmianę właściwości stopu (wzrost HB i R_m). Wzrost twardości stopu odpowiada wzrostowi ilości wydzielonych stref G-P1.

Etap drugi przebiegający w temperaturach powyżej 100°C charakteryzuje się powstawaniem stref G-P2 (rys. 14.6c), które od G-P1 różnią się wymiarami (grubość około 30 Å i średnica około 300 Å) oraz większą koncentracją miedzi. Ponadto zaobserwowano w strefach G-P2 większe uporządkowanie w rozmieszczeniu atomów miedzi i aluminium w sieci krystalicznej. Nie są to już lokalne segregacje lecz wydzielienia fazy przesyconej, związanej koherentnie z roztworem podstawowym. Powstawanie tej fazy powoduje dodatkowe zwiększenie twardości i wytrzymałości stopu, ale obniżenie jego właściwości plastycznych.

W etapie trzecim przebiegającym powyżej 200°C wytwarza się faza θ' . Skład chemiczny tej fazy zbliżony jest do składu Al₂Cu, lecz struktura jej jest inna. Faza ta jest również koherentnie związana z roztworem podstawowym.

Etap czwarty (tylko w podwyższonych temperaturach) charakteryzuje się zerwaniem właściwości koherentnych oraz utworzeniem stabilnej fazy θ (Al₂Cu) (rys. 14.6d). W efekcie obserwuje się obniżenie twardości i wytrzymałości stopu. Można określić to jako „przestarzenie” stopu.

Przebieg zjawisk podczas starzenia stopów wcześniej przesyconych można przedstawić w sposób schematyczny:



Trzeba pamiętać jednak, iż poszczególne etapy nie mogą być od siebie oddzielone ostrymi granicami.

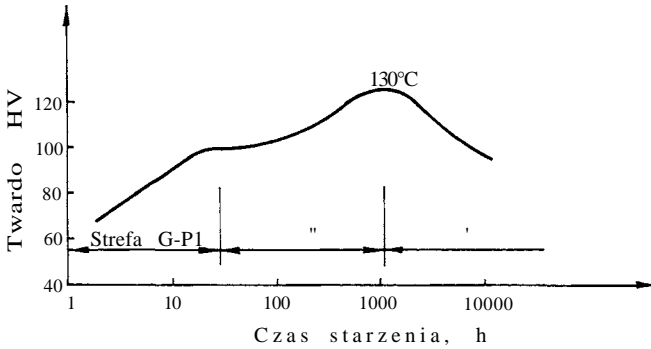
Starzenie samorzutne (naturalne), objawiające się powolnym procesem dyfuzji atomów miedzi, prowadzi zawsze do umocnienia stopu. Starzenie

¹⁾ Zjawisko koherencji polega na sprzeczności sieci wydzielającej się fazy z sieci fazy macierzystej za pośrednictwem atomów pierwiastka uczestniczącego równocześnie w dwóch różnych sieciach. Koherencja poprzedza więc wydzielanie się nowej fazy i tworzenie wyraźnej granicy fazowej, co wywołuje w konsekwencji zanik koherencji.

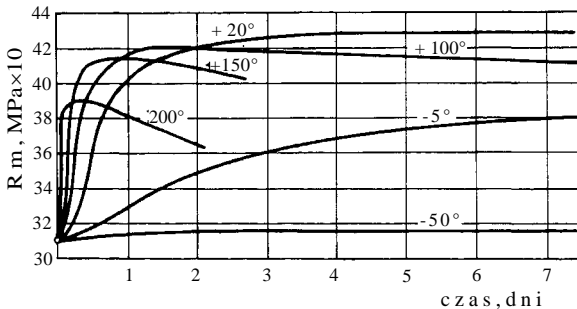
przyspieszone (przy niewłaściwie dobranych parametrach obróbki cieplnej) może doprowadzić do przestarzenia.

W celu uzyskania optymalnych właściwości wytrzymałościowych obrabianego cieplnie stopu należy proces starzenia zakończyć na etapie wydzielania sił fazy θ , tj. wówczas gdy na krzywej zmiany twardości w czasie starzenia (rys. 14.7) występuje maksimum.

Charakter zmiany właściwości mechanicznych stopu jest uzależniony nie tylko od czasu, ale i temperatury procesu starzenia (rys. 14.8). Z rysunku wynika, że stop PA9 przesycony przetrzymywany w temperaturze -50°C nie podlega prawie starzeniu, natomiast przetrzymywanie go w temperaturze -5°C nie zabezpiecza go już przed starzeniem, które, co prawda powoli, lecz stale wpływa na podwyższenie właściwości wytrzymałościowych. Wykres ten wskazuje poza tym, że maksymalną wytrzymałość uzyskuje stop przesycony



Rys. 14.7. Zależność twardości od czasu wygrzewania stopu Al+4%Cu przesyconego i starzonego w temperaturze 130°C



Rys. 14.8. Wpływ temperatury i czasu na wytrzymałość na rozciąganie stopu PA9 po przesyconiu w wodzie od temperatury 500°C

Tablica 145

Zmiany własności mechanicznych wybranych stopów aluminium pod wpływem obróbki cieplnej

Przeznaczenie	Stop		Własności mechaniczne						
	Znak	Cecha	przed obróbką cieplną			Obróbka	po obróbce cieplnej		
			R _m , [MPa]	A ₅ , [%]	HB	(oznaczenie)	R _m , [MPa]	A ₅ , [%]	HB
do odlewania	AlSi21CuNi	AK20	170	0,8	65-80	tb	200	0,2	90
	AlSi13Mg1CuNi	AK12	180-195	0,8	60-80	tb	220	0,5	95
	AlSi11	AK11	160-180	2-3	50-55	tc	200	6,0	55
	AlSi7Mg	AK7	160	2,0	50	tb	210	2,0	65
	AlSi6Cu4	AK64	160	1,0	60				
	AlMg10	AG10	220-250	5,0-13,0	60	tc	300	10,0	70
	AlMg5Si	AG51	150-190	1,0-2,0	55				
	AlCu	AM5	120	6,0	50	tb	230	3,0	70
do przeróbki plastycznej	AlMn1	PA1	120	24,0	38	nie podlegaj umocnieniu pod wpływem gniotu			
	AlMg5	PA2	190	23,0	45				
	AlMg5	PA20	280	22,0	50				
	AlMg1Si	PA4	180	20,0	55	ta	320-400	18,0-19,0	95-110
	AlCu4MgSi	PA6	280	19,0	85	tf	295-440	10,0-17,0	100-110
	AlCu2Mg2Ni1	PA30	320	16,0	85	tf	430	15,0	110
	AlZn6Mg2Cu2	PA9	500	4,2-5,5	110-120	tf	590-685	5,0-12,0	140-160

przy przetrzymywaniu go w temperaturze otoczenia (20°C) już po czterech dniach od chwili przesylenia i w stosowaniu w wyższych temperaturach przyspiesza starzenie, lecz uzyskane właściwości wytrzymałościowe są już nieco niższe.

Efekty obróbki cieplnej dla wybranych stopów aluminium odlewniczych i do przeróbki plastycznej zestawiono w tablicy 14.5.

Struktury stopu PA38 bezpośrednio po przesyłaniu oraz po starzeniu w temperaturze 120°C ilustrują fotografie 14.4 i 14.5.

15. STOPY ŁO YSKOWE

15.1. Wiadomości podstawowe

W łożysku lizgowym wyróżniamy trzy podstawowe elementy: **czop**, **panewka** i **smar** (rys. 15.1).

Czop, stanowi cylinder wału lub osi, wykonany jest zwykle ze stali, natomiast element łożyska (zwany panewką), bezpośrednio stykający się z czopem, wykonuje się z różnych stopów, zwanych łożyskowymi (tablica 15.1). Ze względu na wytrzymałość, jak i z powodu oszczędzania drogich stopów łożyskowych, korpus panewki wykonuje się ze stali, a tylko ich powierzchnie wewnętrzne pokrywa się stopem łożyskowym.

Tablica 15.1

Rodzaje stopów łożyskowych

Lp.	Stop łożyskowy	Norma lub producent
1	Stopy łożyskowe cyny Ł89(SnSb8Cu3); Ł83(SnSb11Cu6); Ł83Te(SnSb11Cu6Te); Ł80S(SnSb12Cu6Cd). Stopy łożyskowe ołowiu - Ł16(PbSn16Sb16Cu2); Ł6(PbSn6Sb6); Ł10As(PbSn10Sb14Cu2As).	PN-82/H-87111
2	Stopy miedzi Brzozy: B10(CuSn10); B101(CuSn10P); B1010(CuSn10Pb10); B476(CuSn4Zn7Pb6); B520(CuSn5Pb20); BK331(CuSi3Zn3Mn). Brzozy ołowiu spiekane: BO30L(CuPb30) Mosiądze: MM47(CuZn43Mn4Pb3Fe).	PN-91/H-87026 PN-81/1137-01
3	Stopy aluminiowe Stop siatkowy Al-Sn(20%)	Glacier Wielka Brytania
4	Stopy cynku Z105(ZnAl10Cu5); Z284(ZnAl128Cu4).	PN-80/H-87102

Rozróżnia się dwa typy panewek: grubościenne (sztywne) i cienkościenne (wiotkie). Pojęcie grubo- lub cienkościenne jest oczywiście umowne i jest wielkością względną, tzn. klasyfikacja opiera się na stosunku ł cznej grubości cianki do średnicy wewnętrznej (g:d).

Za **cienkościenne panewki** uważa się panewki, których stosunek g:d wynosi $0,02 \div 0,04$. Stanowi one nowszy typ łożysk, który zdobył sobie już wyjątkowo w silnikach samochodowych (panewki są całkowicie wymienne, co ułatwia naprawy), a ostatnio coraz częściej jest stosowany w silnikach kolejowych i okrętowych. Cienka, sprężysta cianka panewki nie zapewnia sama odpowiedniej sztywności i kształtu geometrycznego łożyska - funkcje te przejmują na siebie gniazdo łożyska (kadłub, łeb korbowodu).

Technologia produkcji panewek cienkościennych jest zupełnie inna niż panewek grubościennych. Najpierw nanosi się na tałm stalową warstwę stopu metodą cięgi, a następnie z otrzymanej w ten sposób tałmy dwumetalowej (bimetalowej) wykonuje się panewki.

Warstwę stopu łożyskowego nanosi się na stalową tałm trzema sposobami:

- przez wylewanie (stopy łożyskowe cyny i ołowiu),
- przez spiekanie i walcowanie (brzoły ołowiowe),
- przez nawalcowanie i zgrzewanie (stop siatkowy aluminiowo-cynowy).

15.2. Wymagania stawiane stopom łożyskowym

Główne wymagania stawiane stopom łożyskowym określają w zasadzie trzy grupy charakterystycznych właściwości, a mianowicie:

1. Właściwości ruchowe (lizgowe):

- dobra smarowność,
- niewrażliwość na zacieranie się w czasie pracy,
- możliwość włączania produktów tarcia w powierzchnię lizgową,
- zdolność do odkształcania się.

2. Właściwości mechaniczne:

- dobra wytrzymałość na ciskanie,
- odpowiednia wytrzymałość na zmęczenie,
- stosunkowo dobra odporność na uderzenie,
- mała zmienność twardości przy podwyższonej temperaturze.

3. Właściwości fizykochemiczne:

- dobre przewodnictwo cieplne,
- odpowiedni współczynnik rozszerzalności cieplnej,
- duża odporność na korozję chemiczną.

Takiego uniwersalnego stopu łożyskowego, który spełniałby wszystkie wymienione wymagania - **nie ma**, a więc w zależności od warunków pracy

danego łożyska dobiera się odpowiedni stop łożyskowy (przy doborze materiału należy kierować się również względami ekonomicznymi).

Warunki pracy łożyska mogą być różne. Słone określone przez rozmaite czynniki, z których najważniejsze to:

- rodzaj obciążenia - stałe lub zmienne co do kierunku i wielkości. Najbardziej niebezpieczne dla łożyska są obciążenia dynamiczne. Powodują one pęknięcia typu zmęczeniowego i wykruszenia materiału;
- wielkość obciążenia - im jest ono większe, tym krótszy czas pracy łożyska. Obciążeniem (naciskiem) jednostkowym nazywa się obciążenie łożyska przypadające na jednostkę płaszczyzny rzutu powierzchni lizgowej. Oznaczane jest ono przez p i wyrażane w MPa;
- szybkość obrotowa czopa - oznacza się ją przez V i mierzy w m/s;
- temperatura pracy łożyska - wzrost temperatury powoduje spadek lepkości smaru;
- inne, jak: warunki odprowadzania ciepła, rodzaj tarcia (suche, płynne, mieszane itp.).

Iloczyn $p \cdot V$ charakteryzuje natężenie pracy łożyska. Tym wielkością posługuje się zwykle przy doborze stopu łożyskowego dla danych warunków pracy (tabl. 15.2).

Tablica 15.2

Warunki pracy niektórych stopów łożyskowych

Stop łożyskowy	Dopuszczalne warunki pracy			Charakter obciążenia łożyska
	nacisk jednostkowy p [MPa]	prędkość obrotowa czopa V [m/s]	iloczyn pV [MPa m/s]	
Ł89(SnSb8Cu3)	<10	>5	<50	statyczne i dynamiczne
Ł16(PbSn16Sb16Cu2)	<10	>1,5	<15	statyczne
B476(CuSn4Zn7Pb6)	<8	<3	<12	statyczne uderzeniowe
Z284(ZnA128Cu4)	<20	<7	<100	statyczne
eliwo szare	<7,5	<1,5	<6	łożyska wolnobieżne

Należy tu zaznaczyć, że najlepsze skojarzenie nieraz przeciwstawnych, wymienionych wcześniej wymaga, uzyskuje się w materiałach o strukturze złożonej z dwóch lub większej ilości faz, odpowiadającej klasycznej zasadzie Charpy. Według tej zasady, struktura powinna być złożona z twardych kryształów równomiernie rozmieszczonych w miękkiej i plastycznej osnowie (rys. 15.1). W czasie pracy twarde kryształy przejmują na siebie

Materiał czopów

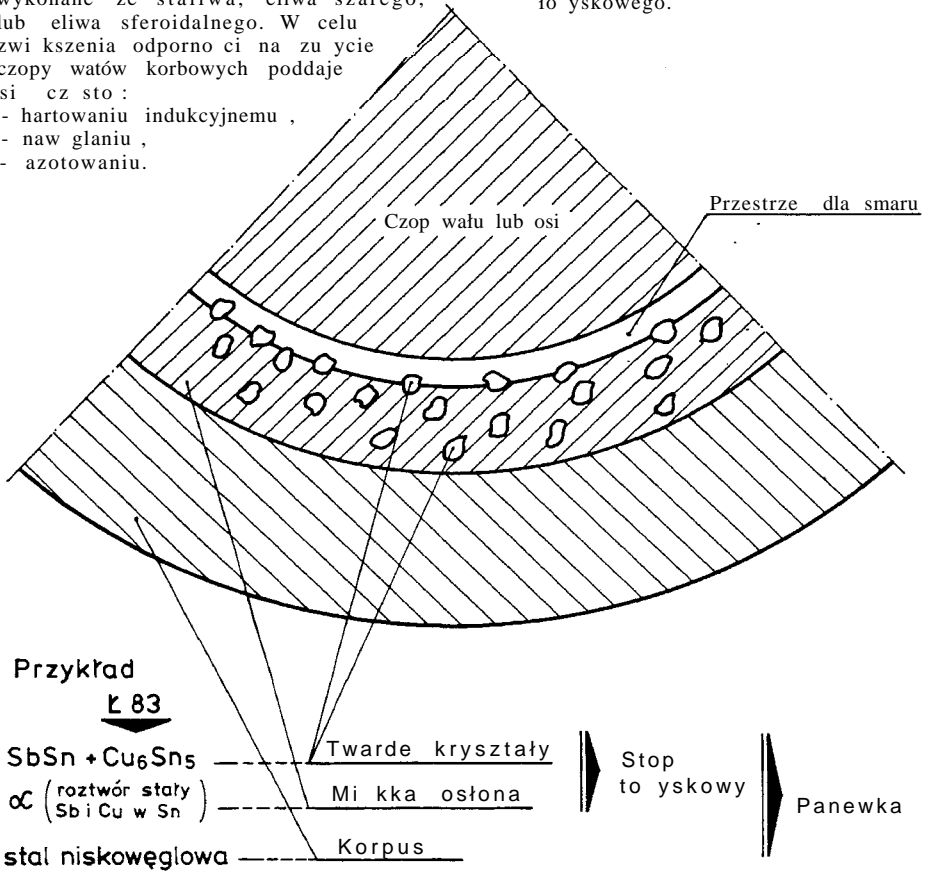
W silnikach o niewielkim obciążeniu do produkcji wałów korbowych stosuje się stale w głowie konstrukcyjne zwykłej (St5, St6) lub wyższej (15X, 35, 45) jako ci, a w silnikach wysokoobrotowych stale stopowe zawierające takie dodatki jak Cr, Ni, Mn i Mo. Typowe przykłady stali stopowych stosowanych na watach korbowych: UHG, 25HM, 40HM, 20H, 38HMJ. Obok wałów stalowych spotyka się niekiedy wały wykonane ze staliwa, eliwa szarego, lub eliwa sferoidalnego. W celu zwiększenia odporności na zużycie czopy wałów korbowych poddaje się czysto:

- hartowaniu indukcyjnemu,
- nawęglaniu,
- azotowaniu.

Panewki

Grubościenne - materiałem wyjściowym na panewki są odlewki, odcinki rur lub kawałki grubej blachy zginane pod prasą. Grubościenne warstwy lizgów 6 do 0,1 mm.

Cienkościenne - podłożem jest ta ma stalowa zimnowalcowana (np. 08X) o grubości od 1 do 4mm powleczona cienką (0,1, 0,5 mm) warstwą stopu tożyskowego.



Rys. 15.1. Elementy tożyska lizgowego

obciążenie i przekazuje na całą panewkę. Niezależnie od tego umożliwiają one wytworzenie między powierzchnią wału i powierzchnią panewki pewnej przestrzeni, którą wypełnia warstwa smaru. W przypadku, gdy poszczególne części panewki zostaną przeciążone, twarde kryształy wgniatają się w tych miejscach w miejscach podłoża i następuje wyrównanie obciążenia.

15.3. Stopy łożyskowe

15.3.1. Stopy łożyskowe cyny

W tablicach 15.3 i 15.4 zestawiono gatunki i składy chemiczne stosowanych obecnie w kraju stopów łożyskowych cyny (PN-82/H-87111). Do najbardziej rozpowszechnionych stopów cynowych należą: Ł89 i Ł83. Struktura stopu łożyskowego składa się z ziarn twardej fazy międzymetalicznej (Cu_6Sn_5) w metalicznym podłożu roztworu potrójnego Cu i Sb w cynie (a), (fot. 15.1). W strukturze stopu cynowego o większej zawartości Sb i Cu-Ł83, występują dwa rodzaje twardych ziarn (kryształów nośnych): fazy międzymetaliczne Cu_6Sn_5 (iglasty kształt) oraz SbSn (sześcioboki), (fot. 15.2). Miedź wprowadzona do stopu nie tylko tworzy twarde kryształy, ale przeciwdziała likwidacji ciętej krysztalów SbSn. Podczas obróbki mechanicznej tego stopu w pierwszej kolejności krzepnie faza Cu_6Sn_5 (ok. 415°C) w postaci iglastych kryształów tworzących „szkielet”. Krzepniecie w niższej temperaturze kryształy (SbSn) nie mają już swobody przesuwania się w ciekłym stopie, gdy są uwikłane w poprzednio wydzielonym szkielecie Cu_6Sn_5 (kryształy SbSn lżejsze od reszty roztopionego stopu mają tendencję do wypływania na powierzchnię). W stopach cynowych spełniona jest zasada Charpy:

- twarde kryształy nośne:
 1. Cu_6Sn_5 - 230HV 0,02
 2. SbSn - 65HV 0,02
- metaliczna osnowa
 3. - 20HV 0,02

Do wiadczalnie stwierdzono, że najlepsze własności wykazują stopy zawierające nie więcej niż 10÷12% Sb i 6—10% Cu. Wpływ zawartości miedzi i antymonu na właściwości mechaniczne stopów cyny przedstawia rys. 15.2. Wielkość kryształów SbSn i Cu_6Sn_5 (fot. 15.2 i 15.3) w strukturze stopu zależy w dużej mierze od szybkości stygnięcia stopu. Stopy o strukturze drobnoziarnistej odznaczają się dobrymi właściwościami mechanicznymi i przeciwciernymi.

Tabela 153

Gatunki i skład chemiczny stopów białoskowych cyny i ołowiu, wg PN-82/H-87111

Gatunek		Skład chemiczny [%]																		
znak	cecha	składniki stopowe									dopuszczalne zanieczyszczenia									
		Sn	Sb	Cu	As	Cd	Ni	Cr	Te	Pb	Fe	As	Zn	Pb	Bi	Al	Cd ¹⁾	Ni ¹⁾	Suma	
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	17	18	19	20	
SnSb8Cu3	Ł89	reszta	7,25÷8,25	2,5÷3,5	-	-	-	-	-	-	0,08	0,10	0,03	0,35	0,05	-	0,05	0,1	0,55	
SnSb11Cu ₆	Ł83	reszta	10÷12	5,5÷6,5	-	-	-	-	-	-	0,10	0,10	0,03	0,50 ¹⁾	0,05	0,05	0,5	0,2	0,75 ¹⁾	
SnSb11Cu ₆ Tc	Ł83Te	reszta	10÷12	5,5÷6,5	-	-	-	-	0,2÷0,5	do 15	0,10	0,10	0,03	-	0,05	0,05	0,5	0,2	0,75	
SnSb12Cu ₆ Cd	Ł80S	reszta	11÷13	5,0÷6,5	0,2÷0,5	1,0÷1,5	0,3÷0,6	0,03±0,2	-	-	0,05	-	0,05	0,10	-	0,05	-	-	0,20	
PbSn16Sb16Cu ₂	Ł16	15÷17	15÷17	1,5÷2,0	-	-	-	-	-	reszta	0,10	0,30	0,15	-	0,10	0,05	0,5	0,5	0,60	
PbSn10Sb14Cu ₂ As	Ł10As	9÷11	13÷15	1,0÷2,0	0,5÷0,9	-	-	-	-	reszta	0,10	-	0,15	-	0,10	0,05	0,6	0,3	0,35	
PbSn6Sb6	Ł6	5÷7	5,5÷7	-	-	-	-	-	-	reszta	0,10	0,15	0,10	-	0,10	0,05	0,1	0,1	0,40	

Wyniki analizy chemicznej w zestawieniu z wartościami liczbowymi podanymi w tablicy należy interpretować zgodnie z PN-70/N-02120.

¹⁾ Zawartość niklu i kadmu nie wlicza się do sumy zanieczyszczeń.

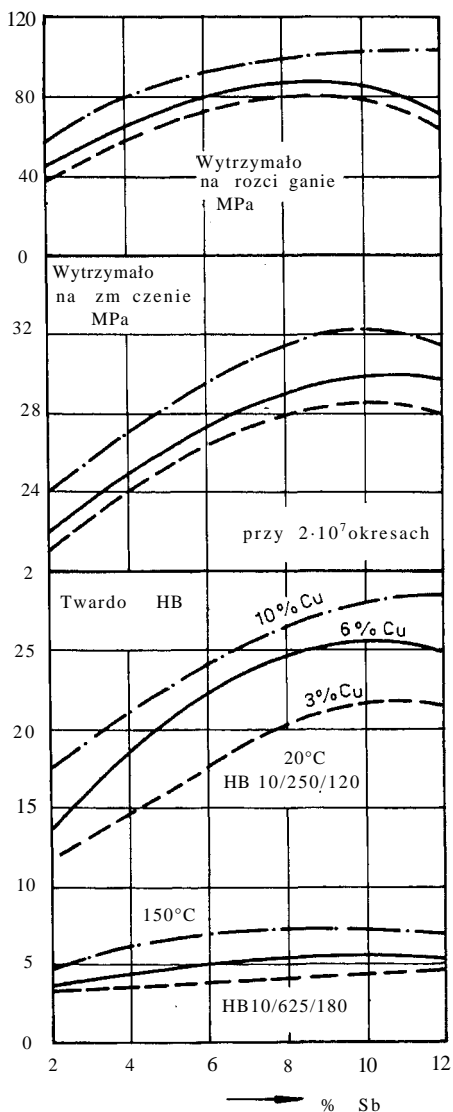
²⁾ Po uzgodnieniu zamawiający cego zawartość Pb w gatunku stopu Ł83 nie powinna przekraczać 0,35%.

³⁾ w gatunku stopu Ł83 suma zanieczyszczeń bez Pb, Ni i Cd nie powinna przekraczać 0,25%.

Tablica 154

Główne zastosowanie stopów żelaznych i dane orientacyjne warunków pracy, wg PN-82/H-87111

Cecha stopu	Przykład zastosowania	Dane orientacyjne warunków pracy
1	2	3
Ł89	wylanie odrodkowe ta m bimetalowych na panewki żelaznych pracujących przy obciążeniach dynamicznych i statycznych, lecz o dużej natężeniu i o średnich prędkościach obrotowych czopa ponad 1000 m/min	obciążenie statyczne i dynamiczne, nacisk do 10 MPa, prędkość obrotowa powyżej 5 m/s, iloczyn nacisku i prędkości poniżej 50 MPa·m/s
Ł83	wylanie panewek żelaznych pracujących przy obciążeniach dynamicznych i statycznych, lecz o dużej natężeniu i o średnich prędkościach obrotowych	
Ł83Te	wylanie panewek żelaznych pracujących przy obciążeniach dynamicznych i statycznych przy dużej natężeniu oraz dużych i średnich prędkościach obrotowych	obciążenie statyczne i dynamiczne, nacisk do 10 MPa, prędkość obrotowa powyżej 3 m/s, iloczyn nacisku i prędkości w granicach 15÷50 MPa·m/s
Ł80S	wylanie panewek żelaznych turbin parowych oraz wysokoobrotowych przekładni z batami pracujących przy obciążeniach dynamicznych i statycznych i dużych prędkościach obrotowych	obciążenie statyczne i dynamiczne, nacisk do 19 MPa, iloczyn nacisku i prędkości do 380 MPa·m/s; prędkość obrotowa do 20 m/s
Ł16	panewki żelazne pracujących przy średnim natężeniu pracy i średnich lub dużych prędkościach obrotowych	obciążenie statyczne, nacisk do 10 MPa, i prędkość obrotowa powyżej 1,5 m/s, iloczyn nacisku i prędkości do 5 MPa·m/s
Ł10As	panewki żelazne pracujących przy średnich obciążeniach uderzeniowych lub panewki żelazne pracujących przy obciążeniach statycznych przy średnim natężeniu i średnich prędkościach obrotowych	obciążenie statyczne, nacisk do 10 MPa, prędkość obrotowa powyżej 1,5 m/s, iloczyn nacisku i prędkości poniżej 30 MPa·m/s
Ł6	wylanie ta m bimetalowych na panewki żelazne samochodowych pracujących przy obciążeniach uderzeniowych o dużej natężeniu pracy, tylko do grubości warstwy stopu poniżej 0,5 mm	obciążenie uderzeniowe jak w silnikach gaźniczych przemysłowego samochodu



Rys. 152. Właściwości mechaniczne wysokocynowego stopu łożyskowego w zależności od zawartości Sb i Cu

Z wymienionych powodów PN-82/H-87111 (tabl. 15.3) ustala dopuszczalne zawartości szkodliwych domieszek. Tablica 15.4 przedstawia główne zastosowanie stopów łożyskowych cyny i orientacyjne warunki pracy. Obecnie, ze względu na wysokie ceny cyny stopy te są zastępowane przez stopy łożyskowe ołowiu.

Wpływ zanieczyszczeń stopów cynowych na ich własności jest następujący:

Ołów nawet w niewielkiej ilości zmniejsza udarność stopu, gdy tworzy z cyną kruchy związek wydzielający się na granicy ziarn oraz obniża odporność stopu na działanie podwyższonej temperatury, gdy obok podwójnej eutektyki cyny i ołowiu, powstaje eutektyka potrójna o jeszcze niższej temperaturze topnienia.

Arsen powoduje zanik igieł fazy międzymetalicznej Cu_6Sn_5 oraz zmniejsza plastyczność stopu. Dodatki stopowe Ni, As, Cd wpływają na zmiękłość i form krzepniętych faz. Poza tym wpływ arsenu polega na przeciwdziałaniu likwacji ciarowej, wpływ za kadmu na podniesieniu twardości i wytrzymałości roztworu podstawowego.

Bismut tworzy potrójną eutektykę Sb-Sn-Bi o niskim punkcie topnienia (około $135^\circ C$), a zatem jego obecność zmniejsza odporność stopu na temperaturę.

Cynk i aluminium powodują krystalizację związku cyny z antymonem w postaci gniazd, a więc niejednorodną strukturę i obniżają właściwości wytrzymałościowe.

Żelazo przyspiesza utlenianie stopu w temperaturze topnienia.

15.3.2. Stopy łożyskowe ołowiu

W tablicy 15.3, obok stopów cyny, przedstawione są stosowane w Polsce gatunki i składy chemiczne stopów łożyskowych ołowiu: Ł16(PbSn16Sb16Cu20), Ł10As(PbSn10Sb14Cu2As) i Ł6(PbSn6Sb12Cu2). Podobnie jak stopy cyny, stopy łożyskowe ołowiu mają budowę zgodną z zasadą Charpy. Strukturę jednego z tych stopów (Ł16) przedstawiono na fot. 15.4. Miedź stanowi roztwór potrójny cyny i antymonu w ołowiu. Twarde kryształy nie tworzą fazy międzymetalicznej SbSn i Cu₂Sb. Miedź tworzy ciągłą fazę międzymetaliczną Cu₂Sb spełniając ten sam rolę co Cu₆Sn₅ w stopie Ł83, tj. przeciwdziała likwacji czarnej, do której skłonne są kryształy bogate w lżejszy antymon. Niemniej, segregacja może wystąpić w przypadku zastosowania zbyt wysokiej temperatury wlewania stopu i powolnego jego studzenia (fot. 15.5). Przykłady zastosowania oraz orientacyjne dane warunków pracy stopów łożyskowych ołowiu przedstawia tablica 15.4.

Stopy łożyskowe cynowe i ołowiowe mają wiele korzystnych cech: miedź i cyna zwiększają wytrzymałość i zdolność wchłaniania zanieczyszczeń znajdujących się w warstwie smaru, na skutek czego mała cieńsza czop (nie musi być utwardzany), mała skłonność do zacierania, duża odporność na korozję, a ponadto przy zastosowaniu właściwej technologii stosunkowo łatwo daje się łączyć ze stalowym korpusem panewki.

Do niekorzystnych cech obu rodzajów stopów należy zaliczyć:

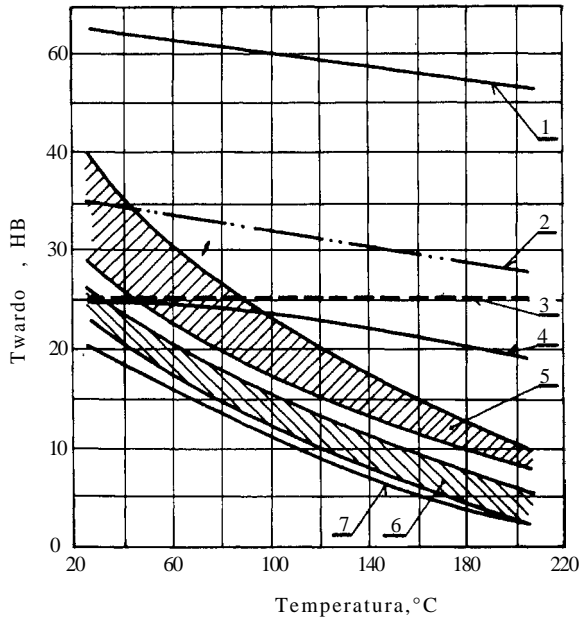
- znaczne zmniejszenie twardości (rys. 15.3) i wytrzymałości zwłaszcza zmęgniowej przy wzroście temperatury, stąd ta temperatura łożyska w czasie pracy nie powinna przekraczać 110°C (przy zastosowaniu brzo ołowiowego - 180°C, materiału łożyskowego 3-warstwowego - 150°C, stopu siatkowego Al-Sn20 - 130°C).

W bardzo ciężkich warunkach pracy silnie obciążonych łożysk silników rednio i szybkoobrotowych ($pV > 50$ MPa·m/s) stopy te zawodzą. W takich wypadkach poleca się na stopy łożyskowe:

- brzo ołowiowy,
- stop 3-warstwowo (panewka trójwarstwowa, łożyska 3-warstwowe);
- stop siatkowy Al-Sn20.

15.3.3. Brzo ołowiowy

Struktura brzo ołowiowego odpowiada „odwróconej” zasadzie Charpy (fot. 15.6). Osnowa jest twarda, tworzy ją gęsty szkielet miedzi. Stanowi on element nośny, a miedzią składnikiem wypełniającym ten szkielet jest ołów, który spełnia rolę awaryjnego smaru. Szkielet miedziany jest twardy, lecz



Rys. 15.3. Wpływ temperatury na twardość niektórych stopów łożyskowych: 1 - brzyna z ołowiem 80% Cu, 10% Sn, 10% Pb, 2 - siatkowy stop aluminiowy - 20% Sn, 3 - srebro, 4 - brzyna z ołowiu - 70% Cu, 30% Pb, 5 - stopy łożyskowe na osnowie kadmowej, 6 - stopy łożyskowe na osnowie cynowej, 7 - stopy łożyskowe na osnowie ołowiowej

nie kruchy i dlatego brzołowiane wykazują dużą odporność na obciążenia, także dynamiczne.

Charakterystycznym cechem brzołowianych, wyróżniając je spośród innych materiałów łożyskowych jest to, że w miarę zwiększania szybkości poślizgu **nie tracą** tak szybko zdolności przenoszenia dużych nacisków. Główną przyczyną tego zachowania jest duża odporność stopu na wysokie temperatury, nawet do 200°C (rys. 15.3). Jak wiemy takie temperatury mogą występować sporadycznie w łożyskach silników lotniczych (np.: w locie nurkowym).

Ze względu na znaczny udział miedzi przewodnictwo cieplne tych stopów jest wysokie (czterokrotnie większe niż stopów łożyskowych cyny) i pozwala na szybkie odprowadzenie ciepła z powierzchni poślizgowych. Poza tym, w porównaniu z innymi materiałami łożyskowymi, brzyna z ołowiu wykazuje znakomite cechy: przy tzw. biegu suchym lub biegu gorącym (brak lub przerwanie dopływu smaru) nie wytapia się ani nie zaciera wału, ponieważ przy temperaturze ok. 350°C z metalu panewki wydzielają się drobniutkie kropelki płynnego ołowiu, które pokrywają czop wału nadzwyczaj cienką warstwą.

Czop lizga si teraz na g bczastym szkielecie miedzi, nie zawieraj cej ołowiu, przy czym mo e nast pi samoczynne zahamowanie czopa, lecz powi kszej cy si szum i zwi kszej ce si obci enie mechanizmu ostrzega obsług przed wypadkiem. Je eli w wyniku tego powstało zatarcie, to jest ono niewielkie i ło ysko po oczyszczeniu nadaje si w wi kszo ci przypadków do u ytku.

Głównymi wadami br zów ołowiowych s :

- skłonno do likwacji ci arowej wobec du ej ró nicy pomi dzy ci arami wła ciwymi Cu i Pb;
- mała zdolno docierania si i du a twardo - powoduje stosunkowo szybkie zu ycie si czopów, dlatego czopy wałów współpracuj cych musz by utwardzone;
- mała odporno na korozj . Słabe kwasy organiczne, które mog znajdowa si w smarach „zmydlaj ” ołów i wymywaj go ze szkieletu miedzianego. Aby tego unikn , nale y stosowa smary mineralne wysokiej klasy, nie starzej ce si w okre lonym czasie pracy.

15.3.4. Ło yska 3-warstwowe

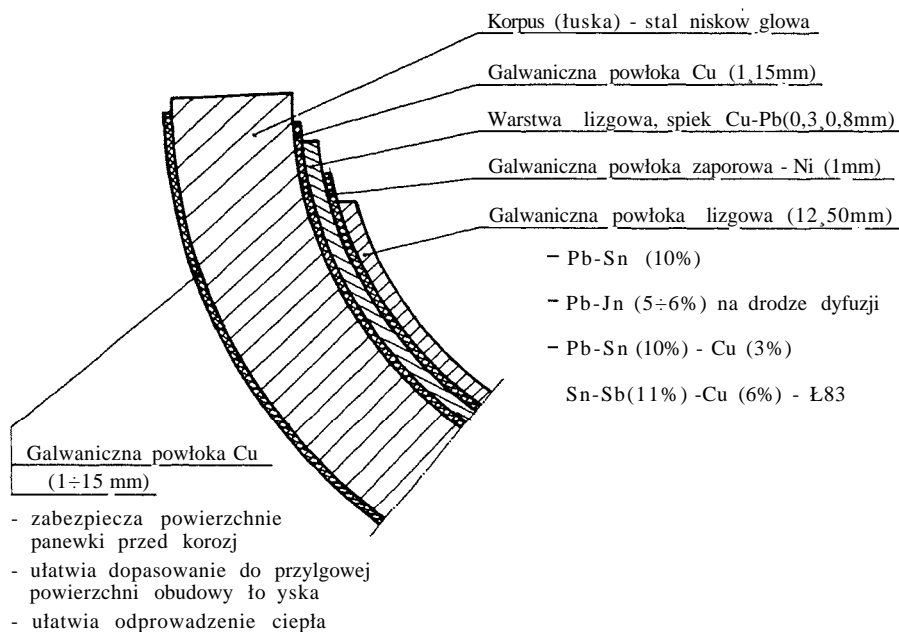
W celu szerszego wykorzystania br zów ołowiowych, wobec ich korzystnych wła ciwo ci a zwłaszcza wysokiego iloczynu pV, starano si zniwelowa ich cechy ujemne. Skłonno do segregacji ci arowej zmusiła do opanowania nowych technologii produkcji br zów ołowiowych. Obecnie wi kszo wyrobów wytwarzana jest metod **spiekania proszków Cu i Pb**.

Problemy zwi zane z pozostałymi wadami br zów ołowiowych, wymienionymi wcze niej, rozwi zano przez nakładanie metod galwaniczn na warstw lizgow (br z ołowiowy-spiek) powłok lizgowych. Grubo ci tych powłok bywaj ró ne, na ogół dla panewek grubo ciennych od 0,2 do 0,05 mm, dla panewek cienko ciennych od 0,012 do 0,05 mm. Trzeba tu decydowa si na pewien kompromis, a mianowicie: powłoka powinna by mo liwie cienka dla uzyskania du ej wytrzymało ci zm czeniowej, lecz na tyle gruba, by mogła wchłón twarde zanieczyszczenia zawarte w smarze.

Materiałem **powłoki lizgowej** u wielu wytwórców jest:

- stop ołowiu zawieraj cy ok. 10% cyny,
- stop ołowiu zawieraj cy 5—6% indu wprowadzonego do Pb drog dyfuzji,
- stop ołowiu zawieraj cy 10% cyny oraz 3% miedzi,
- stop cyny - Ł83(SnSb11Cu6).

Ind i cyna dyfunduj jednak w gł b i tworzc kruche fazy na styku powłoki z br zem mog przyczyni si do jej odpadnia. Dla uniknia cia tego zjawiska nakłada si na br z tzw. warstw zaporow (przeciwdyfuzyjn) z niklu o grubo ci 1 μm . Na rys. 15.4 i fot. 15.7 przedstawiono przekrój panewki trójwarstwowej (ło yska 3-warstwowego).



Rys. 15.4. Struktura stopu aluminium o zawartości 20% cyny (schemat): a - po odlaniu, b - po walcowaniu i wyarzaniu

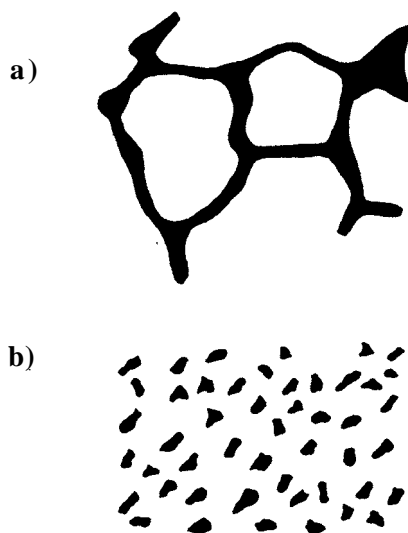
Łożyska 3-warstwowe zapewniają wysokie osiągi eksploatacyjne, lecz są one droższe od bimetalowych z uwagi na trudną i kosztowną technologię. Należy więc stosować je w wypadkach uzasadnionych technicznie i ekonomicznie.

15.3.5. Siatkowy stop aluminium i cyny

Od dłuższego czasu poszukiwano, w szczególności dla silników spalinyowych, nowego materiału łożyskowego, który byłby lepszy od dotychczas stosowanych stopów cynowych i brzołów ołowionych, nie wykazujących ich wad, to znaczy:

- znosił wielkie naciski jednostkowe niż stop cynowy w normalnych temperaturach pracy,
- był odporny na korozję we wszelkich smarach,
- był odporny na zużycie i nie powodował szybkiego zużycia współpracujących czopów, nawet przy zanieczyszczeniu smarów cząsteczkami startego metalu,
- nie zgrzewał się z czopem w okresach przejściowego niedostatku smaru.

Stopem spełniającym prawie w całości omówione wymagania jest siatkowy stop aluminium i cyny. Stop aluminium z 20% cyny przygotowuje się w tyglach i odlewa się w gąski w metalowych kokilach. Mikrostruktura stopu po odlaniu jest mieszaniną cyny i aluminium, przy czym cyna tworzy fazę cięłą, otaczającą kryształy aluminium (rys. 15.5), izoluje je wzajemnie (wytrzymałość cyny jest niewielka), stąd też wytrzymałość stopu na rozciąganie jak i przewodność cieplna jest niewielka. Gąski przewalcuje się, cyna zostaje wygnieciona z pomiędzy cianek siedzących kryształów aluminium i tworzy siatkę przestrzenną wzdłuż ich krawędzi (stąd nazwa: stop siatkowy). Powstaje wówczas cięła faza aluminiowa. Stop



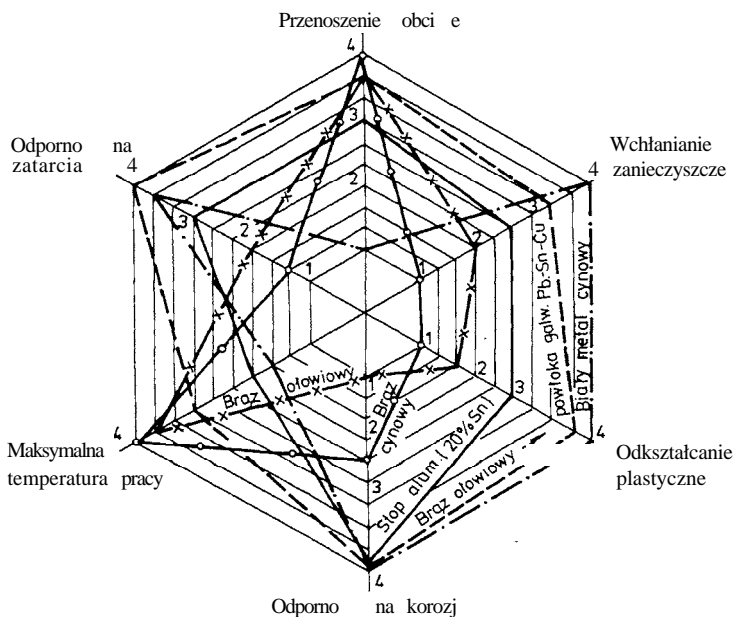
Rys. 15.5. Struktura stopu aluminium o zawartości 20% cyny (schemat): a - po odlaniu, b - po walcowaniu i wyarszeniu

Tablica 15.5

Dopuszczalne naciski jednostkowe dla różnych stopów żelazkowych i zalecane twardości czopów

Rodzaj stopu żelazkowego	Grubość warstwy stopu ^{x)} [mm]	Dopuszczalny nacisk jednostkowy [MPa]	Względny nacisk jednostkowy	Zalecana minimalna twardość czopa		
				HV	HB	HRC
Stop żelazkowy cynowy	gruba	11,2	1	160	160	-
	rednia					
	cienka	15,5	1,4			
	ultra-cienka					
Brzoza ołowiu pokryta galwanicznie warstwą 0,04 mm stopu Sn-Pb	gruba	19,7	1,8	230	230	20
	rednia					
	cienka	23,9	2,1	280	279	29
Brzoza ołowiu spiekany BO30%	rednia					
	cienka	28,1	2,5	200	200	-
Siatkowy stop aluminiowo-cynowy	rednia					
	cienka					

^{x)} Grubość warstwy: redniej = 0,4—0,5 mm, cienkiej = 0,1—0,125 mm, ultracienkiej = 0,075 mm



Rys. 15.6. Pogl dowy wykres wła ciwo ci ró nych stopów ło yskowych. Niskim wła ciwo ciom odpowiadaj cyfry „1”, zaznaczone przy rodkowym sze ciok cie, wysokim wła ciwo ciom cyfry „4”, zaznaczone przy zewn trznym sze ciok cie

Tablica 15.6

Porównanie wytrzymała ci zm czeniowej ró nych stopów ło yskowych

Maszyna badawcza	Rodzaj stopu ło yskowego	Wytrzymała zm czeniowa materiału odniesiona do wytrzymała ci zm czeniowej stopu ło yskowego cyny
Maszyna VIKING wytwórni „Glacier” (Wielka Brytania)	Stop ło yskowy cyny - Ł89 (SnSb8Cu3)	1
	Stop ło yskowy ołowiu -Ł10As(PbSn10Sb14Cu2As)	0,97
	3-warstwowy (powłoka Pb + 10%Sn - 0,038 mm na warstwie stopu Cu-Pb)	2,16
	3-warstwowy (powłoka Pb+5%In — 0,038 mm na warstwie stopu Cu-Pb)	2,16
	Stop siatkowy Al+20% Sn w cienkiej warstwie	2,42

taki jest podobny do brzu ołowiu, tzn. posiada twardą fazę cię (tu aluminium, tam miedź) wypełnioną lekkim łatwotopliwym metalem (tu cyna, tam ołów). Jest to więc stop o budowie odpowiadającej odwróconej regule Charpy. Sposób łączenia stopu ze stalą został rozwinięty poprzez proces zgrzewania taśmy stalowej z cienką folią aluminium, a następnie nawalcowanie na taśmę drugiej taśmy ze stopu siatkowego.

Z tak otrzymanej taśmy bimetalicznej wykonuje się półpanewki i tulejki. Wyniki badań porównawczych siatkowego stopu aluminium i cyny z innymi stopami żelaznymi przedstawiono w tablicach 15.5 i 15.6. Porównanie właściwości różnych stopów żelaznych ułatwia oglądowy wykres przedstawiony na rys. 15.6. Wykres ten ma charakter porównawczy. Niskim właściwościom odpowiadają cyfry „1”, zaznaczone przy środkowym sześcioku, wysokim - cyfry „4” zaznaczone przy zewnętrznym sześcioku. Tak np. odporność na zatarcie siatkowego stopu aluminium (cyfra „3”) jest większa niż brzołów ołowiu (cyfra „2”), ale mniejsza niż stopów żelaznych cyny i brzołów ołowiu z nałożoną galwanicznie powłoką ze stopu Pb-Sn-Cu (cyfra „4”).

LITERATURA

1. Aluminium. Poradnik. (Red. M. Orman, K. Szopski, L. Appel). Warszawa: WNT 1967.
2. Bła ewski S., Mikoszewski J.: Pomiary twardo ci metali. Warszawa: WNT 1981.
3. wiczenia laboratoryjne z obróbki cieplnej stopów metali. (Red. D. Szewieczek). Gliwice: Wydawn. Politechniki l skiej 1992
4. Cegielski W., Rutkowski W.: Ło yska spiekane. Warszawa: PWT 1970.
5. Dmochowski J., Majewski W., Zieli ski Z.: Technologia narz dzi skrawaj cych. Warszawa: WNT 1970.
6. Dobrza ski L.A., Nowosielski R.: Badania własno ci fizycznych. Warszawa: WNT 1987.
7. Gulajew A.P.: Metaloznawstwo. Katowice: Wydawn. l sk 1979.
8. Gulajew A.P.: Wprowadzenie do metaloznawstwa. Katowice: Wydawn. l sk 1988.
9. Haimann R.: Metaloznawstwo. Wrocław: Wydawn. Politechniki Wrocławskiej 1980.
10. Kaczy ski J., Prowans S.: Podstawy teoretyczne metaloznawstwa. Katowice: Wydawn. l sk 1972.
11. Koca da S.: Zm czeniowe niszczenie metali. Warszawa: WNT 1985.
12. Malkiewicz T.: Metaloznawstwo stopów elaza. Warszawa-Kraków: PWN 1968.
13. Materiały do wicze laboratoryjnych z metaloznawstwa. Bomerski M., Degórski A., Głowacka M., Huci ska J., Królikowski Z., Krzysztofowicz T., Potyrała A., Serbi ski W., Siuda B., Zimniak A. Gda sk: Wydawn. Politechniki Gda skiej 1978.
14. Metaloznawstwo (Red. S. Butnicki). Gda sk: Wydawn. Politechniki Gda skiej 1991.
15. Metaloznawstwo. Staub F., Adamczyk J., Cie lak Ł., Gubała J., Maciejny A. Katowice: Wydawn. l sk 1973.
16. Metaloznawstwo i obróbka cieplna materiałów narz dziowych. Dobrza ski L.A., Hajduczek E., Marciniak J., Nowosielski R. Warszawa: WNT 1990.
17. Metals Handbook. Metallography, structures and phase diagrams. ASM 1973.
18. Poniewierski Z.: Modyfikacja siluminów. Warszawa: WNT 1969.
19. Poniewierski Z.: Krystalizacja „struktura i własno ci siluminów”. Warszawa: WNT 1989.
20. Poradnik in yniera. Obróbka cieplna stopów elaza. (Red. W. Luty). Warszawa: WNT 1977.
21. Prowans S. Metaloznawstwo. Warszawa: PWN 1988.
22. Rudnik S.: Metaloznawstwo. Warszawa: PWN 1988.
23. S kowski K., Piaskowski J., Wojtowicz Z.: Atlas struktur znormalizowanych stopów odlewniczych. Warszawa: WNT 1972.
24. Sie kowski M.: Metaloznawstwo i obróbka cieplna. Łód -Pozna : PWN 1957.
25. Stal. Atlas metalograficzny struktur. (Red. F. Staub). Warszawa: WNT 1964.
26. Staub R, Tokarski M.: Obróbka cieplna metali i stopów nie elaznych. Katowice: WGH 1958.
27. Tyczy ski J., Mikuła J., Szlachcikowski K.: Laboratorium z metaloznawstwa. Rzeszów: Wy sza szkoła In ynierska 1970.
28. Tokarski M.: Metaloznawstwo metali i stopów nie elaznych w zarysie. Katowice: Wydawn. l sk 1966.
29. Wendorff Z.: Metaloznawstwo: Warszawa: WNT 1976.
30. Wesołowski K.: Metaloznawstwo i obróbka cieplna. Warszawa: WNT 1969.
31. Wranglen G.: Podstawy korozji i ochrony metali. Warszawa: WNT 1985.

32. Wyatt O.H., Dew-Huges D.; Wprowadzenie do inżynierii materiałowej. Metale, ceramika, tworzywa sztuczne. Warszawa: WNT 1978.
33. mihorski E.: Stale narzędziowe i obróbka cieplna narzędzi. Warszawa: WNT 1976.

WYKAZ NORM WYMNIENIONYCH W SKRYPCIE

	Numer i nazwa normy	Rozdział
1.	PN-91/H-04350 Pomiar twardo ci metali sposobem Brinella	2
2.	PN-91/H-04355 Pomiar twardo ci metali sposobem Rockwella. Skale A, B, C, D, E, F, G, H, K.	2, 8
3.	PN-91/H-04360 Pomiar twardo ci metali sposobem Vickersa od HV 0,2 do HV 100.	2
4.	PN-93/H-04357 Stal i staliwo. Tablice porównawcze twardo ci okre lonej sposobem Rockwella, Vickersa, Brinella, Shore'a i wytrzymało ci na rozci ganie	2
5.	PN-64/H-04510 Oznaczenie stopnia zanieczyszczenia stali wtr ceniami niemetalicznymi	3
6.	PN-87/H-04514 Stal, staliwo, eliwo. Badania makrostruktury. Próba Baumanna	3
7.	PN-61/H-04502 Odczynniki do badania makrostruktury stopów elaza_____3	3
8.	PN-61/H-04503 Odczynniki do badania mikrostruktury stopów elaza.....3	3
9.	PN-75/H-04512 Metale nie elazne. Odczynniki do ujawniania mikrostruktury.	3
10.	PN-84/H-04507/03 Metale. Metalograficzne badania wielko ci ziarna. Metoda makroskopowa okre lenia wielko byłego ziarna austenitu na przelomie	3
11.	PN-80/H-01010/01 Metale. Klasyfikacja	4, 6
12.	PN-80/H-O1552 eliwo. Podział, nazwy, okre lenia.....5	5
13.	PN-86/H-83101 eliwo szare. Gatunki.	5
14.	PN-86/H-83123 eliwo sferoidalane niestopowe. Gatunki.	5
15.	PN-92/H-83221 eliwo ci gliwe	5
16.	PN-57/H-01000 Stal. Klasyfikacja ogólna	6
17.	PN-91/H-01010/03 Stal. Klasyfikacja	6
18.	PN-85/H-83152 Staliwo w głowe konstrukcyjne. Gatunki.	6
19.	PN-93/H-84019 Stal niestopowa do utwardzania powierzchniowego i ulepszenia cieplnego. Gatunki.	6
20.	PN-88/H-84020 Stal niestopowa konstrukcyjna ogólnego przeznaczenia. Gatunki.	6
21.	PN-89/H-84023 Stal okre lonego zastosowania	6
22.	PN-75/H-84024 Stal do pracy w podwyższonych temperaturach. Gatunki.....6,10	6,10
23.	PN-73/H-84026 Stal automatowa. Pr ty walcówka, drut	6
24.	PN-84/H-84027 Stal dla kolejnictwa. Gatunki.	6
25.	PN-84/H-85020 Stal w głowa narz dziowa. Gatunki	6,11
26.	PN-84/H-04507/01 Metale. Metalograficzne badania wielko ci ziarna. Mikroskopowe metody okre lenia wielko ci ziarna	6
27.	PN-84/H-04507/02 Metale. Metalograficzne badania wielko ci ziarna. Metody ujawniania byłego ziarna austenitu w stalach nieaustenitycznych	6

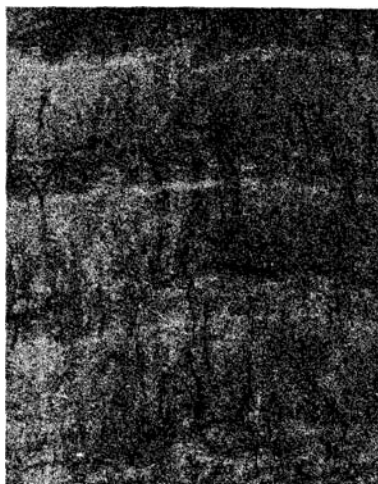
28. PN-76/H-01200	Obróbka cieplna metali. Nazwy i określenia.....7
29. PN-79/H-04402	Próba hartowności stali. Metoda hartowania od czoła.....8
30. PN-89/H-84030/04	Stal stopowa konstrukcyjna. Stal do ulepszenia cieplnego i hartowania powierzchniowego. Gatunki.....8, 9
31. PN-89/H-84030/01	Stal stopowa konstrukcyjna. Gatunki. Wymagania ogólne. 9
32. PN-72/H-84035	Stale stopowe konstrukcyjne przeznaczone do wyrobu spręż tu szczególnie obciążonego. Gatunki.....9
33. PN-74/H-84041	Stal niskostopowa. Gatunki.....9
34. PN-86/H-84018	Stal niskostopowa o podwyższonej wytrzymałości. Gatunki.....9
35. PN-74/H-84032	Stal sprężynowa (resorowa). Gatunki.....9
36. PN-71/H-86020	Stal odporna na korozję (nierdzewna i kwasoodporna). Gatunki.10
37. PN-71/H-86022	Stal kwasoodporna. Gatunki10
38. PN-88/H-83160	Stal odporna na ścieranie. Gatunki.....10
39. PN-86/H-85023	Stal narzędziowa stopowa do pracy na zimno. Gatunki.....11
40. PN-86/H-85021	Stal narzędziowa stopowa do pracy na gorąco. Gatunki.....11
41. PN-86/H-85022	Stal szybkościana. Gatunki11
42. PN-89/H-84030/02	Stal stopowa konstrukcyjna. Stal do nawalania. Gatunki.....12
43. PN-89/H-84030/03	Stal stopowa konstrukcyjna. Stal do azotowania. Gatunki.....12
44. PN-91/H-87026	Odlewnicze stopy miedzi. Gatunki13,15
45. PN-92/H-87025	Stopy miedzi do przeróbki plastycznej. Stopy miedzi z cynkiem. Gatunki13
46. PN-92/H-87050	Stopy miedzi do przeróbki plastycznej. Stopy miedzi z cynkiem. Gatunki13
47. PN-92/H-87051	Stopy miedzi do przeróbki plastycznej. Stopy miedzi z aluminium. Gatunki13
48. PN-92/H-87060	Stopy miedzi do przeróbki plastycznej. Specjalne stopy miedzi. Gatunki13
49. PN-79/H-88026	Stopy aluminium do przeróbki plastycznej. Gatunki.....14
50. PN-76/H-88027	Odlewnicze stopy aluminium. Gatunki.....14
51. PN-82/H-87111	Stopy żelazowe cyny i ołowiu.....15
52. PN-80/H-87102	Odlewnicze stopy cynku. Gatunki.....15
53. BN-81/1137-01	Żelazo żelazowe. Taśmy dwuwarstwowe stal - brzoza.....15

ATLAS METALOGRAFICZNY STRUKTUR metali i stopów przedstawionych w skrypcie

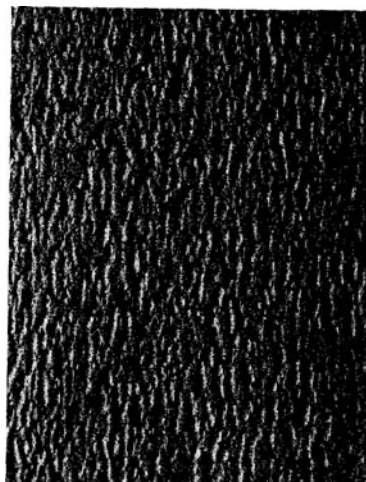
Odczynniki do ujawniania mikrostruktury

Nazwa (symbol)	Skład	Zastosowanie
Nital	1–5 cm ³ kwasu azotowego 100 cm ³ alkoholu etylowego	elazo i jego stopy (odczynnik uniwersalny). Stopy łyskowe cyny i ołowiu
Pikrynian sodu	25 g wodorotlenku sodu 2 g kwasu pikrynowego 75 cm ³ wody destylowanej	Stale w głowie nadeutektoidalne
CH ₃ CO ₂ CH ₃ -Br	30 cm ³ octanu metylu 10 cm ³ ciekłego bromu	eliwa
HNO ₃ -HF	8 cm ³ kwasu azotowego 4 cm ³ kwasu fluorowodorowego 100 cm ³ wody destylowanej	Stale odporne na korozję austenityczne, aroodporne austenityczne, staliwa manganowe odporne na cieranie
C ₆ H ₂ (NO ₂) ₃ OH-HCl	4 g kwasu pikrynowego 1 cm ³ kwasu solnego 100 cm ³ alkoholu etylowego	Stale odporne na korozję martenzytyczne
HCl-HNO ₃	40 cm ³ kwasu solnego 30 cm ³ kwasu azotowego 40 cm ³ wody destylowanej	Stale odporne na korozję ferrytyczne, aroodporne ferrytyczne
FeCl ₃ -HCl	5 g chlorku elazowego 10 cm ³ kwasu solnego 100 cm ³ alkoholu etylowego	Stopy miedzi, stale martenzytyczne starzone, stale zaworowe ulepszone cieplnie
H ₃ PO ₄	25 cm ³ kwasu ortofosforowego 75 cm ³ wody destylowanej	Stopy aluminium

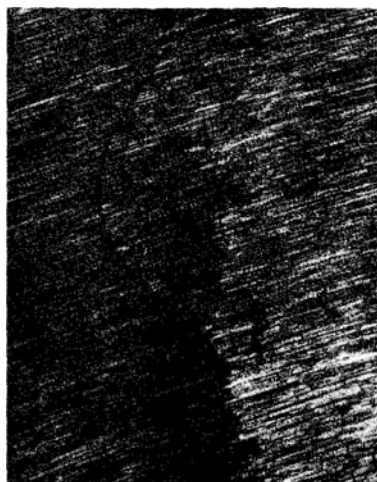
Fotografie do rozdziału
3. Badania metalograficzne



Fot 3.1. 1,5× bez trawienia
 Blacha ze stali gatunku 08H18N10T: powierzchnia z poprzecznymi odciskami i drobnymi, wzdłużnymi pęknięciami



Fot 3.2. 1,5× bez trawienia
 Blacha ze stali gatunku 08H18N10T: powierzchnia o dużej chropowatości



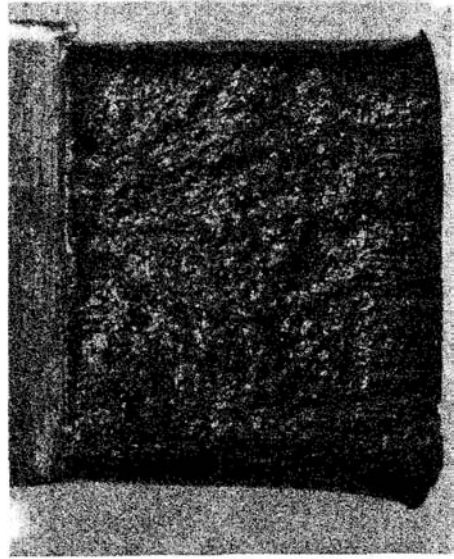
Fot 3.3. 2× bez trawienia
 Blacha ze stali gatunku 08H18N10T: lada szlifowania naprawczego, nieusunięta łuska



Fot 3.4. 0,75× bez trawienia
 Blacha ze stali gatunku 08H18N10T: drobne łuski oraz zacieki produktów korozji



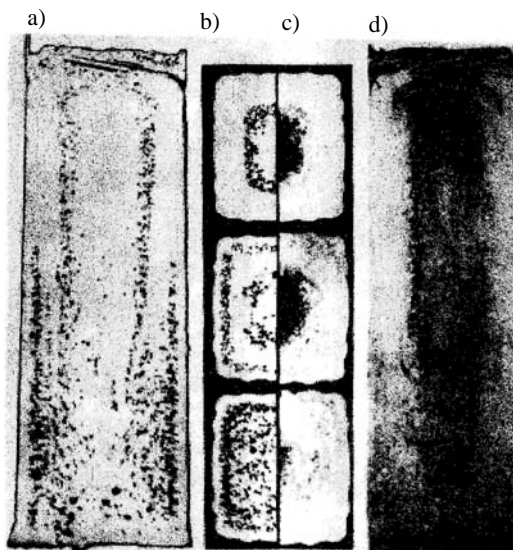
Fot. 3.5. 3,5× bez trawienia
Przełom plastyczny. Próbką udarno ciowa.
Stal 18G2ANb



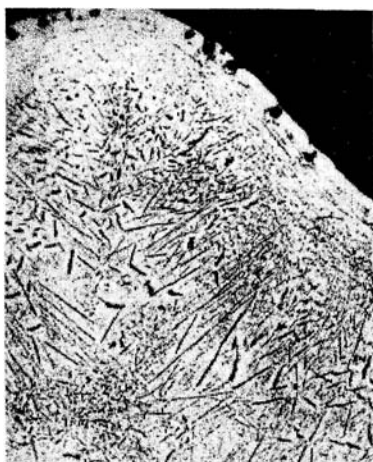
Fot 3.6. 3,5× bez trawienia
Przełom kruchy. Próbką udarno ciowa. Stal
18G2ANb



Fot 3.7. 5× bez trawienia
Przełom zm czeniowy. Łopatką wirnikową
turbiny. Stal 1H13



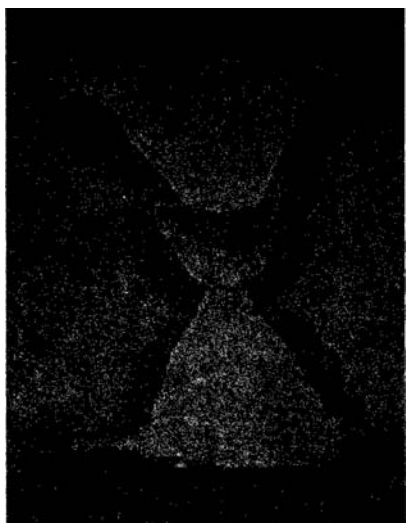
Fot.3.8. 0,03× bez trawienia
Przekrój 5-tonowego wlewka stali nieuspokojonej: a) - przekrój podłużny, b - przekroje poprzeczne w 1/4, 1/2 i 3/4 wysokości wlewka, c - odbitki Baumana z przekrojów poprzecznych, d - odbitka Baumana z przekroju podłużnego. Na odbitce Baumana zaciemnienia przedstawiają miejsca bogate w siarkę



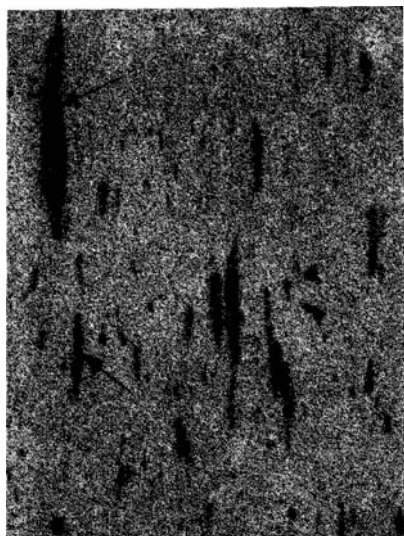
Fot 3.9. 1,5× odc. Oberhorffera
Miejsca o różnej zawartości fosforu we wlewkach stalowych ujawnione za pomocą odczynnika Oberhorffera. Widoczna jest struktura odlewu: strefa ziarn zamkniętych (równoległe pasma przy brzegu), strefa kryształów słupkowych i w prawym, dolnym rogu, strefa kryształów równoosiowych



Fot 3.10. 0,3× odcz. Jacewicza
Podłużny przekrój kutego haka stalowego: struktura włóknista, otwór uzyskany przez przebicie na gorąco



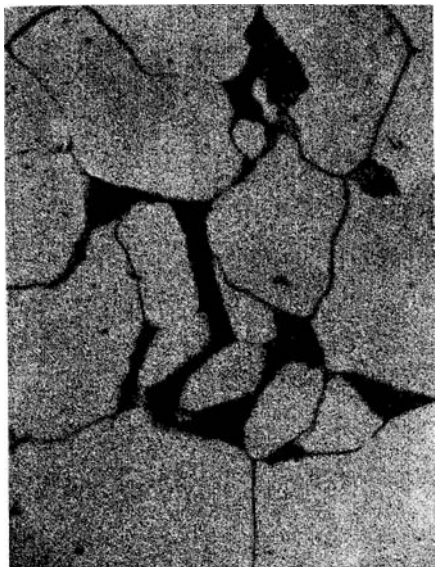
Fot.3.11. 4× odcz. Adlera
Struktura złącza spawanego; wyraźnie uwi-
daczniej się: strefa spoiny, strefa wpływu ciepła
(zaciemniona), materiał rodzimy; spoina wielo-
warstwowa



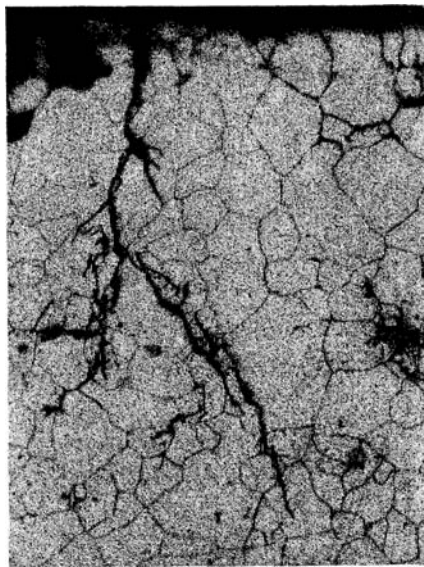
Fot. 3.12. 80× bez trawienia
Wtrącenia niemetaliczne w stali zwykłej jako-
ści. Strzałki zaznaczono wtrącenia siarczków



Fot.3.13. 150× bez trawienia
Przekrój poprzeczny blachy gatunku
08H18N10T: widoczne łuski i skupiska ła-
cuszkowatych wydzieli w gniazdkach tytanu



Fot 3.14. 400× Nital
Stal 15H: struktura o różnej wielkości ziarn



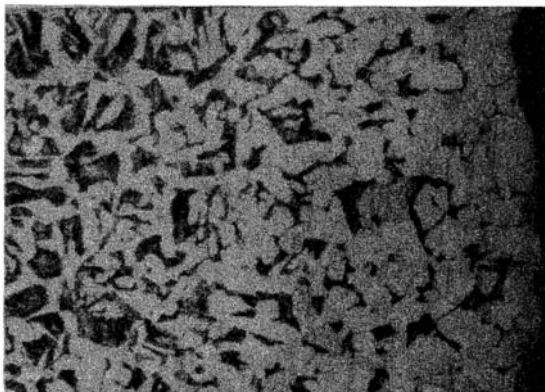
Fot 3.15. 150× HNO₃-HF
Pęknięcia korozji naprężeniowej w stali gatunku 08H18N10T



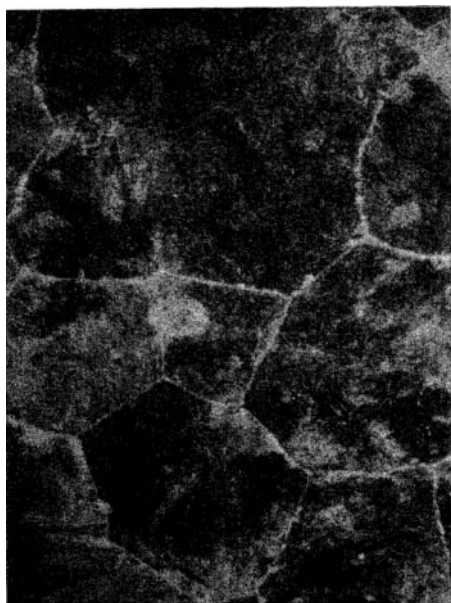
Fot 3.16. 150× HNO₃-HF
Obraz łuski na przekroju poprzecznym blachy ze stali gatunku 08H18N10T: pęknięcia główne oraz drobne pęknięcia przy powierzchni



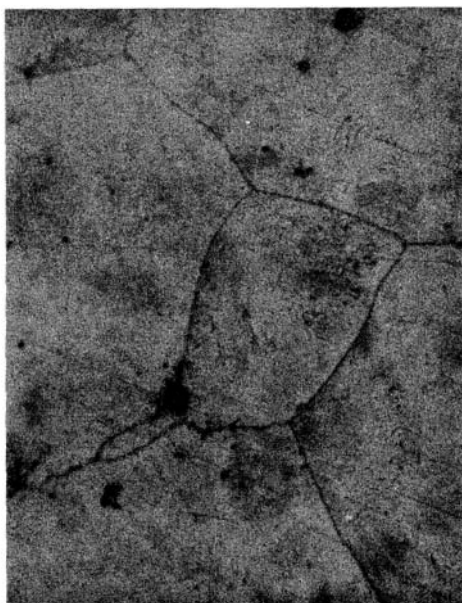
Fot 3.17. 150× HNO₃-HF
Odształcenie plastyczne warstwy wierzchniej blachy ze stali gatunku 08H18N10T w wyniku szlifowania



Fot. 3.18. 100× Nital
Stal 45: warstwa odw glona

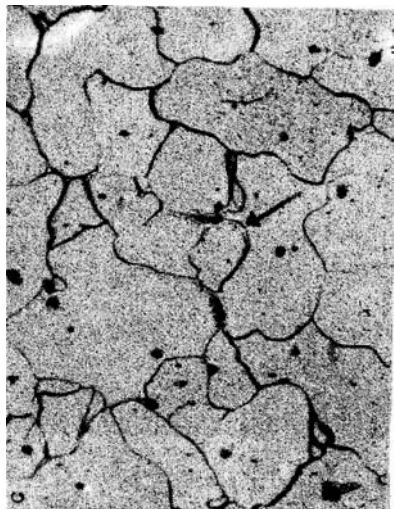


Fot 3.19. 200× Nital
Wytrawiony element A (ziarna) struktury stali N12

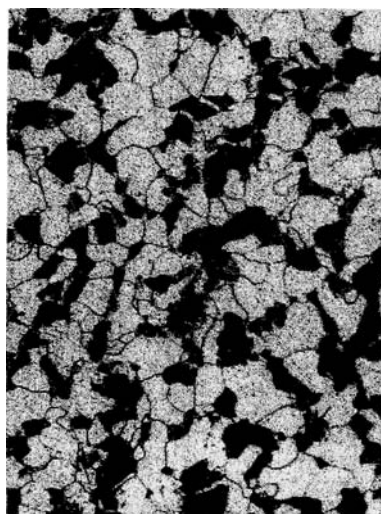


Fot 3.20 200× Pikrynian sodu
Wytrawiony element (siatka na granicach ziarn) struktury stali N12

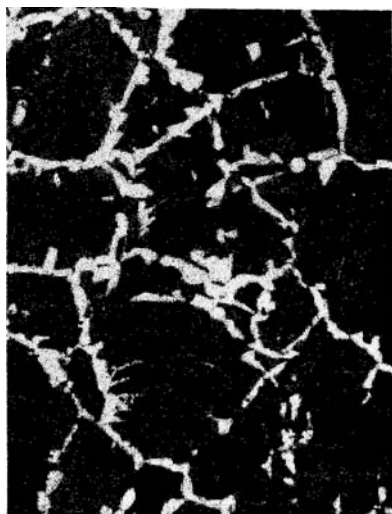
Fotografie do rozdziału

4. Układ równowagi fazowej Fe-Fe₃C

Fot. 4.1. 200× Nital
Stop elaza techniczne czyste (Amco) o zawarto ci 0,01% C: ziarna ferrytu ró nej wielko ci o nie-
prostoliniowych granicach z cementytem trze-
ciorz dowym



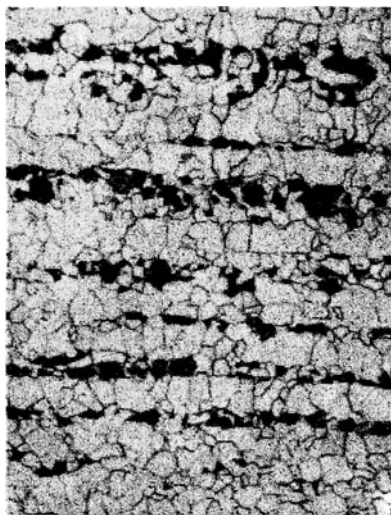
Fot. 4.2 75× Nital
Stop elaza z w glem o zawarto ci 0,2% C (stal
gat. 20); perlit z ferrytem (biały) w postaci
ziarnistej



Fot. 4.3. 75× Nital
Stop elaza z w glem o zawarto ci 0,6% C (stal
gat. 60): ferryt (biały) w postaci siatki dookoła
ziarn perlitu



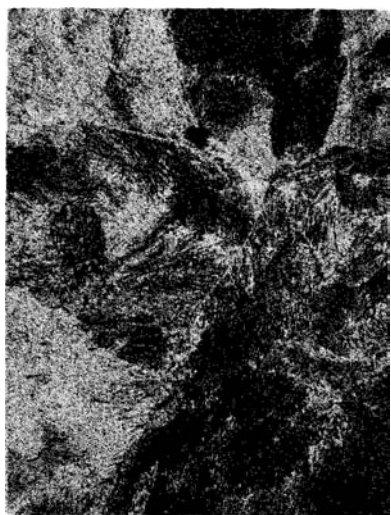
Fot. 4.4. 75× Nital
Stop elaza z w glem o zawarto ci 0,4% C (stal
gat. 40): perlit z ferrytem (biały) w postaci
iglastych kryształów



Fot. 4.5. 75× Nital
Stop elaza z w glem o zawarto ci 0,15%C
(stal gat. 15): ferryt (biale ziarna) z perlitem
(czarne ziarna) w uk ladzie pasmowym



Fot. 4.6. 75× Nital
Stop elaza z w glem o zawarto ci ok. 2,5 %C
(eliwo biale): na tle ledeburytu przemienione-
go jasne igly cementytu pierwotnego



Fot. 4.7. 200× Nital
Stop elaza z w glem o zawarto ci 1,1%C (Stal
gat. N11): perlit z bial siatk cementytu wtór-
nego



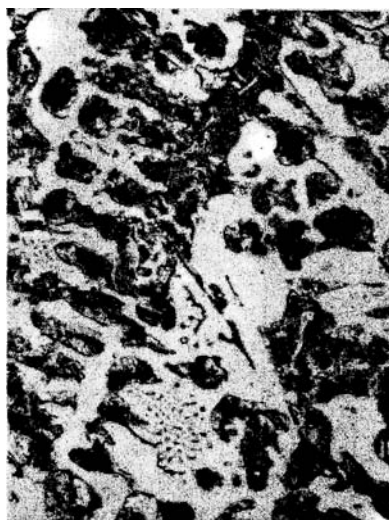
Fot. 4.8. 200× Nital
Stop elaza z w glem o zawarto ci ok. 0,8%C
(stal gat. N8): widoczna plytkowa budowa
perlitu oraz ró ny stopie dyspersji plytek
w poszczególnych ziarnach



Fot. 4.9. 75× Nital
Stop elaza z w glem o zawarto ci ok. 4,3%C
(eliwo białe eutektyczne): ledeburyt przemieniony (pola kropkowane) o budowie dendrytycznej i lady cementytu wtórnego (biała siatka)



Fot. 4.10. 75× Nital
Stop elaza z w glem o zawarto ci ok. 3,6%C
(eliwo białe podeutektyczne): perlit (ciemny), cementyt wtórny (biały) i ledeburyt przemieniony (białe pola pokryte ciemnymi kropkami) w układzie dendrytycznym



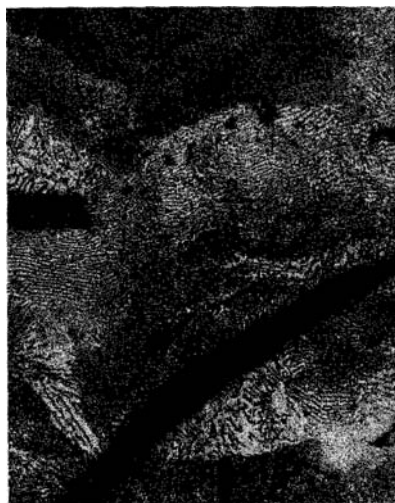
Fot. 4.11. 250× Nital
Szczegół fotografii 4.10

Fotografie do rozdziału

5. eliwa



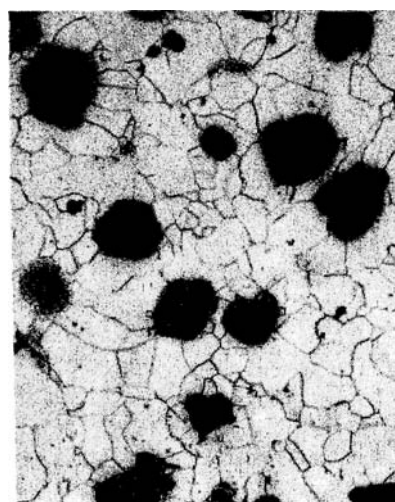
Fot. 5.1. 200× Nital
eliwo białe podeutektyczne: kropkowany le-
deburyt przemieniony oraz du e, ciemne pola
perlitu i jasne wydzielenia cementytu wtórnego



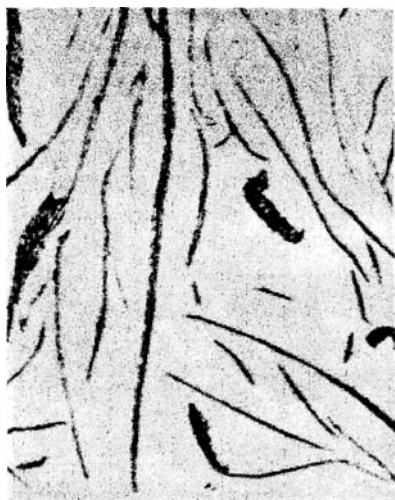
Fot. 5.2. 300× Nital
Osnowa perlityczna z czarnymi wydzieleniami
grafitu płatkowego w eliwie szarym 21300



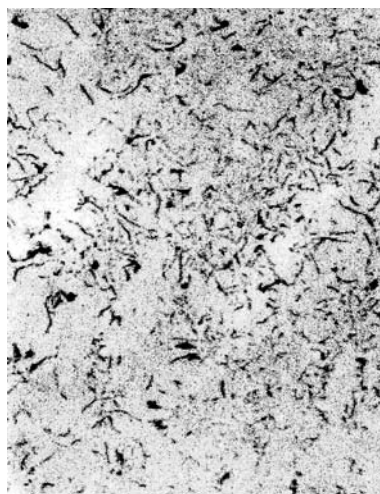
Fot. 5.3. 200× Nital
Osnowa ferrytyczno-perlityczna (białe i szare
ziarna) z czarnymi wydzieleniami grafitu płat-
kowego w eliwie szarym Z1200



Fot. 5.4. 200× Nital
Osnowa ferrytyczna (białe ziarna) z czarnymi
wydzieleniami grafitu kulkowego w eliwie sfer-
oidalnym Zs40012



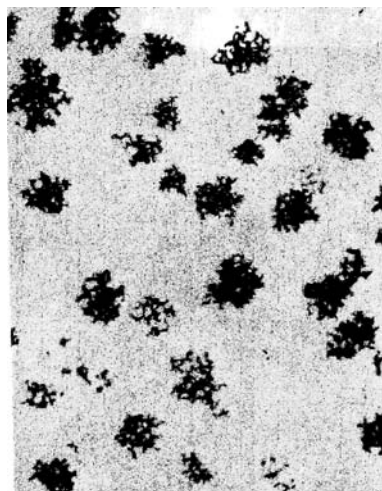
Fot. 5.5. 100× bez trawienia
Grafit płatkowy gruby, prosty o równomier-
nym rozmieszczeniu w oliwie szarym Z120



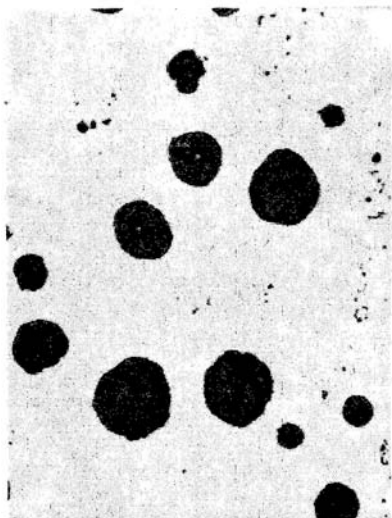
Fot. 5.6. 100× bez trawienia
Grafit płatkowy drobny o rozmieszczeniu roze-
tkowym w oliwie szarym Z1300



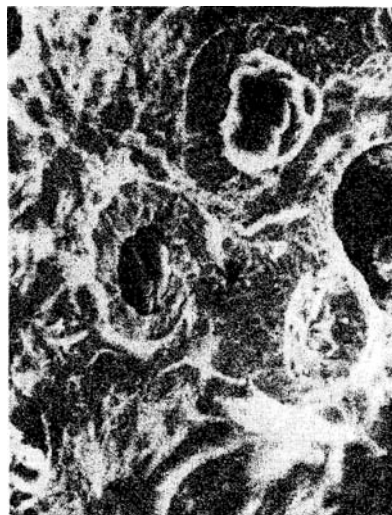
Fot. 5.7. 150× $\text{CH}_3\text{CH}_2\text{CH}_3\text{-Br}$
Grafit płatkowy o ułożeniu rozetkowym.
Osnowa została wytrawiona w celu ukazania
kształtu przestrzennego grafitu. Mikrofotogra-
fia wykonana na mikroskopie skaningowym



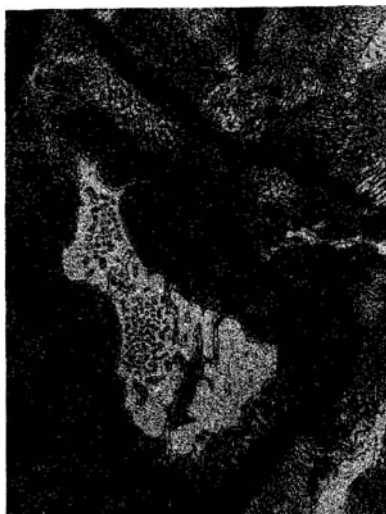
Fot. 5.8. 100× bez trawienia
Grafit postrz pionki (w giel arzenia) w oliwie
ci gliwym czarnym 30—06



Fot. 5.9. 150× bez trawienia
Grafit kulkowy (sferoidalny) w oliwie sferoidalnym Zs40015



Fot. 5.10. 450× $\text{CH}_3\text{CO}_2\text{CH}_3\text{-Br}$
Grafit kulkowy. Osnowa została wytrawiona dla ukazania kształtu przestrzennego grafitu. Mikrofotografia wykonana na mikroskopie skaningowym



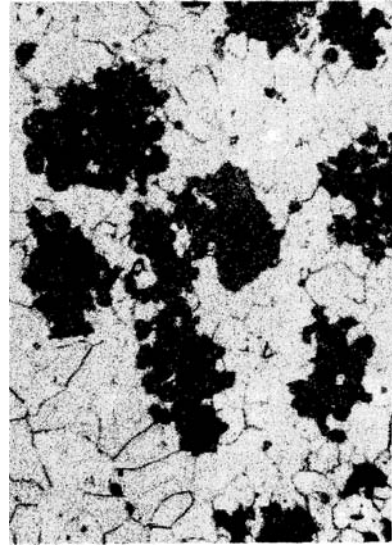
Fot. 5.11. 300× Nital
Potrójna eutektyka fosforowa (biała) na tle osnowy perlitycznej w oliwie szarym ZI300



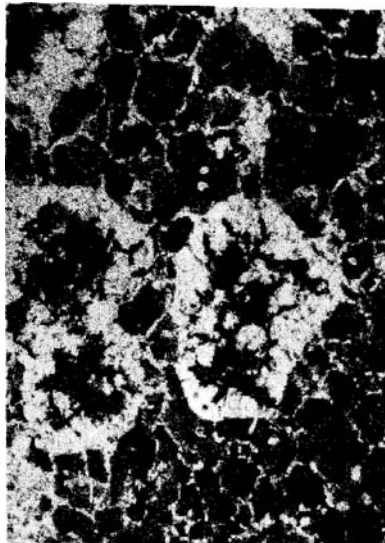
Fot. 5.12. 200× Nital
Potrójna eutektyka fosforowa (biała) w postaci siatki na tle perlitu w oliwie szarym ZI300



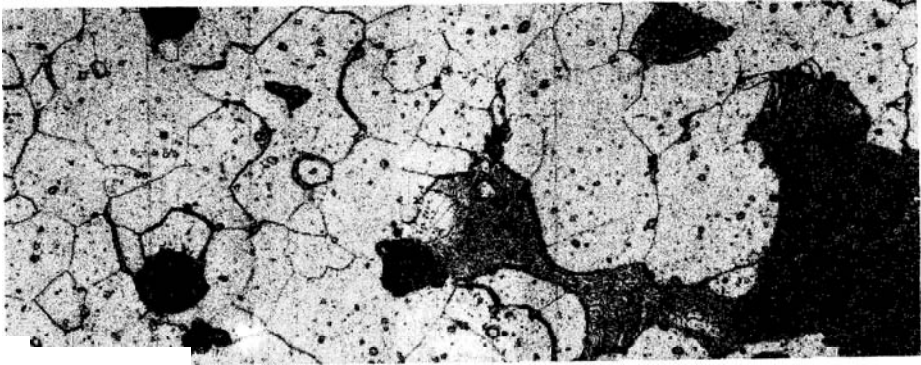
Fot. 5.13. 200× Nital
eliwo sferoidalne Zs60003: kuliste wydzielienia
grafitu w otoczce ziarn ferrytu na tle perlitu



Fot. 5.14. 200× Nital
eliwo ci gliwe czarne 30—06: wydzielienia
w gła arzenia na tle jasnych ziarn ferrytu



Fot. 5.15. 200× Nital
eliwo ci gliwe perlityczne 40-06: wydzielienia w gła arzenia w otoczce ziarn ferrytu na tle
osnowy perlitycznej

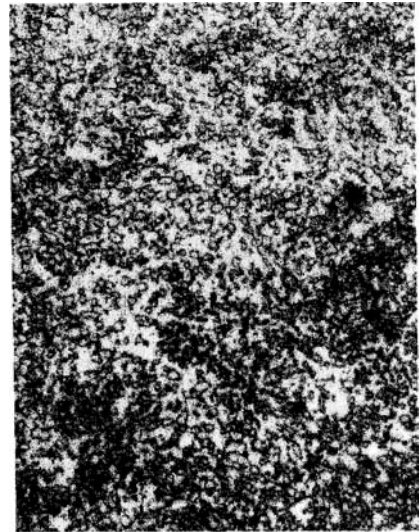


Fot. 5.16. 200× Nital
 eliwio ci gliwe białe W 35-04: zró nicowana struktura na przekroju odlewu. W zewn trznej warstwie ferryt, gł biej ferryt z w glem arzenia, w rdzeniu perlit z w glem arzenia

Fotografie do rozdziału 6. Stale w głowe wy arzone



Fot. 6.1. 150× Nital
 Struktura stali N12 po wy arzaniu normalizuj cym: biała siatka cementytutu wtórnego na granicach ziarn ciemnego perlitu



Fot. 6.2. 400× Nital
 Struktura stali 12 po wy arzaniu zmi kczej cym: sferoidyt - kulki cementytu rozło one równomiernie na jasnym tle ferrytu o niewidocznych granicach ziarn



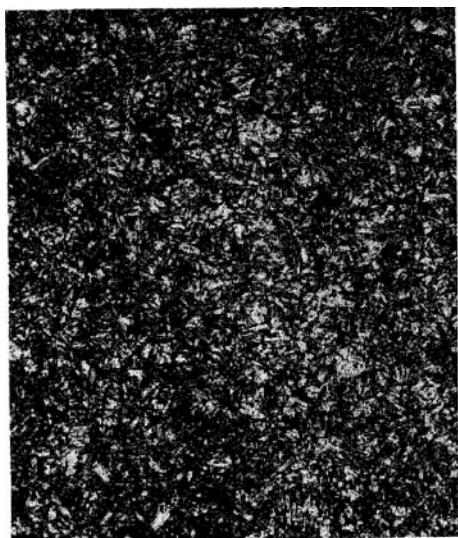
Fot. 63. 150× Nital
Struktura staliwa L500 w stanie lanym: ferryt (jasny) + perlit (ciemny), widoczny układ Widmannstättena charakterystyczny dla materiałów przegrzanych

Fotografie do rozdziału

7. Hartowanie i odpuszczanie stali w głowach



Fot. 7.1. 200× Nital
Stal w głowa eutektoidalna, austenitizowana w 770°C, chłodzona izotermicznie do: a) 700°C - mały stopie przechłodzenia - perlit grubodispersyjny, b) 650°C - duży stopie przechłodzenia - perlit drobnodispersyjny



Fot. 12 400× Nital
 Stal w głowa podeutektoidalna gat. 45, chłodzona z temperatury austenitowania z szybkości wi ksz od krytycznej (w wodzie): martenzyt drobnoiglasty



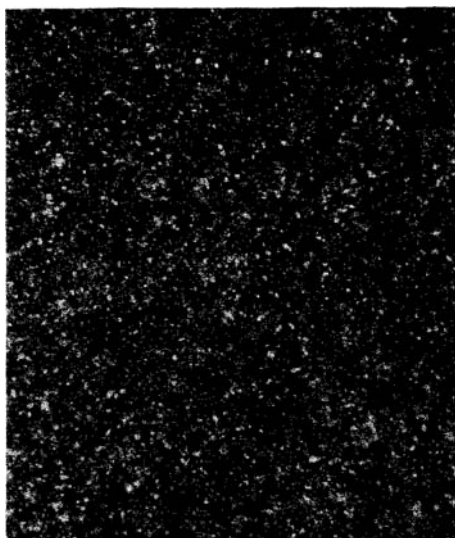
Fot. 7.3. 200× Nital
 Stal w głowa podeutektoidalna gat. 45, austenitowana w 1000°C, chłodzona z szybkości wi ksz od krytycznej (w wodzie): martenzyt gruboiglasty



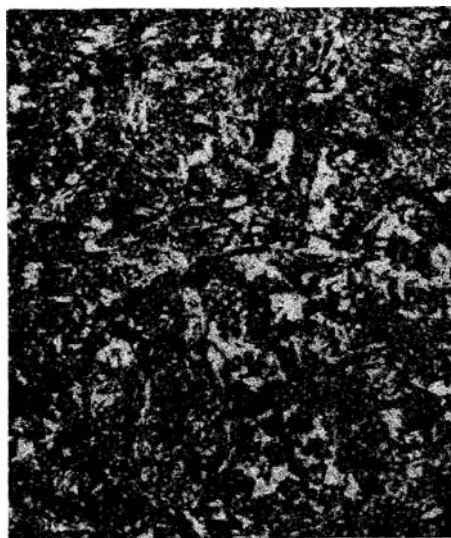
Fot. 7.4. 200× Nital
 Stal w głowa podeutektoidalna gat. 45, hartowana izotermicznie w 450°C: bainit górny - pierzasty



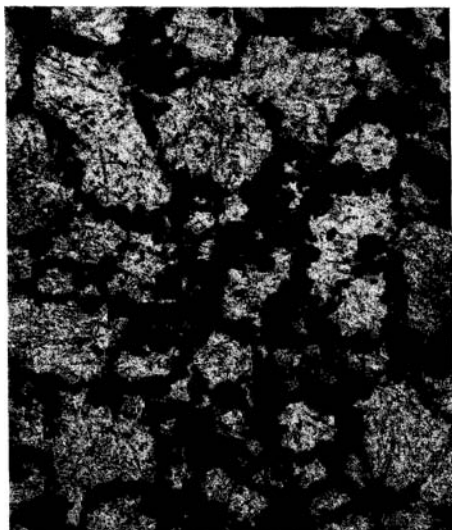
Fot. 7.5. 200× Nital
 Stal w głowa podeutektoidalna gat. 45, hartowana izotermicznie w 350°C: bainit dolny - iglasty



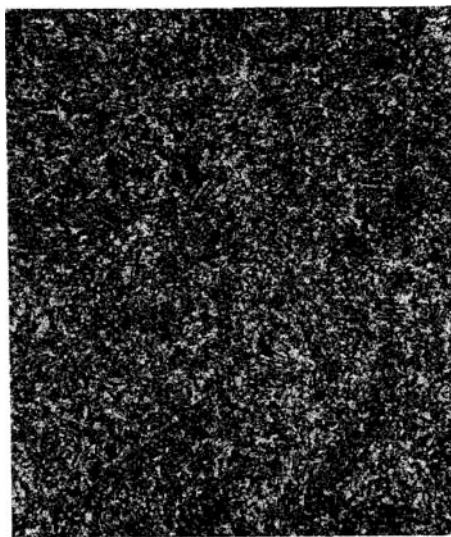
Fot. 7.6. 400× Nital
Stal w glowa nadeutektoidalna gat. N12, hartowana z 770°C w wodzie: jasny, kulkowy cementyt wtórny na tle drobnoiglastego martenzytu



Fot. 7.7. 200× Nital
Stal podeutektoidalna hartowana z za niskiej temperatury, z zakresu pomi dzy A_{c1} i A_{c3} z szybko ci wi ksz od krytycznej: jasne ziarna ferrytu i martenzyt iglasty

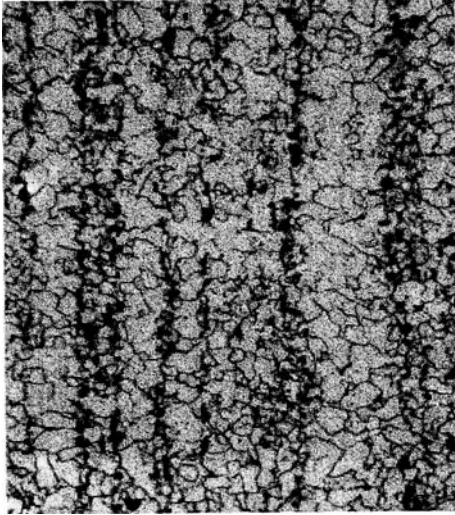


Fot. 7.8. 250× Nital
Stal podeutektoidalna gat. 45, hartowana z szybko ci nieco mniejsz od krytycznej: martenzyt iglasty z ciemn siatk perlitu drobnego

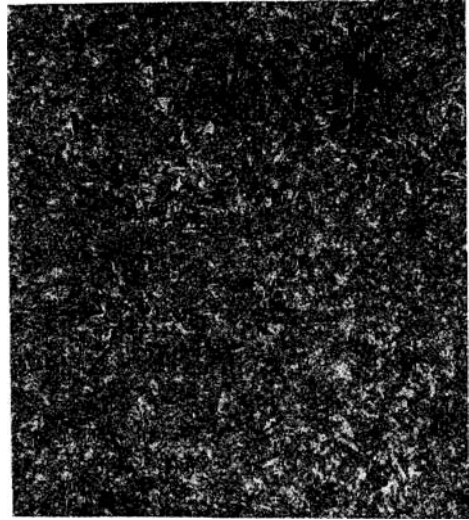


Fot. 7.9. 500× Nital
Stal podeutektoidalna gat. 45, hartowana z 830°C w wodzie i odpuszczona w 580°C: sorbit - mieszanina bardzo drobnych wydziel cementytu w osnowie ferrytu

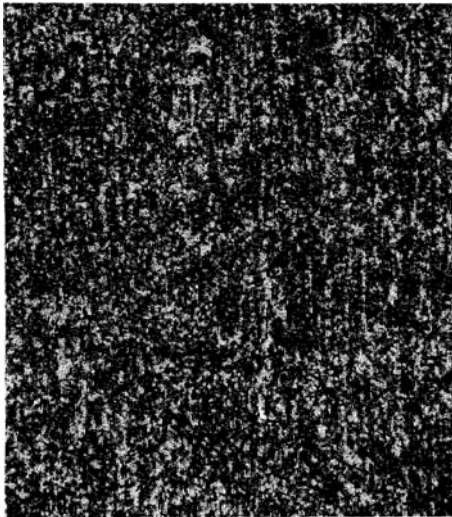
Fotografie do rozdziału
9. Stale stopowe konstrukcyjne



Fot. 9.1. 200× Nital
 Stal konstrukcyjna niskostopowa o podwyższonej wytrzymałości (PW) gat. 15G2ANb: drobnoziarnista struktura ferrytyczno perlityczna o zaznaczonej pasmowości



Fot. 9.2. 200× Nital
 Stal stopowa do ulepszania cieplnego gat. 40H, hartowana z 850°C w oleju i odpuszczona w 500°C: sorbit - mieszanina ferrytu stopowego z bardzo drobnymi w glikami



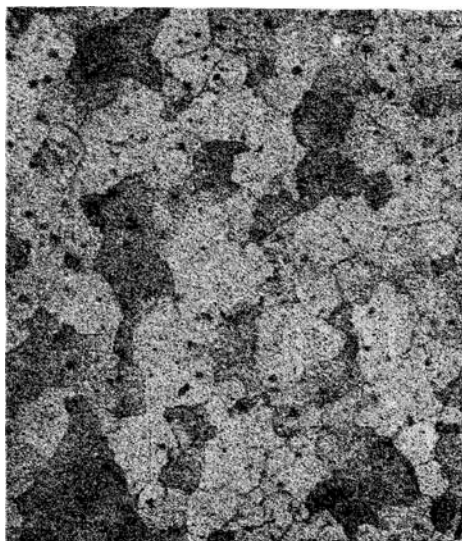
Fot. 9.3. 200× Nital
 Stal sprężynowa gat. 50S2, hartowana z 870°C w oleju i odpuszczona w 480°C: martenzyt odpuszczony



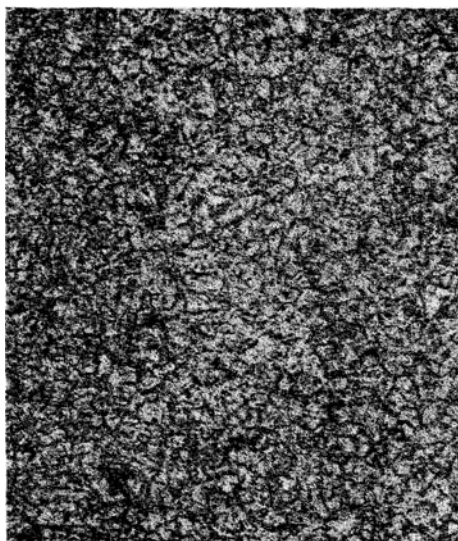
Fot. 9.4. 400× Nital
 Stal na łożyska toczne gat. ŁH15, hartowana z 820°C w oleju i odpuszczona w 160°C: drobnoiglasty, ciemny martenzyt odpuszczony z jasnymi, drobnymi kulkowymi w glikami

Fotografie do rozdziału

10. Stale stopowe o szczególnych właściwościach



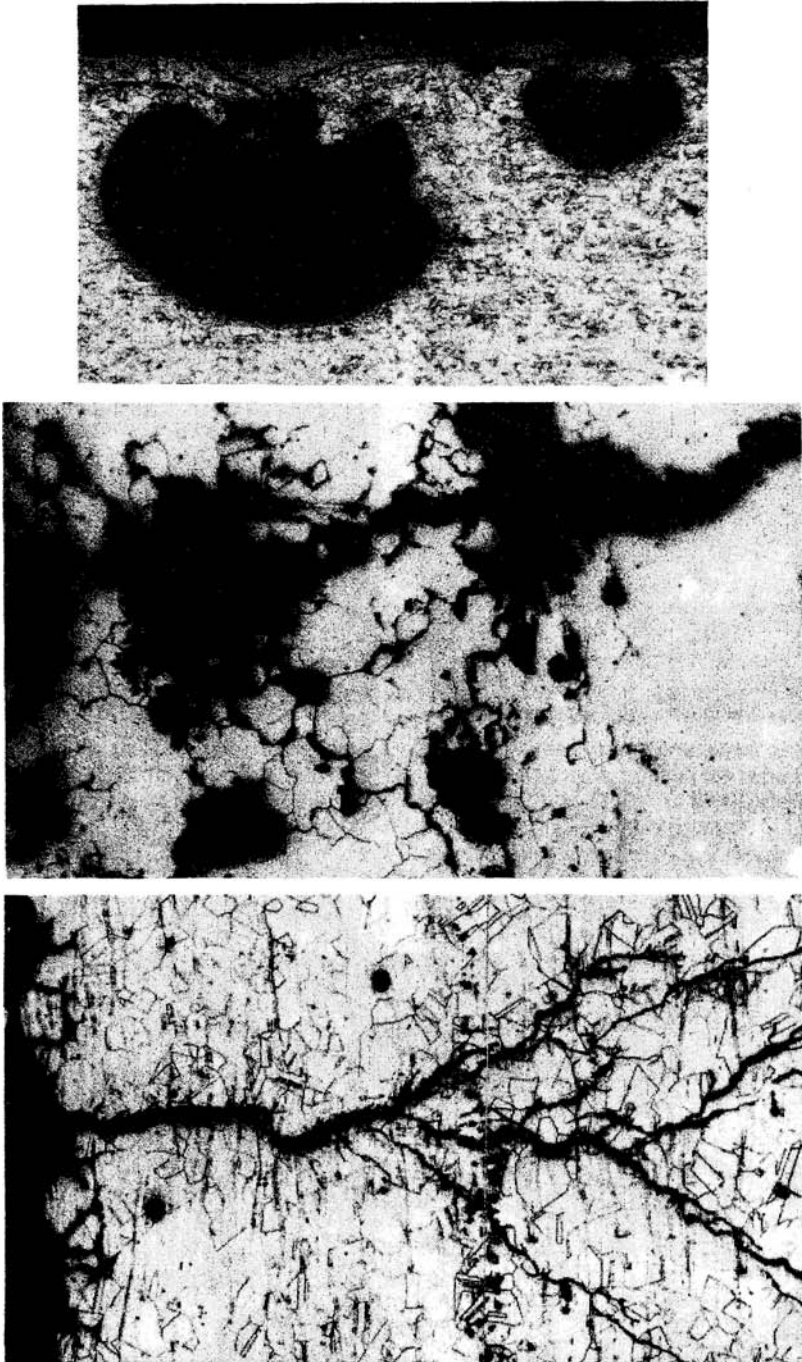
Fot. 10.1. 150× HCl-HNO₃
Stal nierdzewna klasy ferrytycznej gat. OH17T, wyarszona w 800°C: ziarna ferrytu chromowego o zróżnicowanym odcieniu wywołanym różną orientacją kryształów, drobne wydzielenia w glików tytanu



Fot. 10.2. 150× C₆H₂(NO₂)₃OH-HCl
Stal nierdzewna klasy martenzytycznej gat. 2H13, hartowana z 950°C w powietrzu: martenzyt stopowy



Fot. 10.3. 150× HNO₃-HF
Stal kwasoodporna klasy austenitycznej gat. 1H18N9 przesycona z 1050°C w wodzie: równosiowe, jasne ziarna austenitu o prostoliniowych granicach, z charakterystycznymi utworami bli niaczymi



Fot. 10.4.

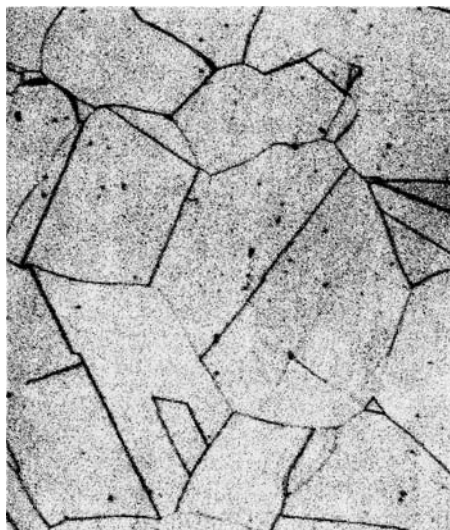
200×

 $\text{HNO}_3\text{-HF}$

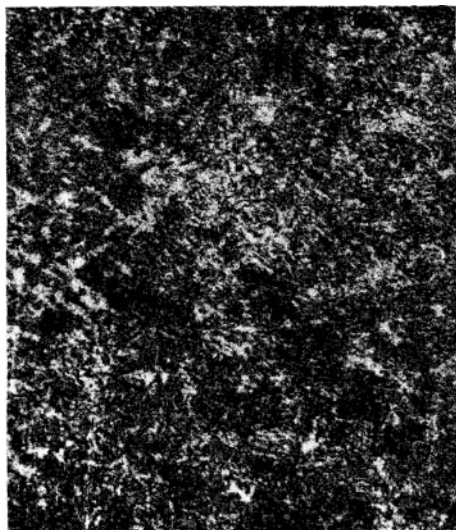
Uszkodzenia korozyjne stali austenitycznych: a) korozja w erowa, b) korozja mi dzykrystaliczna, c) korozja napr eniowa



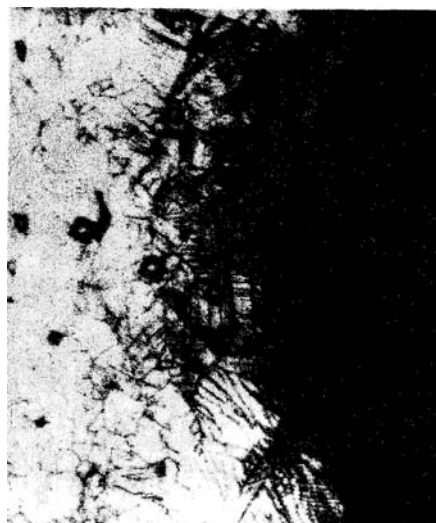
Fot. 10.5. 150× HCl-HNO₃
Stal aroodporna klasy ferrytycznej
gat. H25T: gruboziarnisty ferryt stopowy
z wydzieleniami w glika M₆C



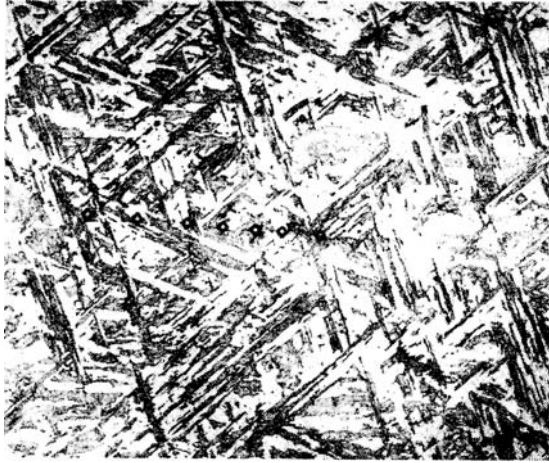
Fot. 10.6. 150× HNO₃-HF
Stal arowytrzymała klasy austenitycznej
gat. H25N20: gruboziarnisty austenit o pros-
toliniowych granicach z utworami bli nia-
cznymi



Fot. 10.7. 400× FeCl₃-HCl
Stal zaworowa gat. H9S2, hartowana z 1050°C
w oleju i odpuszczona w 700°C: sorbit - mie-
szanina ferrytu stopowego i w glików chromu
Cr₂₃C₆ i Cr₃C₇. W układzie w glików widocz-
ne lady budowy martenzytycznej



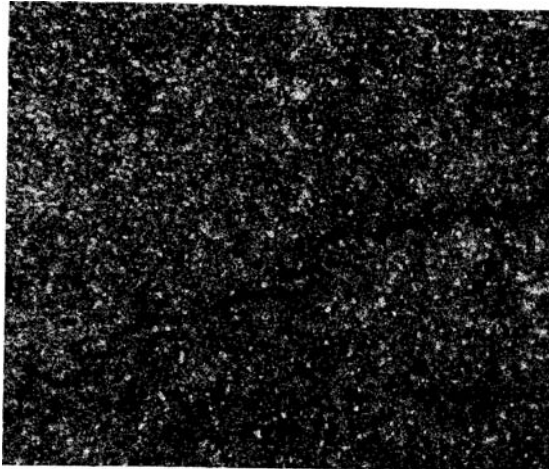
Fot. 10.8. 150× HNO₃-HF
Staliwo manganowe gat. L120G13 (staliwo
Hadfielda) poddane silnym naciskom powier-
zchniowym: w ziarnach austenitu warstwy wie-
rzejniej liczne układy równoległych linii po-
lizgu



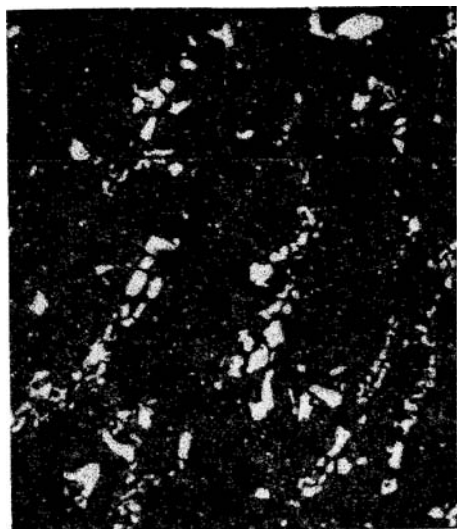
Fot. 10.9. 150× FeCl₃-HCl
 Stal „maraging” (martenzytyczna starzona) hartowana z 850°C w powietrzu i starzona w 500°C:
 martenzyt listwowy z podmikroskopowymi wydzieleniami faz międzystalicznych, jak: Ni₃Ti,
 Ni₃Mo, (Fe₃Ni)₂Mo

Fotografie do rozdziału

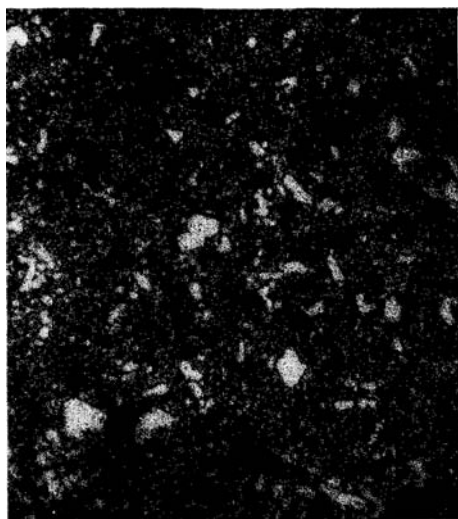
11. Stale narz dziowe



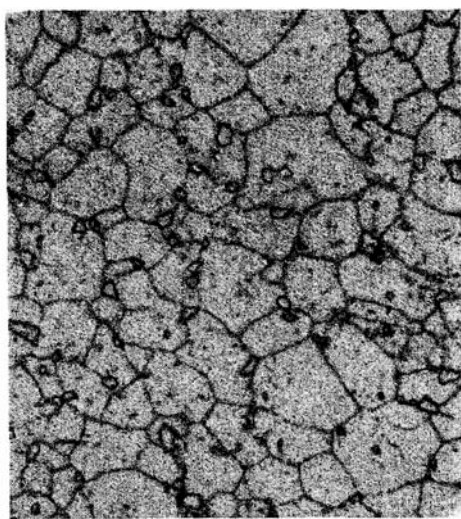
Fot.11.1 400× Nital
 Stal narz dziowa w głowa gat. N10E zahartowana z temperatury 760°C w wodzie: ciemny
 drobnoiglasty martenzyt z jasnymi drobnymi kulkami cementytu wtórnego. P kni cie hartow-
 nicze



Fot. 11.2. 400× $\text{FeCl}_3\text{-HCl}$
 Stal narz dziowa stopowa do pracy na zimno gat. NC10, hartowane z temperatury 980°C w oleju i odpuszczona w 150°C: ciemny martenzyt odpuszczony z austenitem szcz tkowym i jasnymi bardzo drobnymi kulkami w glików wtórnych oraz jasnymi, dużymi w glikami pierwotnymi:
 a) rozłożonymi do równomiernie, b) w układzie pasmowym, niekorzystnym



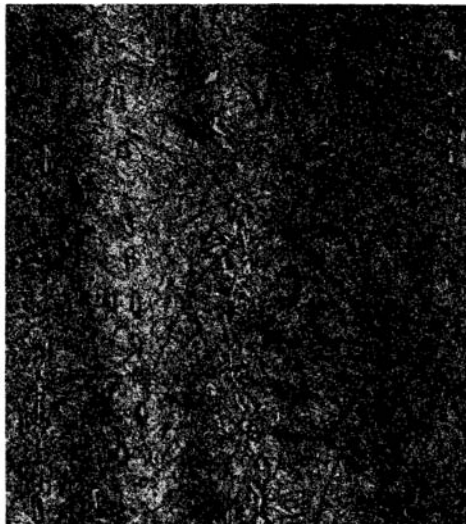
Fot. 11.3. 400× $\text{FeCl}_3\text{-HCl}$
 Stal szybkotnąca gat. SW18 w stanie wyarzonym: mocno wytrawiony ferryt stopowy (ciemne tło) i białe sferoidalne w gliku pierwotne (duże) i wtórne (drobne)



Fot. 11.4. 400× $\text{FeCl}_3\text{-HCl}$
 Stal szybkotnąca gat. SW18 po hartowaniu z 1280°C w oleju: jasne, wieloboczne ziarna martenzytu skrytoiglastego z austenitem szcz tkowym, na tle jasne czstki w glików pierwotnych

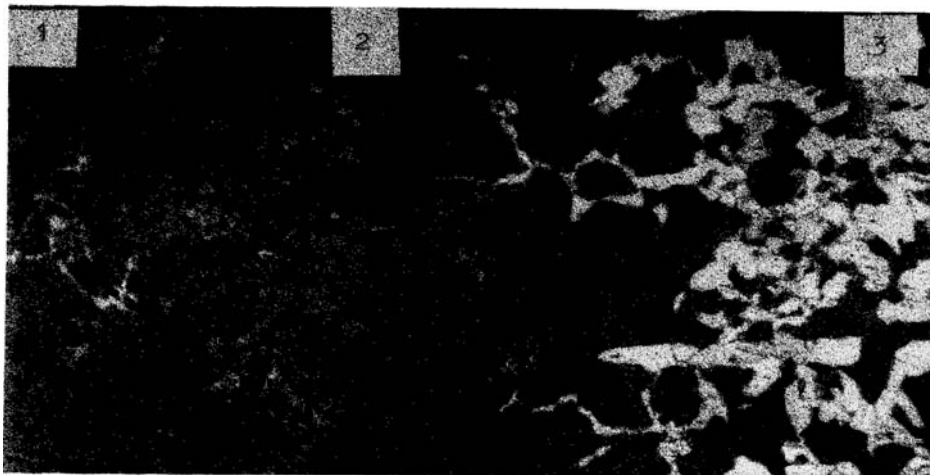


Fot. 11.5. 400× $\text{FeCl}_3\text{-HCl}$
 Stal szybkoznica gat. SW18 zahartowana
 z 1280°C w oleju i odpuszczona w temperatu-
 rze 550°C; ciemne igły martenzytu oraz jasne
 ziarna austenitu szkieletowego i jasne w gliki
 pierwotne w układzie pasmowym

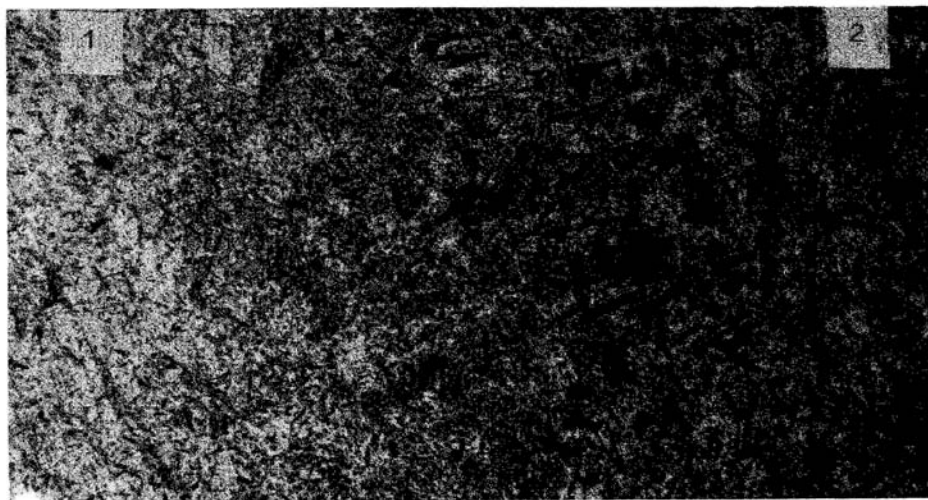


Fot. 11.6. 400× $\text{FeCl}_3\text{-HCl}$
 Stal szybkoznica gat. SW18 zahartowana
 i dwukrotnie odpuszczona w temperaturze
 550°C ciemny martenzyt odpuszczony, ludy
 austenitu szkieletowego, jasne w gliki pierwotne
 w układzie pasmowym

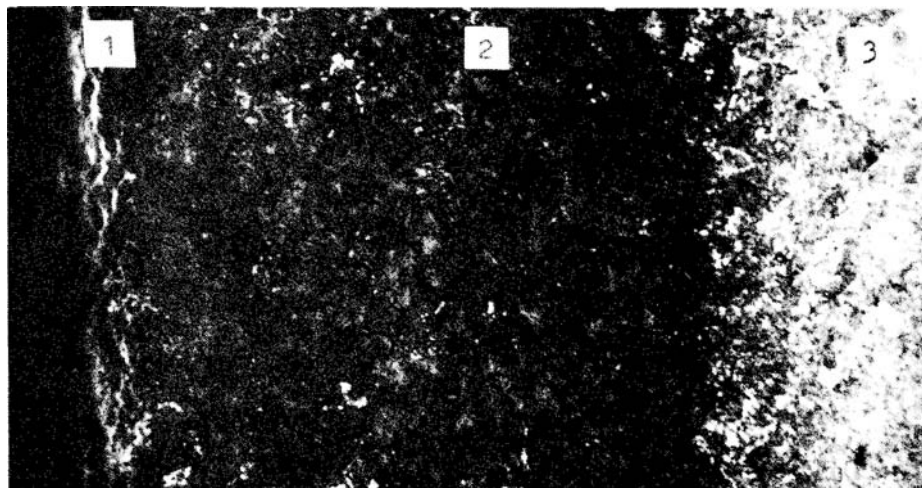
Fotografie do rozdziału
12. Obróbka cieplno-chemiczna stali



Fot. 12.1. 100× Nital
 Warstwa nawłona w stali 15HGM. Strefy: 1 - nadeutektoidalna (perlit + $\text{Fe}_3\text{C}^{\text{II}}$), 2 — eutek-
 toidalna (perlit), 3 - podeutektoidalna (perlit + ferryt)

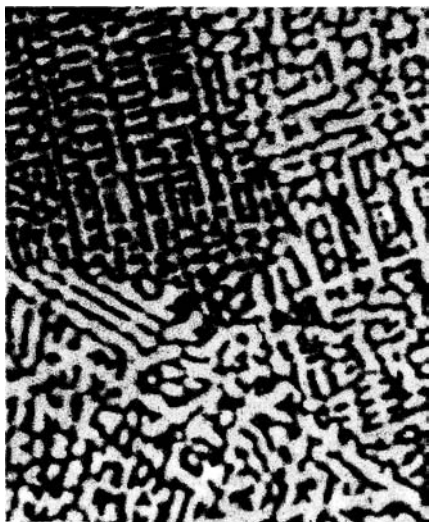


Fot.11.2. 100× Nital
 Warstwa naw glona i zahartowana w stali 15HGM. Strefy: 1 - martenzyt wysokow glowy + austenit szcz tkowy, 2 - martenzyt niskow glowy

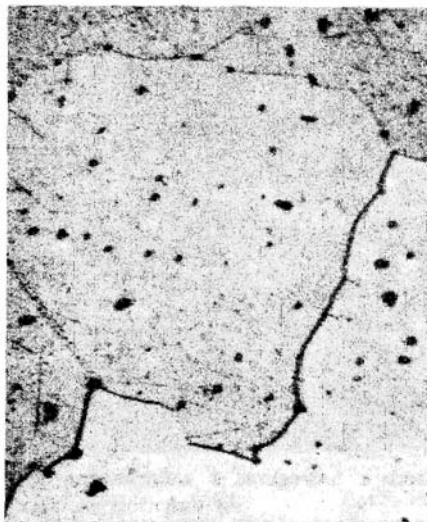


Fot.12.3. 100× Nital
 Warstwa azotowania w stali 38HMJ po azotowaniu utwardzaj cym. Strefy: 1 - faza ϵ , 2 - (ϵ + sorbit), 3 - rdze (sorbit)

Fotografie do rozdziału
13. Stopy miedzi



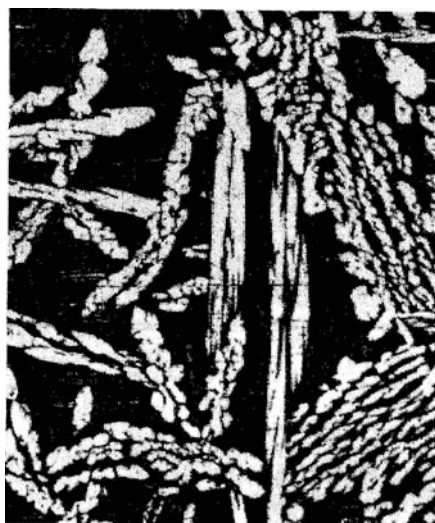
Fot. 13.1. 100× $\text{FeCl}_3\text{-HCl}$
Dendrytyczna struktura roztworu w mosi -
dzu CuZn30, po odlaniu



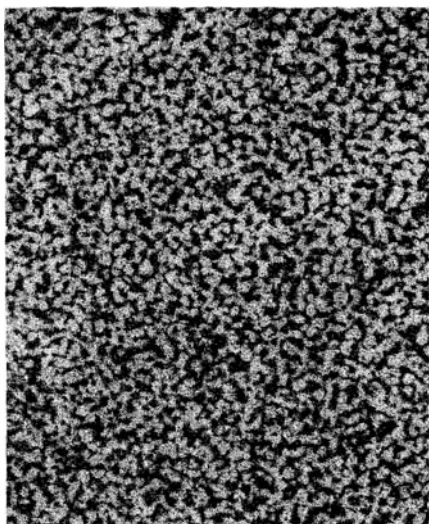
Fot. 13.2. 100× $\text{FeCl}_3\text{-HCl}$
Mosi dz CuZn30 wy arzony ujednoradniaj co
po odlaniu: ziarna roztworu ró nym stop-
niu zaciemnienia. Ciemne punkty - wtr cenia
niemetaliczne i lady segregacji dendrytycznej



Fot. 13.3. 200× $\text{FeCl}_3\text{-HCl}$
Mosi dz CuZn30 po przeróbce plastycznej
i rekrytalizacji: równoosiowe ziarna roztworu
z utworami bli niaczymi



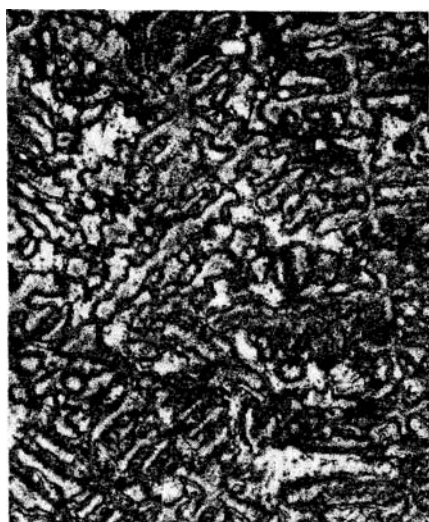
Fot. 13.4. 200× $\text{FeCl}_3\text{-HCl}$
Mosi dz CuZn40 po odlaniu: na ciemnym tle
fazy ' jasne igły fazy



Fot. 13.5. 200× $\text{FeCl}_3\text{-HCl}$
Mosi dz CuZn40 po przeróbce plastycznej na
gor co: jasne ziarna fazy i ciemne fazy
o budowie komórkowej



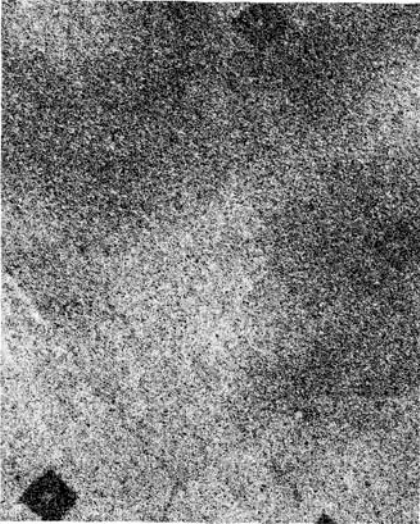
Fot. 13.6. 200× $\text{FeCl}_3\text{-HCl}$
Mosi dz MM55; ziarna fazy różnym
stopniu zaciemnienia. Na ich tle jasne iglaste
ziarna fazy oraz ciemne wydzielenia fazy
bogatej w elazo, wskazane strzałkami



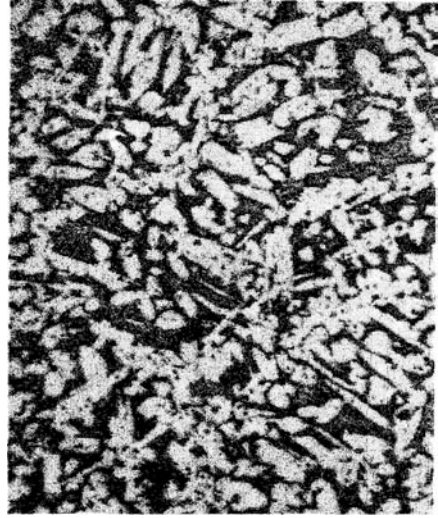
Fot. 13.7. 200× $\text{FeCl}_3\text{-HCl}$
Dendrytyczna struktura roztworu w br zie
cynowym CuSn6, po odlaniu



Fot. 13.8. 200× $\text{FeCl}_3\text{-HCl}$
Br z cynowy CuSn10 po odlaniu: roztwór
z segregacją dendrytyczną, eutektoid (+)
wskazany strzałkami, ciemne pory



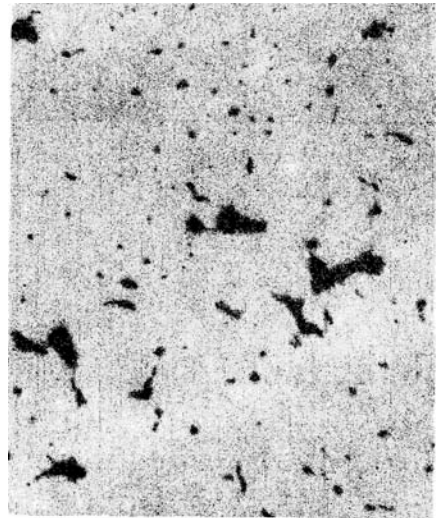
Fot. 13.9. 200× $\text{FeCl}_3\text{-HCl}$
Br z alumiowy CuAl15 po odlaniu: roztwór
ze ładami segregacji dendrytycznej. Mały
stopie segregacji potwierdzony jest niewiel-
kimi różnicami wielkości mikroodcisków twardo-
ści



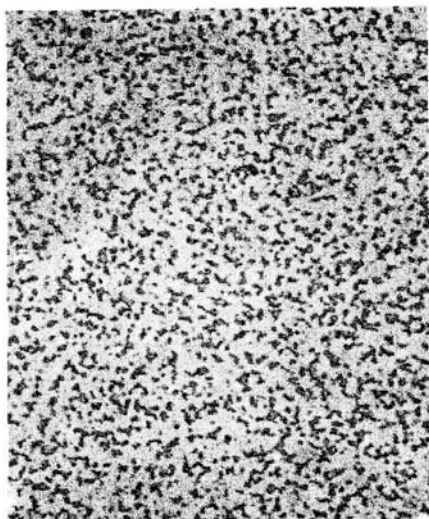
Fot. 13.10. 100× $\text{FeCl}_3\text{-HCl}$
Br z alumiowy CuAl10Fe3Mn2 po odlaniu:
jasne ziarna roztworu na tle ciemnego eutek-
toidu (+₂) oraz drobne wydzielenia fazy
bogatej w elazo



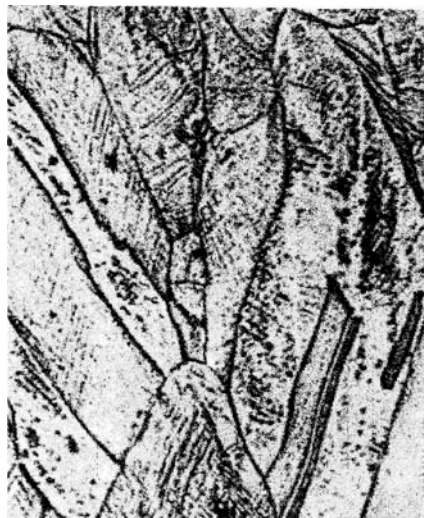
Fot. 13.11. 200× $\text{FeCl}_3\text{-HCl}$
Br z alumiowy CuAl10Fe3Mn2 po zahar-
towaniu: mieszanina faz α' i α_2 o iglastym
wyglądzie przypominającym martenzyt w stali



Fot. 13.12. 200× bez trawienia
Br z cynowo-ołowiowy CuSn10Pb10: ciemne
wydzielenia ołowiu



Fot. 13.13. 200× $\text{FeCl}_3\text{-HCl}$
Br z CuAl10Fe3Mn2 przerobiony plastycznie
na gorąco: jasne ziarna fazy α i ciemne eutek-
toidu ($\alpha + \beta$) o budowie komórkowej. Drobne
wydzielenia fazy bogatej w elaz s przy
zastosowanym powiększeniu niewidoczne

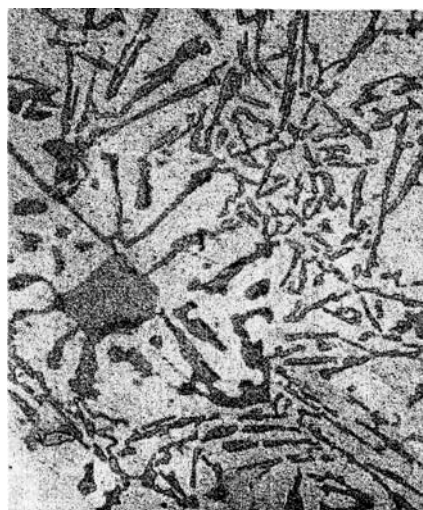


Fot. 13.14. 300× $\text{FeCl}_3\text{-HCl}$
Mosi dz CuZn30 po przeróbce plastycznej na
zimno: wydłużone ziarna roztworu α z pas-
mami po przegłow

Fotografie do rozdziału 14. Stopy aluminium



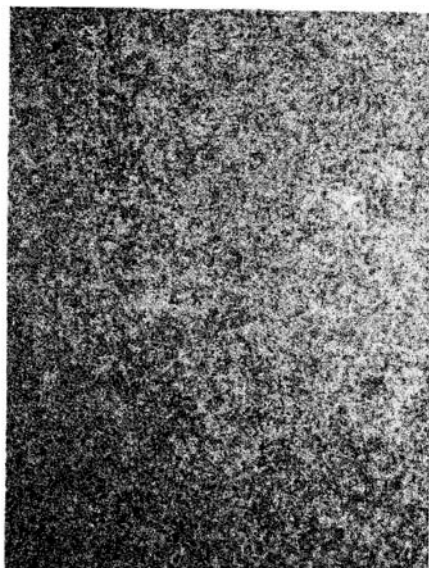
Fot. 14.1. 100× bez trawienia
Silumin eutektyczny AK12: gruboziarnista eutek-
tyka złożona z iglastych ziaren Si i roztwo-
ru (białe tło)



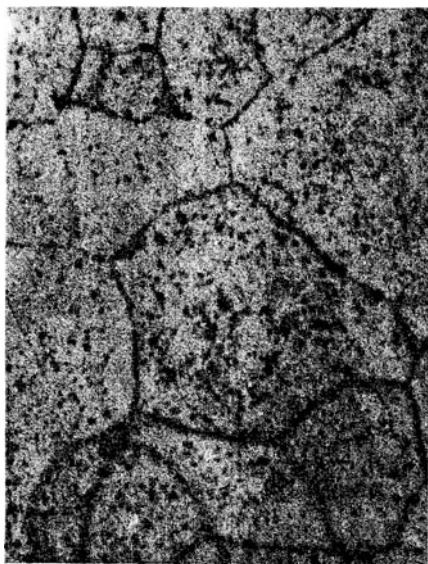
Fot. 14.2. 200× bez trawienia
Silumin nadeutektyczny AK20% pierwotne
kryształy Si na tle gruboziarnistej eutektyki



Fot. 14.3. 100× bez trawienia
Silumin eutektyczny AK12 Stop modyfikowa-
ny: pierwotne kryształy roztworu układzie
dendrytycznym na tle drobnoziarnistej eutek-
tyki



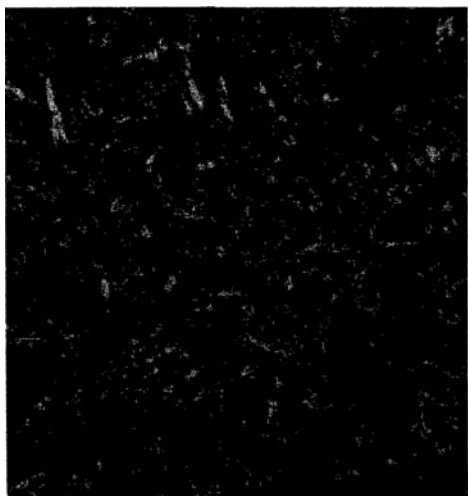
Fot. 14.4. 100× H₃PO₄
Stop PA38 przesycony



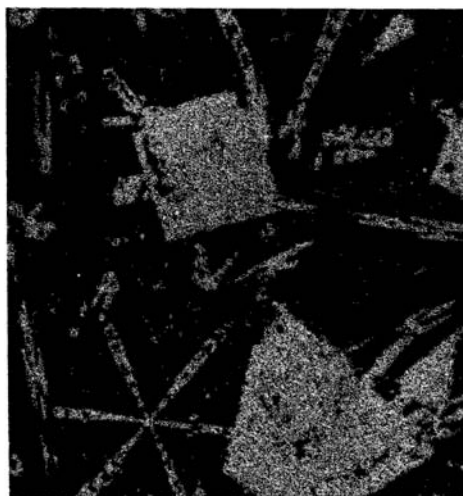
Fot. 14.5. 100× H₃PO₄
Stop PA38 przesycony i starzony (w temp. 120°C)

Fotografie do rozdziału

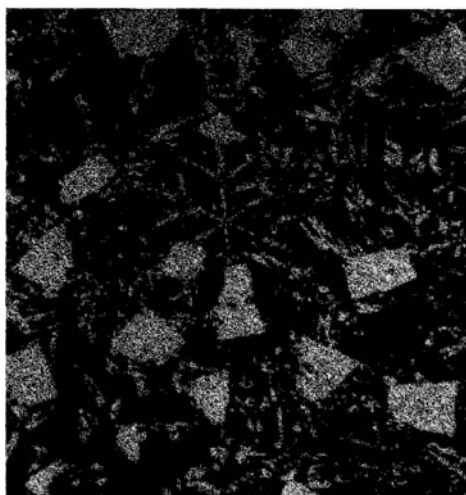
15. Stopy łożyskowe



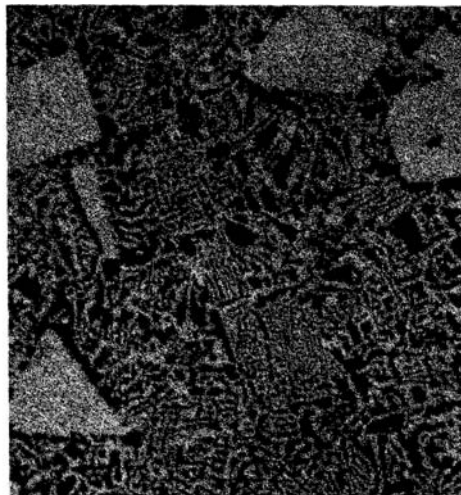
Fot 15.1. 100× Nital
Stop łożyskowy Ł89: Faza międzymetaliczna cyny z miedzi (Cu_6Sn_5) pod postaci jasnych wydlu onych kryształów na tle ciemnego roz-
tworu potrójnego Cu i Sb w cynie (×)



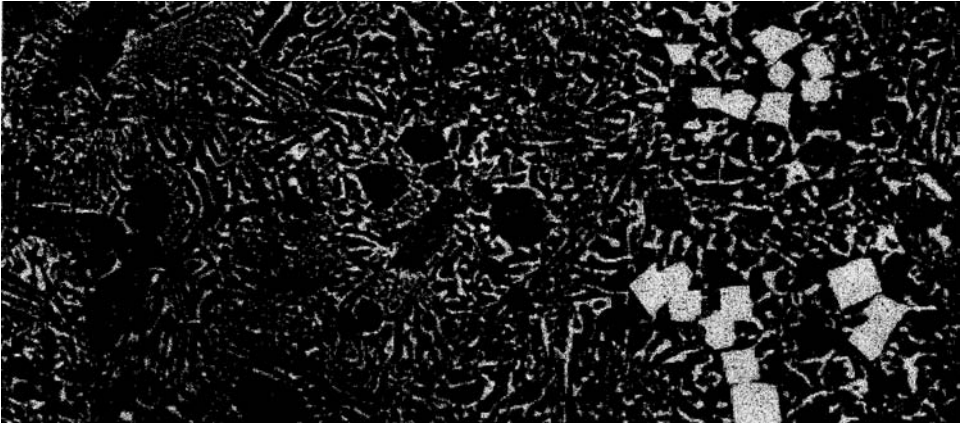
Fot. 15.2. 50× Nital
Stop łożyskowy Ł83: Na tle ciemnego roz-
tworu potrójnego Cu i Sb w cynie (a), jasne
kryształy faz międzymetalicznych (SbSn)
i (Cu_6Sn_5). Próbka studzona w otwartym
piecu. Struktura gruboziarnista



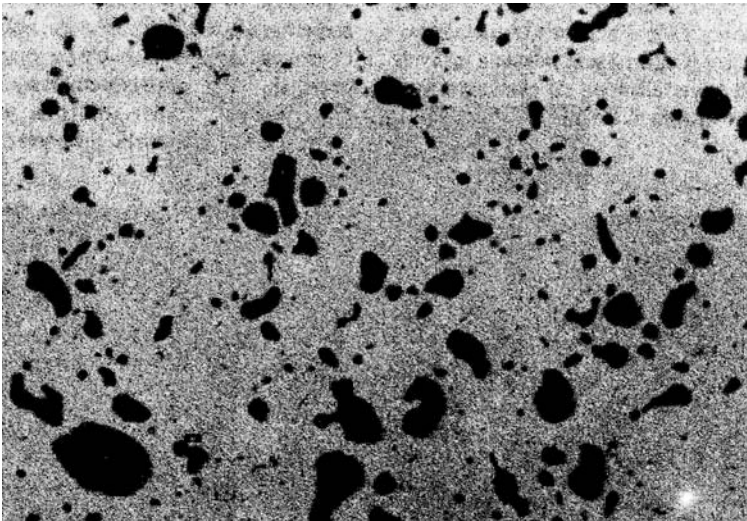
Fot 15.3. 50× Nital
Stop łożyskowy Ł83: Próbka studzona w wo-
dzie. Struktura drobnoziarnista



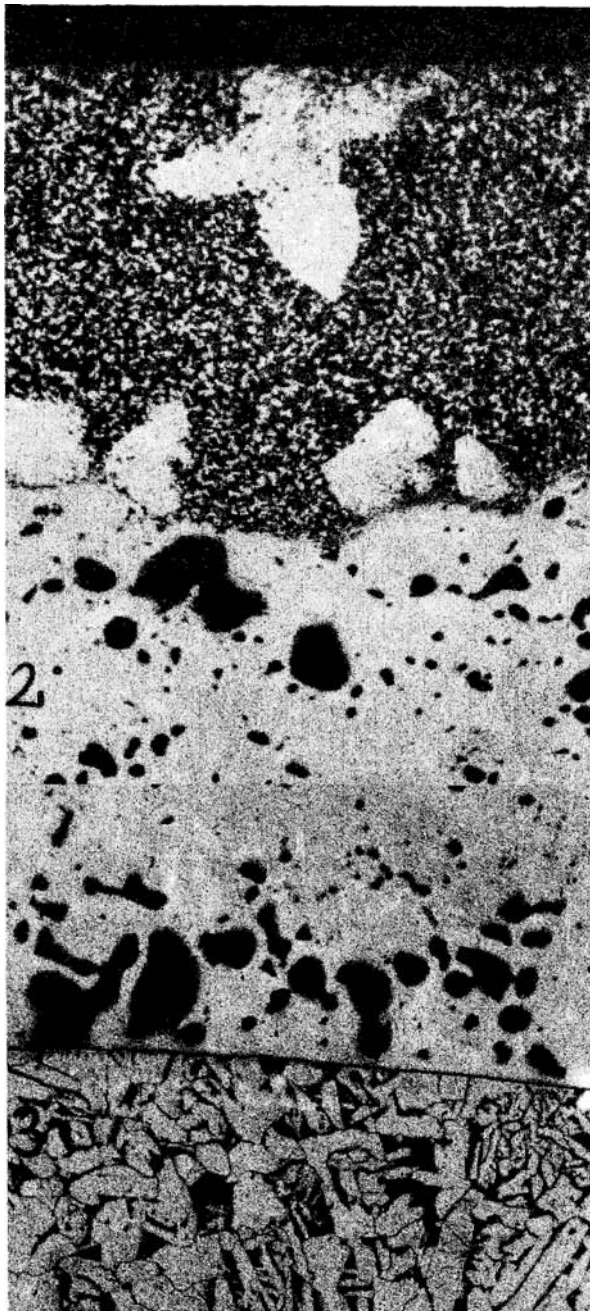
Fot. 15.4. 200× Nital
Stop łożyskowy Ł16: Jasne kryształy fazy mi-
dzymetalicznej SbSn (w postaci figur geomet-
rycznych - kwadratów, trójk tów...) i Cu_2Sb (w
postaci igieł) na tle roztworu potrójnego Sn
i Sb w Pb



Fot. 15.5. 100× Nital
 Stop łożyskowy Ł16: Niejednorodna struktura o wyraźnej likwacji ciekawej krysztalów fazy
 metalicznej SbSn



Fot. 15.6. 100× bez trawienia
 Brzoza ołowiu spiekany BO30L: Ziarna miedzi (tło jasne) i ołowiu (tło ciemne) rozmieszczone
 w strukturze równomiernie



Fot 15.7.

250×

Nital

Panewka warstwowa: Pierwsza warstewka - stop łożyskowy cynowy (Ł83), nast pna warstwa
br zu ołowiowego oraz korpus panewki - stal niskow głowa

