

P O L I T E C H N I K A G D A S K A

PRACA ZBIOROWA

METALOZNAWSTWO

POD REDAKCJĄ

MARII GŁOWACKIEJ

Wydanie zmienione i poprawione

Skrypt jest przeznaczony dla studentów Wydziałów: Mechanicznego,
Oceanotechniki i Okrętownictwa oraz Zarządzania i Ekonomii

GDA SK 1996

PRZEWODNICZ CY KOMITETU REDAKCYJNEGO
WYDAWNICTW POLITECHNIKI GDA SKIEJ

Zbigniew Cywi ski

REDAKTOR SKRYPTÓW

Zdzisław Puhaczewski

RECENZENCI

Stanisław Rudnik

Konstanty Cudny

AUTORZY OPRACOWANIA

*Stanisław Butnicki, Janusz wiek, Andrzej Degórski, Maria Głowacka,
Joanna Huci ska, Tadeusz Jankowski, Zbigniew Królikowski, Tadeusz Krzysztofowicz,
Jerzy Łabanowski, Stanisław Rymkiewicz, Waldemar Serbi ski, Jan Stryjewski,
Zbigniew Zaczek*

Wydanie I - 1988

Wydanie II - 1991

Wydano za zgod
Rektora Politechniki Gda skiej

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

711/90

WYDAWNICTWO POLITECHNIKI GDA SKIEJ

Wydanie UL Nakład 2000+25+30+35 egz. Ark. wyd. 23,7. Ark. druku 24,0.

Przyj to do druku 06.05.1996 r. Podpisano do druku 5.11.1996 r.

Zamówienie nr S/110/96. Cena zł 16,-

Wykonano w Zakładzie Graficznym Politechniki Pozna skiej
61-821 Pozna , ul. Ogrodowa 11, telefon 525-425

SPIS TRECI

Przedmowa do wydania trzeciego	7
Wst p do wydania pierwszego	9
1. OGÓLNA CHARAKTERYSTYKA METALOZNAWSTWA (Stanisław Butnicki) . . .	11
2. WYBRANE ZAGADNIENIA Z FIZYKI METALI	13
2.1. Budowa atomu i układ okresowy pierwiastków (Zbigniew Zaczek)	13
2.2. Siły mi dzyatomowe i miedzy cz steczkowe	20
2.3. Struktura krystaliczna metali (Joanna Huci ska)	23
2.3.1. Kryształy	23
2.3.2. Sie przestrzenna — poj cia podstawowe	24
2.3.3. Wska nikowanie elementów sieci przestrzennej	25
2.3.4. Podstawowe rodzaje sieci przestrzennej metali	28
2.3.5. Alotropia metali	32
2.3.6. Anizotropia struktury metali	32
2.4. Wady budowy sieci krystalicznej (Stanisław Rymkiewicz)	33
2.4.1. Systematyka wad budowy sieci krystalicznej	33
2.4.2. Defekty elektronowe	35
2.4.3. Zaburzenia pozycji rdzeni atomowych	35
2.4.4. Defekty układu atomów w strukturze krystalicznej	37
2.4.5. Wpływ defektów na własno ci metali	41
2.5. Krystalizacja (Janusz wiek)	43
2.5.1. Mechanizm krystalizacji metali	44
2.5.2. Mechanizm krystalizacji stopów	47
2.5.3. Struktura pierwotna	49
3. ODKSZTAŁCENIE I REKRYSZTAŁIZACJA METALI (Zbigniew Zaczek)	52
3.1. Ogólne pojecie odkształcenia plastycznego	52
3.1.1. Odształcenie plastyczne monokryształów	52
3.1.2. Odształcenie metali polikrystalicznych	56
3.1.3. Odształcenie przy pełzaniu i zm czeniu	58
3.2. Rekryształizacja metali	60
4. STRUKTURA STOPÓW (Waldemar Serbi ski)	66
4.1. Fazy i struktury stopów dwuskładnikowych	66
4.2. Stopy trójskładnikowe	77
5. BADANIA STRUKTURY	81
5.1. Badania struktury krystalicznej metali metod dyfrakcji promieni rentgenow- skich (Jerzy Łabanowski)	81
5.2. Metody dyfrakcyjne	83
5.3. Badania mikroskopowe (Andrzej Degórski)	87
5.4. Mikroskopia elektronowa transmisyjna (Jan Stryjewski)	95
5.5. Elektronowy mikroskop skaningowy i mikroanaliza (Tadeusz Jankowski) . . .	103
6. BADANIA WŁASNO CI MECHANICZNYCH METALI (Zbigniew Zaczek) . . .	110
6.1. Próby statyczne	111

6.2. Próby dynamiczne	124
6.3. Badania metali na zmęczenie	129
7. MECHANIZMY ZNISZCZENIA	134
7.1. Rodzaje złomu (Stanisław Butnicki)	134
7.1.1. Zarodkowanie pęknięć	136
7.1.2. Warunki rozprzestrzeniania się pęknięć w materiałach kruchych	136
7.1.3. Warunki rozprzestrzeniania się pęknięć w materiałach sprężysto-plastycznych	137
7.1.4. Kruche pękanie materiałów sprężysto-plastycznych	138
7.1.5. Elementy mechaniki pękania	141
7.1.6. Znaczenie badań materiałów metodami mechaniki pękania	147
7.2. Zniszczenie metali przez korozję (Waldemar Serbicki)	148
7.2.1. Rodzaje korozji w zależności od środowiska	148
7.2.2. Rodzaje korozji w zależności od obrazu zniszczeń korozyjnych	149
7.2.3. Zapobieganie korozji ogólnej i galwanicznej	153
7.3. Niszczenie metali w wyniku kawitacji (Joanna Hucińska)	153
7.3.1. Zjawisko kawitacji Mechanizm niszczenia kawitacyjnego	153
7.3.2. Urządzenia do wytwarzania kawitacji i badania próbek materiałów	155
7.3.3. Przebieg erozji kawitacyjnej w czasie. Wskaźniki odporności kawitacyjnej	157
7.4. Cieranie (Andrzej Degórski)	159
7.5. Pitting	163
8. STOPY ELAZA ŻELAZA (Tadeusz Krzysztofowicz)	164
8.1. Elazo	164
8.2. Węgiel w stopach elaza	167
8.3. Układ elazo-węgiel	168
8.4. Stale	181
8.5. Staliwa	194
8.6. Eliwa	196
9. PODSTAWY OBRÓBKII CIEPLNEJ METALI I STOPÓW - WYKAZANIE (Maria Głowacka, Zbigniew Królikowski)	205
9.1. Pojęcia podstawowe obróbki cieplnej	205
9.2. Przemiany przy nagrzewaniu i powolnym chłodzeniu stali	206
9.3. Wykazanie	212
10. PODSTAWY OBRÓBKII CIEPLNEJ - HARTOWANIE I ODPUSZCZANIE ORAZ PRZESYCANIE I STARZENIE (Maria Głowacka, Zbigniew Królikowski)	219
10.1. Wpływ chłodzenia na przemiany austenitu	219
10.2. Martenzyt	221
10.3. Bainit	224
10.4. Wykresy CTP	225
10.5. Rodzaje hartowania	229
10.6. Hartowność stali	234
10.7. Przemiany zahartowanej stali podczas nagrzewania	236
10.8. Rodzaje odpuszczania	239
10.9. Przesycanie i starzenie	240
11. OBRÓBKII CIEPLNO-CHEMICZNA (Zbigniew Królikowski)	242
11.1. Podstawy obróbki cieplno-chemicznej	242
11.2. Nawęglanie	245
11.3. Azotowanie	251
11.4. Nawęglanie i azotowanie przeprowadzane jednocześnie	253

12. STALE STOPOWE (Maria Głowacka)	256
12.1. Wpływ dodatków stopowych na przemiany alotropowe elaza i układ Fe-Fe ₃ C	257
12.2. Fazy występujące w stalach stopowych	259
12.3. Wpływ pierwiastków stopowych na procesy obróbki cieplnej stali	265
12.3.1. Tworzenie i ujednorodnianie austenitu w stali stopowej	266
12.3.2. Przemiany przechłodzonego austenitu w stali stopowej	268
12.3.3. Hartowność stali stopowych	270
12.3.4. Przemiany podczas odpuszczania stali stopowych	270
12.4. Stale stopowe konstrukcyjne (Stanisław Butnicki)	272
12.5. Stale narzędziowe (Andrzej Degórski)	279
12.5.1. Stale narzędziowe w głowie	281
12.5.2. Stale narzędziowe stopowe	283
12.6. Stale stopowe o szczególnych własnościach	295
12.6.1. Stale odporne na korozję	295
12.6.2. Stale odporne na ścieranie	302
12.6.3. Stale odporne na cieranie	306
12.6.4. Stale o specjalnych własnościach magnetycznych	307
13. MIEDŹ I JEJ STOPY (Joanna Hucińska)	312
13.1. Miedź	312
13.2. Mosiężniki	315
13.3. Brązy	322
13.4. Miedzionikle	333
13.5. Mosiężniki wysokoniklowe	334
14. ALUMINIUM I JEJ STOPY (Waldemar Serbicki)	335
14.1. Aluminium	335
14.2. Stopy aluminium	337
14.2.1. Odlewnicze stopy aluminium	345
14.2.2. Stopy aluminium do przeróbki plastycznej	348
14.3. Obróbka cieplna stopów aluminium	348
14.3.1. Utwardzanie wydzieleniowe	348
14.3.2. Obróbka cieplno-mechaniczna	351
14.3.3. Wyżarzanie	352
14.4. Zastosowanie stopów aluminium	352
15. MAGNEZ I JEJ STOPY (Tadeusz Krzysztofowicz)	354
15.1. Magnez	354
15.2. Stopy magnezu	355
16. NIKIEL I JEJ STOPY (Tadeusz Krzysztofowicz)	358
16.1. Nikiel	358
16.2. Stopy niklu	359
17. STOPY ŁÓŻYSKOWE (Maria Głowacka, Tadeusz Krzysztofowicz)	362
17.1. Stopy łożyskowe cyny	364
17.2. Stopy łożyskowe ołowiu	366
17.3. Wielowarstwowe łożyska zlitowane	367
18. TYTAN I JEJ STOPY (Tadeusz Krzysztofowicz)	372
18.1. Tytan	372
18.2. Stopy tytanu	373
18.3. Obróbka cieplna stopów tytanu	376
19. STOPY NA TERMOPARY (Tadeusz Krzysztofowicz)	379
Literatura	382

PRZEDMOWA DO WYDANIA TRZECIEGO

Szybkie wyczerpanie nakładu pierwszego i drugiego wydania skryptu „Metaloznawstwo” wskazuje, jak bardzo potrzebny jest podręcznik akademicki ujmujący podstawy naukowe z zakresu wiedzy o metalach i stopach, ich własnościach, zmianach tych własności pod wpływem wytwarzania oraz eksploatacji.

W ciągu długiego czasu, jaki upłynął od drugiego wydania skryptu, znaczny postęp w dziedzinie metaloznawstwa sprawił, że treści niektórych rozdziałów wymagała aktualizacji, podobnie jak większość informacji zaczerpniętych z Polskich Norm. Konieczną przegłębłą treść skryptu była spowodowana ponadto potrzebą dostosowania jej do zmian programowych wywołanych nowymi organizacjami wydziałów mechanicznych Politechniki Gdańskiej.

Autorzy skryptu mają nadzieję, że trzecie wydanie zostało dobrze dostosowane do potrzeb nauczania metaloznawstwa na Wydziale Mechanicznym. Mogą z niego korzystać także studenci Wydziału Oceanotechniki i Okrętownictwa oraz Zarządzania i Ekonomii. Równocześnie Autorzy skryptu składają podziękowanie Panu prof. dr. hab. inż. Konstantemu Cudnemu za szczegółowe, a jednocześnie przydatne recenzje, Panu doc. dr. inż. Zdzisławowi Puhaczewskiemu za bardzo wnikliwe prace redakcyjne, a także Panu Jerzemu Szparadzie za znaczny udział w przygotowaniu rysunków.

W imieniu Zespołu Autorskiego
dr Maria Głowacka

WSTĘP DO WYDANIA PIERWSZEGO

Metaloznawstwo należy do podstawowych dziedzin wiedzy inżynierskiej. Cały bowiem twórczy wysiłek inżyniera mechanika zwrócony jest w kierunku przetwarzania materiałów konstrukcyjnych (obecnie najczęściej metali i stopów) na określone maszyny, urządzenia i narzędzia. Jako tych wyrobów oraz ich trwałość zależy w pierwszym rzędzie od trafnego doboru właściwego tworzywa, a dopiero w dalszej kolejności od konstrukcji, wykonania i ich eksploatacji.

W związku z ciągłym rozwojem techniki, a także szybkim zwiększeniem gęstości zaludnienia ziemi, obserwuje się gwałtowny wzrost zużycia materiałów konstrukcyjnych. Należy jednak pamiętać, że surowce dla otrzymywania metali występują w ograniczonej ilości, a ciągły i gwałtowny wzrost zapotrzebowania na metale może doprowadzić do wyczerpania odpowiednich surowców. Zjawisko takie obserwuje się już w pewnym stopniu dla cyny.

Wytwarzanie i przetwarzanie materiałów konstrukcyjnych jest bardzo energochłonne, a więc prowadzi do silnego zużycia energii, zaś ilość surowców energetycznych jest również ograniczona. Jedynym sposobem na zapobieganie w przyszłości kryzysowi materiałowemu i energetycznemu jest umiejętne i oszczędne wykorzystanie materiałów konstrukcyjnych i energii. Stąd więc wzrasta znaczenie metaloznawstwa.

Treść niniejszego skryptu została tak dobrana, aby studenci wydziałów mechanicznego, tj. Mechanicznego Technologicznego, Budowy Maszyn, Instytutu Okrętowego — studiów dziennych i dla pracujących — mogli opanować wszystkie podstawowe wiadomości, jakie są konieczne inżynierowi mechanikowi dla umiejętnego i racjonalnego doboru materiałów przy projektowaniu, konstruowaniu i wytwarzaniu urządzeń mechanicznych. Ponadto — aby umieli wybrać lub zalecić odpowiednią technologię przetwórstwa, najbardziej racjonalną — ze względu na użytkowe własności danego wyrobu.

Skrypt został opracowany przez zespół autorów Zakładu Metaloznawstwa i Obróbki Ciepłej Politechniki Gdańskiej. Autorzy mają nadzieję, że skrypt ułatwi studentom wydziałów mechanicznych PG opanowanie metaloznawstwa, a także będzie pomocny również w ich pracy zawodowej.

Autorzy skryptu składają szczególne podziękowanie Panu Profesorowi Stanisławowi Rudnikowi za obszerny, wnikliwy, a równocześnie nieoczywiste recenzję, pani mgr inż. Ewie Rymkiewicz za trud kreślenia rysunków, za Redaktorowi Skryptów Komitetu Redakcyjnego Politechniki Gdańskiej panu doc. dr. inż. Zdzisławowi Puhaczewskiemu — za bardzo wnikliwą pracę redakcyjną.

Redaktor pierwszego wydania
Prof. dr hab. inż. Stanisław Butnicki

1. OGÓLNA CHARAKTERYSTYKA METALoznawstwa

Wszystkie pierwiastki występujące w przyrodzie można podzielić na metale i niemetale. Metale charakteryzują się pewnymi specyficznymi cechami, jak połysk metaliczny, duża przewodność cieplna i elektryczna oraz dobra plastyczność. Na skutek tej ostatniej cechy metale można kucie, walcować, przeciągać itp. Niemetale takich cech nie posiadają. Bardziej ścisła definicja metali jest omówiona w następnym rozdziale przy rozpatrywaniu właściwości atomów ciała stałego.

Metale czyste posiadają stosunkowo niewysokie własności wytrzymałościowe i wykorzystywane są w przypadkach szczególnych, natomiast w praktyce stosowane są przede wszystkim stopy metali z metalami i niemetalami.

Z punktu widzenia ciężkości właściwego wszystkie metale dzielą się na lekkie i ciężkie, a z punktu widzenia temperatury topnienia — na łatwo topliwe, trudno topliwe i bardzo trudno topliwe. Tablica 1.1 zawiera klasyfikację najczęściej stosowanych pierwiastków metali w technice.

Metaloznawstwo jest częścią bardziej obszernej dyscypliny naukowej — nauki o materiałach. Zajmuje się ono określeniem i badaniem struktury metali, warunkami krystalizacji przy przechodzeniu z cieczy w stan stały oraz badaniem ich wpływu na własności mechaniczne, fizyczne i chemiczne. Między strukturą metalu a własnościami mechanicznymi i fizycznymi istnieje zależność, więc zmieniając strukturę można wpływać na własności materiału. Metaloznawstwo zajmuje się również poznaniem tych mechanizmów i zjawisk.

Dzisiejsza aparatura badawcza umożliwia nam bardzo dokładne zbadanie materiału, między innymi struktury przy bardzo dużych powiększeniach. Potrafimy też określić budowę sieci krystalicznej. Wiemy, jak zbudowany jest atom i jego jądro. Wiemy, jakie znaczenie dla własności materiału posiadają elektrony i sposób ich rozmieszczenia wokół atomu.

Dzisiejsza technika pozwala określić, co się dzieje, gdy stapiamy dwa lub więcej pierwiastków. Pozwala ona także ustalić, jakie zmiany w budowie materiału mogą wystąpić przy jego nagrzewaniu i odkształcaniu, a także jakie są mechanizmy wywołujące utratę spójności.

Jednym z najistotniejszych zadań metaloznawstwa jest wiadome kształtowanie własności materiału poprzez wykorzystanie tych praw fizycznych, które

ustaliła fizyka ciała stałego. Metaloznawstwo ma więc za zadanie zapoznać studenta z wszystkimi tymi zjawiskami i mechanizmami, za pomocą których potrafimy określić własności materiału oraz te własności wiadomo zmieniać.

Tablica 1.1

Klasyfikacja metali wg gęstości i temperatury topnienia

Kryterium klasyfikacyjne		Nazwa metalu	Gęstość [g/cm ³]	Temperatura topnienia
wg gęstości	wg temperatury topnienia			
metale lekkie	a) łatwo topliwe	magnez	1,74	650
		aluminium	1,70	660
	b) trudno topliwe	tytan	4,54	1820
metale ciężkie	a) łatwo topliwe	cynk	7,133	419,5
		kadm	8,65	320,0
		cyna	7,30	231,9
		ołów	11,34	327,4
		bizmut	9,80	271,3
	b) trudno topliwe	cyrkon	6,49	1852
		elazo	7,87	1539
		kobalt	8,9	1445
		nikiel	8,9	1455
		miedź	8,96	1083
		pallad	12,0	1554
		srebro	10,49	960
		platyna	21,45	1773,5
		złoto	19,32	1063,0
	c) bardzo trudno topliwe	molibden	10,2	2665
		tantal	16,6	2996
		wolfram	19,3	3410

Pomimo bardzo dużych postępów w dziedzinie wiadomego kształtowania własności materiału w technice nie osiąga się jeszcze własności wytrzymałościowych, jakie posiada metal o idealnej budowie struktury krystalicznej. Obecnie technika nie potrafi bowiem jeszcze wytwarzać materiałów o idealnej budowie sieci krystalicznej w skali technicznie użytecznej. Istnieje zatem nie wykorzystana jeszcze rezerwa własności mechanicznych. Cały wysiłek współczesnej nauki o materiałach i inżynierii materiałowej oraz metaloznawstwa idzie w kierunku wytwarzania materiałów o coraz to wyższych własnościach, spełniających wymagania współczesnej techniki.

2. WYBRANE ZAGADNIENIA Z FIZYKI METALI

2.1. Budowa atomu i okresowy układ pierwiastków

Najmniejszą cząstką materii zachowującą indywidualne cechy pierwiastka chemicznego jest atom. Atom ma budowę planetarną, o średnicy $(1\div 5) \times 10^{-7}$ mm. Składa się z jądra o średnicy ok. 10^{-11} mm i krążących dookoła niego elektronów o średnicy $2,8 \times 10^{-12}$ mm i masie $9,109 \times 10^{-28}$ g. Jądro jest zbudowane z nukleonów: protonów o dodatnim ładunku elektrycznym równym co do bezwzględnej wartości ładunku elektronu $+1,602 \times 10^{-19}$ C i masie $1,672 \times 10^{-24}$ g oraz neutronów o masie zbliżonej do masy protonów, nie posiadających ładunku elektrycznego.

Oprócz tego znane są jeszcze inne elementarne cząstki atomu o bardzo małej masie i ładunku elektrycznym, jak neutrino i antineutrino, mezony i hiperony. Elektrony utrzymywane są w równowadze siłami oddziaływaniami odśrodkowymi i elektrostatycznym przyciąganiem różnoimiennych ładunków (elektron-proton).

W stanie równowagi atomy mają jednakowe liczby elektronów i protonów, a więc są elektrycznie obojętne. Liczba protonów wyznacza **liczbę atomową** pierwiastka Z . Masa atomu jest równa sumie mas protonów i neutronów, przy czym pomija się masy innych cząstek atomu jako bardzo małe.

Podstawowym czynnikiem określającym własności atomu jest jego struktura elektronowa, tj. rozmieszczenie elektronów w poziomach i podpoziomach energetycznych otaczających jądro.

Planetarna teoria struktury atomu opracowana przez Bohra w 1913 r. przyjmuje, że elektrony krążą po ściśle określonych poziomach kołowych w zmiennej odległości od jądra, a na danym poziomie nie pochłaniają ani nie wypromieniowują swojej energii. Iloczyn torów poziomów $2\pi \cdot r$ i pędu elektronów $m \cdot v$ jest równy wielokrotności stałej Plancka $h = 6,626 \cdot 10^{-34}$ Js, czyli

$$2\pi \cdot r \cdot m \cdot v = n \cdot h, \quad (2.1)$$

gdzie: $n = 1, 2, 3, \dots$

W rozwinięciu tej teorii Sommerfeld w 1916 r. uznał, że poziomy elektrony opisują dwie liczby kwantowe: główną n i poboczną k . Przy $n/k = 1$ poziomy są kołami, a przy $n/k > 1$ - elipsami o stosunku długiej i krótkiej osi poziomu odpowiadającym wartości n/k .

Teoria Bohra zadawała co wyjaśnienia budowy prostych atomów i widmo charakterystyczne pierwiastków, natomiast nie tłumaczy budowy atomów pierwiastków o dużej liczbie atomowej. Do wyjaśnienia struktury elektronowej atomu przyczynił się De Broglie (1924 r.), który przyjął, że ruch cząstki materialnej o masie m z prędkością v można opisać równaniem falowym

$$\lambda = \frac{h}{mv}, \quad (2.2)$$

gdzie: λ - długość fali.

W oparciu o te hipotezy Schrödinger (1926 r.) opisał stan stacjonarny elektronu funkcją falową

$$\frac{d^2 \psi}{dx^2} + \frac{2m(E - E_p)}{\hbar^2} \psi = 0 \quad (2.3)$$

gdzie: E , E_p — energia całkowita i potencjalna elektronu.

Kwadrat funkcji falowej wyznacza przedział czasu, w którym elektron znajduje się na określonym poziomie w punkcie x . Fizyczne znaczenie tej funkcji ujmują cztery **liczby kwantowe**:

- 1) główna liczba kwantowa $n = 1, 2, 3, \dots$ — b.d.c. miar całkowitej energii elektronu odpowiadających poziomom oznaczonym odpowiednio K, L, M, N, O, P, Q;
- 2) dodatkowa liczba kwantowa l — dokładniej określająca stan energetyczny elektronu w poziomie n i b.d.c. miar jego p.d. w danym stanie. Przyjmuje ona wartości $0, 1, 2, \dots, (n-1)$ określające podpoziom danego stanu energetycznego oznaczone: s, p, d, f, g, h;
- 3) magnetyczna liczba kwantowa m_l — b.d.c. miar momentu p.d. elektronu względem osi. Przyjmuje ona wartości od $-l$ do $+l$;
- 4) spinowa liczba kwantowa m_s — ujmująca wpływ pola magnetycznego wytwarzanego przez elektron wirujący wokół swojej osi. Liczba ta przyjmuje dwie wartości $-1/2$ lub $+1/2$.

Rozmieszczenie elektronów w poszczególnych poziomach i podpoziomach energetycznych spełnia zakaz Pauliego, który ustala, że w atomie nie może być dwóch elektronów spełniających te same liczby kwantowe. Stąd maksymalna liczba elektronów w poziomie określonym główną liczbą kwantową n może wynosić $2n^2$, zaś na podpoziomie $2(2l+1)$ elektronów.

Wypełnienie elektronami podpoziomów i poziomów energetycznych atomów następuje stopniowo, w miarę zwiększania liczby atomowej pierwiastków. Ograniczenie liczby elektronów, które mogą znajdować się na określonych poziomach energetycznych, powoduje, że po wypełnieniu miejsc na poziomach leżących bliżej jądra atomu elektrony, przy wzroście liczby atomowej pierwiastka, zaczynają wypełniać stopniowo poziomy bardziej oddalone od jądra atomu. Wypełnienie elektronami podpoziomów i poziomów energetycznych w atomach pierwiastków podano w tablicy 21.

Tablica 2.1

Struktury elektronowe swobodnych atomów pierwiastków

Okres	Liczba atomowa	Symbol chemiczny pierwiastka	Poziom energetyczny																
			K		L		W		N				O		P		Q		
			Podpoziom energetyczny																
			1s	2s	2p	3s	3p	3d	4s	4p	4d	4f	5s	5p	5d	5f	6s	6p	6d
I	1 2	H He	1 2																
II	3 4 5 6 7 8 9 10	Li Be B C N O F Ne	2 2 2 2 2 2 2 2	1 2 2 2 2 2 2 2															
	III	11 12 13 14 15 16 17 18	Na Mg Al Si P S Cl Ar	2 2 2 2 2 2 2 2	2 2 2 2 2 2 2 2	6 6 6 6 6 5 6 6	1 2 2 2 2 2 2 2												
		IV	19 20 21 22 23 24 25 26 27 28 29 30 31 32 33 34 35 36	K Ca Sc Ti V Cr Mn Fe Co Ni Cu Zn Ga Ge As Se Br Kr	2 2 2 2 2 2 2 2 2 2 2 2 2 2 2 2 2 2	2 2 2 2 2 2 2 2 2 2 2 2 2 2 2 2 2 2	6 6 6 6 6 6 6 6 6 6 6 6 6 6 6 6 6 6	2 2 2 2 2 2 2 2 2 2 2 2 2 2 2 2 2 2		1 2 2 2 3 5 6 7 8 10 10 10 10 10 10 10 10									
			V	37 38 39 40 41 42 43 44 45 46 47 48	Rb Sr Y Zr Nb Mo Tc Ru Rh Pd Ag Cd	2 2 2 2 2 2 2 2 2 2 2 2	2 2 2 2 2 2 2 2 2 2 2 2	6 6 6 6 6 6 6 6 6 6 6 6	2 2 2 2 2 2 2 2 2 2 2 2		6 6 6 6 6 6 6 6 6 6 6 6			1 2 2 2 4 5 5 7 8 10 10 20					

Okres	Liczba atomowa	Symbol chemiczny pierwiastka	Poziom energetyczny																	
			K		L		W		N				O			P		Q		
			Podpoziom energetyczny																	
			1s	2s	2p	3s	3p	3d	4s	4p	4d	4f	5s	5p	5d	5f	6s	6p	6d	7s
V	49	In	2	2	6	2	6	10	2	6	10		2	1						
	50	Sn	2	2	6	2	6	10	2	6	10		2	2						
	51	Sb	2	2	6	2	6	10	2	6	10		2	3						
	52	Te	2	2	6	2	6	10	2	6	10		2	4						
	53	J	2	2	6	2	6	10	2	6	10		2	5						
	54	Xe	2	2	6	2	6	10	2	6	10		2	6						
VI	55	Cs	2	2	6	2	6	10	2	6	10		2	6			1			
	56	Ba	2	2	6	2	6	10	2	6	10		2	6			2			
	57	La	2	2	6	2	6	10	2	6	10			6	1		2			
	58	Ce	2	2	6	2	6	10	2	6	10	1	2	6	1		2			
	59	Pr	2	2	6	2	6	10	2	6	10	2	2	6	1		2			
	60	Nd	2	2	6	2	6	10	2	6	10	4	2	6			2			
	61	Pm	2	2	6	2	6	10	2	6	10	5	2	6			2			
	62	Sm	2	2	6	2	6	10	2	6	10	6	2	6			2			
	63	Eu	2	2	6	2	6	10	2	6	10	7	2	6			2			
	64	Gd	2	2	6	2	6	10	2	6	10	7	2	6	1		2			
	65	Tb	2	2	6	2	6	10	2	6	10	8	2	6	1		2			
	66	Dy	2	2	6	2	6	10	2	6	10	9	2	6	1		2			
	67	Ho	2	2	6	2	6	10	2	6	10	10	2	6	1		2			
	68	Er	2	2	6	2	6	10	2	6	10	11	2	6	1		2			
	69	Tm	2	2	6	2	6	10	2	6	10	13	2	6			2			
	70	Yb	2	2	6	2	6	10	2	6	10	14	2	6			2			
	71	Lu	2	2	6	2	6	10	2	6	10	14	2	6	1		2			
	72	Hf	2	2	6	2	6	10	2	6	10	14	2	6	2		2			
	73	Ta	2	2	6	2	6	10	2	6	10	14	2	6	3		2			
	74	W	2	2	6	2	6	10	2	6	10	14	2	6	4		2			
	75	Re	2	2	6	2	6	10	2	6	10	14	2	6	5		2			
	76	Os	2	2	6	2	6	10	2	6	10	14	2	6	6		2			
77	Ir	2	2	6	2	6	10	2	6	10	14	2	6	7		2				
78	Pt	2	2	6	2	6	10	2	6	10	14	2	6	9		1				
79	Au	2	2	6	2	6	10	2	6	10	14	2	6	10		1				
80	Hg	2	2	6	2	6	10	2	6	10	14	2	6	10		2				
81	Tl	2	2	6	2	6	10	2	6	10	14	2	6	10		2	1			
82	Pb	2	2	6	2	6	10	2	6	10	14	2	6	10		2	2			
83	Bi	2	2	6	2	6	10	2	6	10	14	2	6	10		2	3			
84	Po	2	2	6	2	6	10	2	6	10	14	2	6	10		2	4			
85	At	2	2	6	2	6	10	2	6	10	14	2	6	10		2	5			
86	Rn	2	2	6	2	6	10	2	6	10	14	2	6	10		2	6			
VII	87	Fr	2	2	6	2	6	10	2	6	10	14	2	6	10		2	6		1
	88	Ra	2	2	6	2	6	10	2	6	10	14	2	6	10		2	6		2
	89	Ac	2	2	6	2	6	10	2	6	10	14	2	6	10		2	6	1	2
	90	Th	2	2	6	2	6	10	2	6	10	14	2	6	10		2	6	2	2
	91	Pa	2	2	6	2	6	10	2	6	10	14	2	6	10	2	2	6	1	2
	92	U	2	2	6	2	6	10	2	6	10	14	2	6	10	3	2	6	1	2
	93	Np	2	2	6	2	6	10	2	6	10	14	2	6	10	4	2	6	1	2
	94	Pu	2	2	6	2	6	10	2	6	10	14	2	6	10	5	2	6	1	2
	95	Am	2	2	6	2	6	10	2	6	10	14	2	6	10	7	2	6		2
	96	Cm	2	2	6	2	6	10	2	6	10	14	2	6	10	7	2	6	1	2
	97	Bk	2	2	6	2	6	10	2	6	10	14	2	6	10	8	2	6	1	2
	98	Cf	2	2	6	2	6	10	2	6	10	14	2	6	10	9	2	6	1	2
	99	Es	2	2	6	2	6	10	2	6	10	14	2	6	10	10	2	6	1	2
	100	Fm	2	2	6	2	6	10	2	6	10	14	2	6	10	11	2	6	1	2
	101	Md	2	2	6	2	6	10	2	6	10	14	2	6	10	13	2	6		2
	102	No	2	2	6	2	6	10	2	6	10	14	2	6	10	14	2	6		2
	103	Lr	2	2	6	2	6	10	2	6	10	14	2	6	10	14	2	6	1	2

Jak widać w tablicy 2.1, wypełnianie zewnętrznych poziomów energetycznych niektórych atomów pierwiastków czwartego i wyższych okresów przebiega nieco inaczej. Np. w atomach potasu po prawidłowym ułożeniu elektronów podpoziomu $3p^6$ ostatni elektron lokuje się w podpoziomie $4s$ zamiast $3d$. W atomach pierwiastków czwartego okresu o liczbach atomowych 19—28 zapęnlanie podpoziomów $3d$ następuje po całkowitym lub częściowym zapęnlaniu podpoziomu $4s$. Wynika to stąd, że energia elektronów zewnętrznych w okresie wypełniania podpoziomów rośnie w porządku $4s < 3d < 4p$.

Podobną budowę zewnętrznych poziomów energetycznych wykazują atomy pierwiastków okresu piątego, gdzie nieobsadzony pozostaje podpoziom $4f$, pierwiastków okresu szóstego, gdzie wolny pozostaje podpoziom $5f$ oraz cztery pierwsze pierwiastki okresu siódmego, gdzie tak jest wolny pozostaje poziom $5f$.

Jądro atomu wodoru składa się tylko z jednego protonu. Ze wzrostem liczby atomowej pierwiastków zawiera coraz więcej neutronów. W jądrach atomów o $Z < 20$ liczby neutronów i protonów są w przybliżeniu jednakowe. W jądrach atomów o $Z > 20$ występuje coraz większa przewaga neutronów nad protonami. Jest to przyczyną rozpadu promieniotwórczego pierwiastków ciężkich (od $Z = 83$).

Liczba masowa A pierwiastków jest liczbą protonów i neutronów w jądrze, zwanych ogólnie nukleonami. Liczba neutronów w atomach o określonej liczbie atomowej może być różna, przy czym atomy tego samego pierwiastka chemicznego różniące się liczbą masową nazywa się izotopami. Wisko pierwiastków jest mieszaniną własnych izotopów.

Znajomość struktury elektronowej atomu, a szczególnie zewnętrznych podpoziomów, jest bardzo ważna. Elektrony tych podpoziomów wyznaczają właściwości fizyczne i chemiczne pierwiastka. O właściwościach chemicznych decyduje liczba elektronów walencyjnych zajmujących zewnętrzny podpoziom.

Pierwiastki o atomach kulistych z całkowicie zapęnlionymi zewnętrznymi podpoziomami o trwałej strukturze ns^2p^6 , jak np. gazy szlachetne, są bierne chemicznie. Pierwiastki o atomach niesymetrycznych, ze słabo zapęnlionymi zewnętrznymi podpoziomami są czynne chemicznie, a ich aktywność jest tym większa, im mniej mają elektronów walencyjnych. Aktywność chemiczna jest bowiem dla atomów do uzyskania trwalszej struktury przez uzupełnienie elektronami innych atomów.

Koszt określonej ilości energii można oddać lub przyjąć do atomu jeden lub kilka elektronów. Zakłóca to równowagę elektryczną atomu, który staje się odpowiednio jonem dodatnim — kationem lub jonem ujemnym — anionem określonej wartości. Do energii potrzebnej do zjonizowania atomu na jednawalencyjny kation wyznacza potencjał jonizacyjny, będący miarą aktywności chemicznej pierwiastka. Pierwiastki o małej liczbie elektronów walencyjnych (2) są elektrododatnie, ponieważ łatwo oddają własne

elektrony — mają mały potencjał jonizacyjny. Pierwiastki o dużej liczbie elektronów warto ciowo ci (6) s elektroujemne, ponieważ łatwo przył czają obce elektrony, mają duży potencjał jonizacyjny.

Właściwości fizyczne i chemiczne pierwiastków zmieniają się okresowo z rosnącymi liczbami atomowymi, co stanowi podstawę budowy układu okresowego pierwiastków przedstawionego w tablicy 2.2.

W układzie okresowym pierwiastki są ułożone wg zmieniającej się liczby atomowej. Dzielą się na 7 okresów (poziomo) i 18 grup (pionowo). Przynależność pierwiastka do okresu jest związana z wypełnieniem elektronami tych samych poziomów. Przynależność pierwiastka do grupy jest związana z jednakową liczbą elektronów zewnętrznych poziomu, co wyjątkowo podobieństwo właściwości pierwiastków w grupie. Ośmiem grup oznaczonych 1A-7A,0 obejmuje pierwiastki grup głównych. Pomijając okres 1 numer grupy głównej odpowiada liczbie elektronów warto ciowo ci Ośmiem grup oznaczonych 1B-7B,8 obejmuje pierwiastki przejściowe.

Pierwiastki 4 okresu od skandiu ($Z = 21$) do cynku ($Z = 30$) mają obsadzony podpoziom 4s przy wypełnianiu podpoziom 3d, za pierwiastki 5 okresu od cynu ($Z = 39$) do kadmu ($Z = 48$) mają obsadzony podpoziom 5s przy dopełnianiu podpoziom 4d. Nazywają się one metalami przejściowymi. Pierwiastki 6 okresu od ceru ($Z = 58$) do lutetu ($Z = 71$) o wypełnianiu podpoziom 4f przy zapełnionych 5s, 5p i 6s nazywają się lantanowcami lub pierwiastkami ziem rzadkich. Pierwiastki 7 okresu od aktynu ($Z = 89$) do lawransu ($Z = 103$) o wypełnianiu podpoziom 5f przy zapełnionych 6s, 6p i 7s nazywają się aktynowcami.

Po lewej stronie układu okresowego znajdują się pierwiastki elektrododatnie o małej liczbie elektronów warto ciowo ci (2) i typowych **właściach metalicznych**. Wykazują mały potencjał jonizacyjny, dobre przewodnictwo cieplne i elektryczne oraz dobrą plastyczność. Struktura poziomów zapewnia im paramagnetyzm i właściwości katalityczne.

Po prawej stronie układu okresowego znajdują się pierwiastki elektroujemne o dużej liczbie elektronów warto ciowo ci (6) i typowych **właściach niemetalicznych**. Wykazują duży potencjał jonizacyjny oraz małe przewodnictwo cieplne i elektryczne.

Pierwiastki położone w układzie okresowym pomiędzy ww. grupami o liczbie elektronów warto ciowo ci 3-5, tj. gliny, węgla i azotu mają zróżnicowane właściwości. Glin i węgiel mają właściwości metaliczne, węgla i azot są niemetalami, a bor, krzem i german są półprzewodnikami. Pierwiastki tej grupy w reakcjach chemicznych mogą tak oddawać własne, jak i przył czają obce elektrony (np. Al, Sn, Bi).

Tablica 2.2

Układ okresowy pierwiastków

Okres	Grupy																																		
	1A	2A	3B	4B	5B	6B	7B	8				1B	2B	3A	4A	5A	6A	7A	0																
1	1																		2 He																
2	3 Li	4 Be																												5	6 C	7	8 O	9 F	10 Ne
3	11 Na	12 Mg																												13 Al	14 Si	15	16 S	17 Cl	18 Ar
4	19	20 Ca	21 Sc	22 Ti	23 V	24 Cr	25 Mn	26 Fe	27 Co	28 Ni	29 Cu	30 Zn	31 Ga	32 Ge	33 As	34 Se	35 Br	36 Kr																	
5	37 Rb	38 Sr	39	40 Zr	41 Nb	42 Mo	43 Tc	44 Ru	45 Rh	46 Pd	47 Ag	48 Cd	49 In	50 Sn	51 Sb	52 Te	53 J	54 Xe																	
6	55 Cs	56 Ba	57- 71	72 Hf	73 Ta	74 W	75 Re	76 Os	77 Ir	78 Pt	79 Au	80 Hg	81 Tl	82 Pb	83 Bi	84 Po	85 At	86 Rn																	
7	87 Fr	88 Ra	89- 103																																

lantanowce

	57 La	58 Ce	59 Pr	60 Nd	61 Pm	62 Sm	63 Eu
64 Gd	65 Tb	66 Dy	67 Ho	68 Er	69 Tm	70 Yb	71 Lu

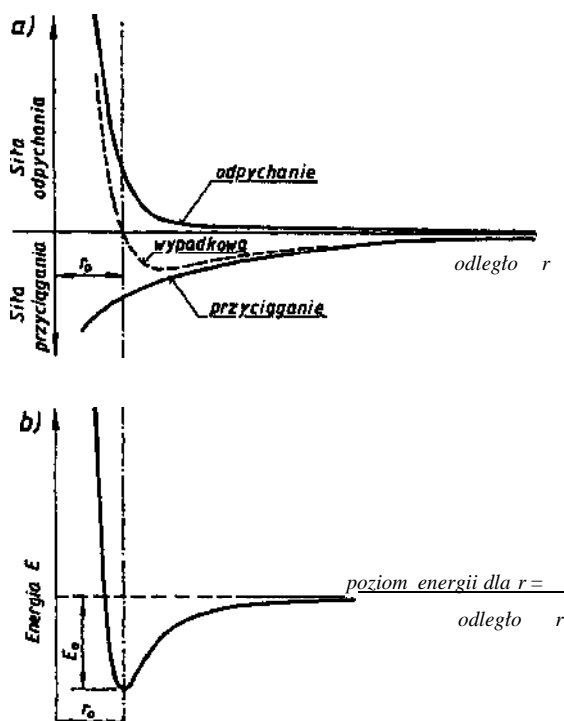
aktynowce

	89 Ac	90 Th	91 Pa	92 U	93 Np	94 Pu	95 Am
96 Cm	97 Bk	98 Cf	99	100 Fm	101 Md	102 No	103 Lr

2.2. Siły mi dziatomowe i mi dzycz steczkowe

Atomy lub cz. steczki utrzymywane s. w okre lonech poło eniach wzgl - dem siebie pod działaniem sił przyci gania i odpychania. Siły te s. najwi ksze dla materii w stanie stałym, mniejsze w stanie ciekłym, a zanikaj ce w stanie gazowym, gdzie wyst puj stosunkowo du e odległo ci mi dzy atomami (rz du dziesi tków rednic atomów).

Siły przyci gania s. skutkiem wzajemnego oddziaływania zewn trznych elektronów zbli onych atomów. Zale od powinowactwa chemicznego pierwiastków i s. odwrotnie proporcjonalne do pewnej pot gi odległo ci mi dzy atomami. Siły odpychania powstaj przy wzajemnym przenikaniu poziomów zbli onych atomów mi dzy jednoimiennie naładowanymi j drami atomów. Przy okre lonej odległo ci mi dzyatomowej r_0 , zwanej odległo ci w stanie równowagi, siły przyci gania i odpychania równowa si wyznaczaj c stabilne poło enie pary atomów, (rys. 2.1a). Przy odległo ciach wi kszych od r_0 przewa aj siły przyci gania, natomiast przy odległo ciach mniejszych - siły wzajemnego odpychania. Podobnie zmienia si energia potencjalna pary atomów wzajemnie oddziaływuj cych mi dzy sob , rys. 2. 1b. Energia ta



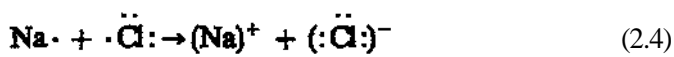
Rys. 2.1. Oddziaływanie mi dzy atomami: a) siły oddziaływania, b) energia potencjalna pary atomów

uzyskuje wartość najmniejszą E_0 przy odległości międzyatomowej w stanie równowagi. Wtedy nazywa się energią wiązania i wyznacza ilość pracy potrzebnej do oddzielenia od siebie atomów.

Charakter wiązania zależy przede wszystkim od wypełnienia zewnętrznych poziomów energetycznych atomów. Jeżeli wzajemne oddziaływanie poziomów zmniejszy energię potencjalną poniżej wartości energii atomów izolowanych, to między nimi przebiega siła przyciągania i atomy łączą się w trwałą cząsteczkę. Szczególnie trwałe jest układ oktetowy ns^2p^6 , ponieważ zapewnia symetryczne położenie elektronów wartościowo, wykazując najmniejszą energię potencjalną. Zgodnie z zasadą minimum energii zakłada się, że atomy w cząsteczce dążą do utworzenia wspólnego oktetu lub wspólnych par elektronów.

Siły przyciągania między atomami dzielą się na pierwotne, czyli chemiczne, które tworzą wiązania atomowe (homopolarne czyli kowalencyjne) i jonowe (heteropolarne) oraz wtórne, czyli międzycząsteczkowe, zwane siłami van der Waalsa.

Wiązanie jonowe. Zachodzi wskutek przyłączenia elektronów walencyjnych jednego atomu przez drugi. Utworzona w ten sposób cząsteczka dwuatomowa uzyskuje w zewnętrznym poziomie energetycznym trwałe ułożenie oktetowe. Dla przykładu atom sodu mający jeden elektron walencyjny $3s$ po oddaniu go uzyskuje strukturę oktetu, lecz ze względu na dodatni ładunek staje się kationem. Natomiast atom chloru, mający siedem elektronów walencyjnych, po przyjęciu elektronu sodu osiąga także układ oktetu, lecz ze względu na ujemny ładunek powłoki elektronowej wchodzi w skład dodatniego ładunku i staje się anionem. Oba jony dzięki przyciąganiu elektrostatycznemu tworzą trwałą cząsteczkę NaCl zgodnie z wzorem



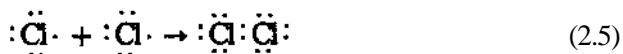
Cząsteczka o wiązaniu jonowym jest w całości elektrycznie obojętna, lecz ma dwa różnoimienne bieguny elektryczne, dzięki którym może oddziaływać na otoczenie. Cząsteczki o budowie biegunowej nazywa się dipolami.

Ponieważ siły kulombowskie działają we wszystkich kierunkach jednakowo, oba jony w wiązaniu jonowym mogą względem siebie zajmować dowolne położenie w przestrzeni. Stąd wiązanie jonowe jest bezkierunkowe, może natomiast ulegać polaryzacji pod działaniem pola elektrycznego tworząc indukowany dipol.

Materiały o wiązaniu jonowym słabo przewodzą prąd oraz nie są podatne na odkształcenia plastyczne.

Wiązanie atomowe. Powstaje, gdy dwa atomy tego samego pierwiastka oddają po jednym do czterech elektronów wartościowo, z których tworzą

si pary elektronów wspólne dla obu atomów. Ka dy z atomów osi ga w ten sposób trwały układ oktetowy, np. dla chloru przebiega to zgodnie ze schematem



Pary elektronów nale ce jednocze nie do obu j der atomowych tworz mocne wi zania mi dzy nimi, dlatego ciała o wi zaniach atomowych s na ogół bardzo trwałe, maj wysok temperatur topnienia i du wytrzymało Kierunek wi zania s siednich atomów jest okre lony w przestrzeni, a wi c kierunkowo jest cech charakterystyczn wi zania atomowego.

Mi dzy dwoma atomami tego samego pierwiastka mo e wyst powa kilka wspólnych par elektronów zapewniaj cych ka demu atomowi układ oktetowy. Maksymalna liczba takich wi za mo liwych do utworzenia przez atom zale y od liczby elektronów koniecznych do uzupełnienia jego strefy zewn trznej. Okre la j reguła „8-N”, gdzie N jest numerem grupy układu okresowego pierwiastków, do której nale y dany atom. Tak wi c chlor mo e tworzy jedno wi zanie dwuelektronowe, siarka - dwa, fosfor — trzy, w giel — cztery.

Atomy pierwiastków metalicznych (z wyj tkiem boru) o mniej ni trzech elektronach warto ciowo ci nie tworz wspólnego układu oktetowego i mi dzy nimi wi zania atomowe nie wyst puje.

Substancje o wi zaniu atomowym nie przewodz pr du elektrycznego. Cz steczki utworzone z jednakowych atomów nie s tak e dipolami

Wi zanie za pomoc wspólnych par elektronów mo e tak e ł czy ró ne atomy, ale o bardzo zbli onej elektroujemno ci. Wi ca para elektronów jest wtedy przesuni ta w stron silniej przyci gaj cego atomu, zaznacza si biegunowo cz steczki, która staje si dipolem. Takie wi zanie nazywa si atomowym spolaryzowanym i jest typem po rednim mi dzy wi zaniem jono- wym i atomowym.

Wi zanie metaliczne. Powstaje, gdy atomy zawieraj tylko niewiele ele- ktronów walencyjnych, łatwo odrywaj cych si , podczas gdy elektrony wew- n trzne s silnie z atomami zwi zane. W wyniku oderwania si elektronów walencyjnych atomy staj si rdzeniami atomowymi — jonami dodatnimi, natomiast oderwane elektrony walencyjne tworz swobodnie kr cy mi dzy rdzeniami atomowymi gaz elektronowy o ujemnym ładunku elektrycznym. Mi dzy ładunkami dodatnimi rdzeni atomowych i ujemnymi gazu elektro- nowego wyst puj du e siły elektrostatyczne przyci gania, które tworz bezkierunkowe wi zania metaliczne, utrzymuj ce du spójno metalu. Jony metalu s za utrzymywane w okre lonej odległo ci od siebie dzi ki siłom odpychania jednakowo naładowanych jonów.

Wi zanie metaliczne stwarza okre lone własno ci metali. Brak kierunko- wo ci wi zania zapewnia łatwo przesuwania si płaszczyzn wzgl dem siebie, a wi c zdolno do odkształcenia plastycznego metali. Równowaga sił elektro- statycznego przyci gania mi dzy jonami i wolnymi elektronami daje bardzo

du e siły spójno ci, których pokonanie stanowi o znacznej wytrzymałości metali. Wysokie przewodnictwo elektryczne metali łączy się ze swobodnym przepływem elektronów w metalach po przyłożeniu napięcia elektrycznego.

Wiązanie międzystaliczne. Działają między prostymi czy stezdkami chemicznymi, których atomy połączone są z wiązaniem atomowym spolaryzowanym, oraz między atomami gazów szlachetnych. Siły przyciągające w tym wiązaniu, zwane siłami van der Waalsa, powstają wskutek asymetrycznego rozkładu ładunków elektrycznych w cz. stezdkach lub atomach (obecnie tzw. chwilowych dipoli indukowanych, tzn. w danej chwili atom ma po jednej stronie powłoki nadmiar, zaś po stronie przeciwnej niedobór elektronów. Ruch elektronów w jednym atomie oddziałuje na ruch i rozmieszczenie atomów w zewnętrznej powłoce drugiego atomu, wskutek czego oba atomy indukują się elektrycznie tworząc tzw. dipol indukowany). Wiązanie jest na ogół tym silniejsze, im większe są cz. stezki. Jest najsłabszym z ww. wiązań i może równie szybko powstawać, jak i zanikać.

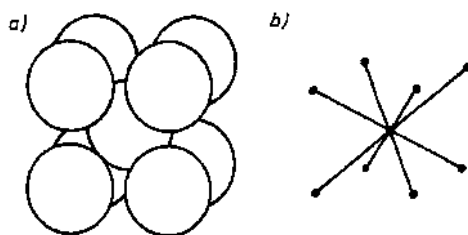
23. Struktura krystaliczna metali

2.3.1. Kryształy

Większość ciał stałych, a wśród nich metale, to ciała krystaliczne. Charakterystycznym cechem ich budowy jest uporządkowane rozmieszczenie składowych elementów fizycznych (atomów lub grup atomów) w przestrzeni, zgodne z określonymi regułami.

Ciało stałe może być jednym wielkim kryształem (monokryształem), powstałym w warunkach naturalnych — samorzutnie, bądź wytworzonym sztucznie przez człowieka. Pojedyncze kryształy metali stosuje się do badania istoty wielu zjawisk zachodzących w metalach, jak np. mechanizmu odkształcania metali, przemian alotropowych, dyfuzji itp. Na ogół ciała stałe są jednak polikrystaliczne, tzn. złożone z wielkiej liczby kryształów, zwanych też ziarnami, które — przy tej samej konfiguracji atomów — różnią się między sobą ukierunkowaniem tej konfiguracji w przestrzeni. W miejscu zetknięcia się dwóch kryształów powstaje granica ziarna. Wielkość ziarna jest różna: od około 1 mm (np. specjalne stopy, gdzie występuje nadplastyczność strukturalna) do ponad 10 mm (np. odlewy mosiężne). Typowa wielkość ziarna w metalach technicznych przerobionych plastycznie zawiera się w granicach dziesiątek mikrometrów.

Układy atomów w kryształach przedstawia się często za pomocą modeli. Zwykle są to sztywne kule, najczęściej piłki pingpongowe, sklejone w wymaganych miejscach (rys. 2.2a) bądź masywne kule osadzone na drucianym szkieletcie (rys. 2.2b). Oba modele oddają jednak stan faktyczny w sposób przybliżony; nie uwzględniają drgań cieplnych atomów ani defektów struktury. Struktura, którą przedstawiają, jest strukturą kryształu doskonałego.

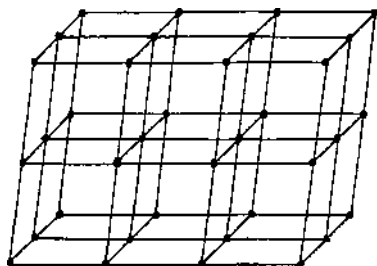


Rys. 2.2. Modele struktur krystalicznych: a) sklezione piłki pingpongowe, b) kule osadzone na drucianym szkieletcie

2.3.2. Sieć przestrzenna - pojęcia podstawowe

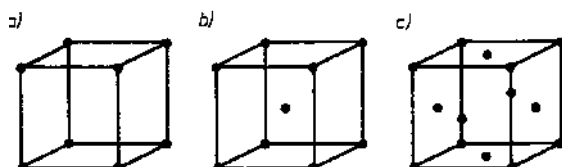
Regularny układ atomów lub grup atomów w kryształach tworzy sieć krystaliczną. Zastępując elementy fizyczne identycznymi punktami (mającymi identyczne otoczenie) otrzymuje się regularny trójwymiarowy układ punktów (wzłóg) nazywany **siecią przestrzenną** lub siecią Bravais'go.

Prosta przechodząca przez dwa identyczne punkty sieci nazywana jest **prostą sieciową**, a odległość między identycznymi punktami — okresem identyczności lub odcinkiem translacji. Trzy punkty nie leżące na jednej prostej wyznaczają **płaszczyznę sieciową**. Przeprowadzając trzy zbiory równoległych i równoodległych płaszczyzn przez węzły sieci dzieli się ją na identyczne równoległocienne komórki (rys. 2.3). Słowne sposoby prowadzenia płaszczyzn przez węzły sieci; zwykle wybiera się płaszczyzny oddalone o najkrótsze odcinki translacji.



Rys. 2.3. Równoległocienne komórki elementarne w sieci przestrzennej

Otrzymane w ten sposób komórki nazywane są jednostkowymi lub elementarnymi. Na każdą z nich może przypadać



Rys. 2.4. Komórki jednostkowe w układzie regularnym: a - sieć prymitywna, b - przestrzenie centrowana, c - ściennie centrowana

jeden w zeł sieci lub wi ksza ich ilo .*) Na rys. 2.4 przedstawiono szkic komórek jednostkowych układu regularnego, zawieraj cych ró ne ilo ci w z-łów: 1 — w sieci prymitywnej (a), 2 — w przestrzennie centrowanej (b), 4 — w ciennie centrowanej (c).

Wszystkie mo liwe sieci przestrzenne okre lone s przez siedem układów współrz dnych zwanych **układami krystalograficznymi** (tablica 2.3). W kry- stalografii układ jest przystosowany do kierunków prostych sieciowych w danej sieci. Kierunek dodatni i ujemny na osiach mo na wybiera dowolnie, na ogół jednak stosuje si układ prawoskr tny. Wzajemn orientacj osi charakteryzuj k ty mi dzyosiowe , , . Okresy identyczno ci prostych przyj tych za osie współrz dnych wyznaczaj odcinki jednostkowe a, b, c. K ty mi dzyosiowe i odcinki jednostkowe stanowi parametry sieci. Okre laj one kształt i wymiar komórki elementarnej.

W ramach siedmiu układów krystalograficznych mo na wyodr bni czterna cie typów sieci przestrzennych — uwzgl dniaj c mo liwo ci centro- wania przestrzennego i ciennego komórek sieciowych (tablica 2.3).

2.3.3. Wska nikowanie elementów sieci przestrzennych

Cz sto zachodzi potrzeba powoływania si w rozwa aniach dotycz cych sieci krystalicznych, na okre lone płaszczyzny lub kierunki. Ich usytuowanie w kryształach podaje si wzgl dem osi współrz dnych za pomoc trzech liczb całkowitych zwanych wska nikami Millera. W przyj tej metodzie dokładne poło enie płaszczyzn i kierunków jest, ze wzgl du na dowolno wyboru w zła pocz tku układu, nieistotne. Wobec tego równoodległe płaszczyzny i kierunki maj wska niki identyczne.

Aby wyznaczy **wska niki Millera** danej płaszczyzny sieciowej, okre la si najpierw długo odcinków, jakie odcina ona na osiach układu, wyra aj c je krotno ci odcinków jednostkowych: ma, nb, pc. Stosunek mi dzy odwrot- no ciami tych krotno ci nale y sprowadzi do liczb całkowitych h, k, l, pierwszych wzgl dem siebie; $\frac{1}{m} : \frac{1}{n} : \frac{1}{p} = h : k : l$. Liczby (h k l) napisane obok siebie w nawiasach okr głych s szukanyimi wska nikami płaszczyzny.

*) Przykładowo, ilo w złów N w sieci regularnej obliczamy ze wzoru:

$$N = \frac{1}{8} N_a + \frac{1}{2} N_s + N_w$$

gdzie: N_a — ilo w złów na naro ach komórek,

N_s — ilo w złów na rodkach cian,

N_w — ilo w złów wewn trz komórek.

Tablica 23

Układy krystalograficzne

Lp.	Układ krystalograficzny	Parametry sieciowe	Sie przestrzenna	Szkic komórki prymitywnej
1	trójsko ny	$a \neq b \neq c$	prymitywna	
2	jednosko ny	$a = b = c$ $\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$	prymitywna centrowana na podstawach	
3	rombowy	$a = b \neq c$ $\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$	prymitywna przestrzennie centrowana ciennie centrowana centrowana na podstawach	
4	tetragonalny	$a = b \neq c$ $\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$	prymitywna przestrzennie centrowana	
5	heksagonalny	$a = b \neq c$ $\alpha = \beta = 90^\circ \neq \gamma = 120^\circ$	prymitywna	
6	romboedryczny	$a = b = c$ $\alpha = \beta = \gamma \neq 90^\circ$	prymitywna	
7	regularny	$a = b = c$ $\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$	prymitywna przestrzennie centrowana ciennie centrowana	

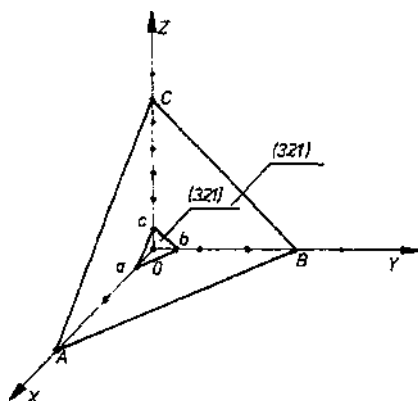
Na przykładzie z rys. 2.5 płaszczyzna ABC odcina na osiach krystalograficznych odcinki $OA = 2a$, $OB = 3b$, $OC = 6c$. Odwrotnie ciążmy krotno te odcinki jednostkowych s wartościami $1/2$, $1/3$, $1/6$. Pomnożenie przez wspólny mianownik daje $6/2$, $6/3$, $6/6$. Otrzymujemy zespół trzech liczb całkowitych (321) będących wskaźnikami Millera płaszczyzny ABC . Wskaźniki Millera pokazują, na ile części dzieli odcinki jednostkowe płaszczyzna przeciąająca najbliżej początku układu, gdy

$$m = \frac{1}{h}, \quad n = \frac{1}{k}, \quad p = \frac{1}{l};$$

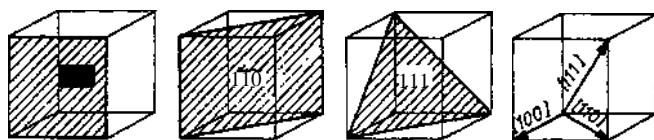
w podanym przykładzie s to wartości $1/3$, $1/2$, $1/6$.

Płaszczyzny równoległe do jednej osi mają odpowiedni wskaźnik równy zero. Płaszczyzny przecinające oś układu po stronie ujemnej mają odpowiedni wskaźnik ujemny, co zaznacza się znakiem minus nad wskaźnikiem, np. $(\bar{h} k l)$.

Kierunek prostej w sieci przestrzennej opisujemy wskaźnikami u, v, w , zamknijemy te w nawiasach kwadratowych. Kierunek wyznacza się przemieszczając prostą równoległą do początku układu o współrzędnych $0,0,0$. Współrzędne najbliższego początku układu w zła, przez który ta prosta przechodzi, sprowadzone do liczb całkowitych, względem siebie pierwszych, są wskaźnikami kierunku $[u v w]$.



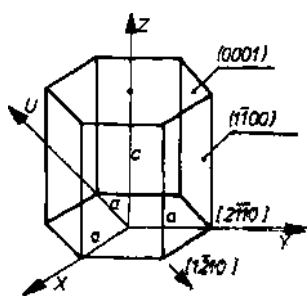
Rys. 2.5. Wyprowadzenie symbolu płaszczyzny sieciowej



Rys. 2.6. Oznaczenia płaszczyzn i kierunków w sieci układu regularnego

Na rys. 2.6 pokazano kilka ważniejszych płaszczyzn i kierunków w sieci układu regularnego. W przypadku tej sieci kierunki i płaszczyzny o takich samych wartościach wskaźników Millera są do siebie prostopadłe.

W sieciach wyróżnia się równoważne (tego samego typu) płaszczyzny i kierunki. Na przykład, w układzie regularnym płaszczyzny wszystkich ścian komórki elementarnej są równoważne; są to płaszczyzny (100) , (010) , (001) , (100) , (010) , (001) . Dla oznaczenia zespołu wszystkich ścian komórki wystarcza



Rys. 2.7. Wska niki Millera-Bravais'go płaszczyzn i kierunków sieci heksagonalnej

podanie wska ników jednej płaszczyzny w nawiasie klamrowym, np. $\{100\}$. Kierunki krystalograficznie równoważne oznacza się natomiast zapisując c wska niki dowolnego z tych kierunków w nawiasie ostrym. Przykładowo, kierunki przeciętnych komórki elementarnej mają symbol $\langle 111 \rangle$.

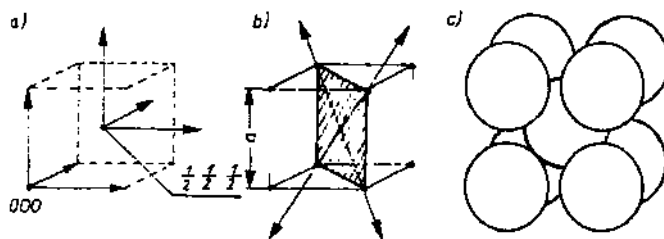
Usytuowanie płaszczyzn i kierunków w kryształach heksagonalnych określa się zwykle względem układu współrzędnych utworzonego przez cztery osie komórki Millera-Bravais'go (rys. 2.7). Osie x , y , u leżą w płaszczyźnie podstawy, a ich dodatnie kierunki tworzą ze sobą kąt 120° ; z jest prostopadła do nich. W systemie tym

otrzymuje się zestaw złożony z czterech wska ników, zwanych **wska nikami Millera-Bravais'go**. Tok postępowania przy wyznaczaniu wska ników jest podobny jak poprzednio, z tym różnicą, że działania przeprowadza się dla czterech wielkości: w wypadku płaszczyzn - h , k , i , l , w wypadku prostych - u , v , t , w . Pierwsze trzy wska niki odnoszą się zawsze do osi leżących w płaszczyźnie podstawy, czwarty — do osi prostopadłej. W symbolu czterowska nikowym trzeci wska nik nie jest niezależny, wyznaczają go dwa pierwsze: $i = -(h+k)$ oraz $t = -(u+v)$. Przykłady oznaczeń płaszczyzn i kierunków w sieci heksagonalnej przedstawiono na rys. 2.7.

2.3.4. Podstawowe rodzaje sieci przestrzennych

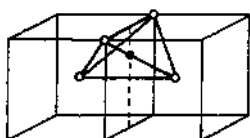
Prawie wszystkie pierwiastki metaliczne tworzą kryształy należące do jednej z trzech sieci: regularnej ściennie centrowanej (typ A1), regularnie przestrzennie centrowanej (typu A2) i heksagonalnej zwartej (typ A3). Używane są również odpowiednie oznaczenia skrótowe: RSC, RPC, HZ. W sieciach tych każda komórka zawiera określoną liczbę najbliższych równoodległych atomów sąsiednich, przy czym liczba ta nazywana jest **liczbą koordynacyjną**. Fakt ten jest konsekwencją właściwości metalicznego.

Sieć A2 powstaje przez wstawienie w elementarną komórkę układu regularnego drugiej identycznej komórki w taki sposób, by narożnik jednej znalazł się dokładnie w środku drugiej (rys. 2.8). Każda komórka zawiera teraz 2 atomy: jeden z narożników i po $1/8$ atomów z ośmiu narożników. Najmniejsza odległość między atomami, wyrażona parametrem sieci a , wynosi $a\sqrt{3}/2$. Każda komórka sieci ma 8 najbliższych sąsiadów oddalonych o taką odległość. Sieć A2 nie zawiera płaszczyzn o zwartym wypełnieniu, natomiast w niej kierunki, wzdłuż których atomy stykają się bezpośrednio — $\langle 111 \rangle$, leżą na płaszczyznach $\{110\}$ najgęściej wypełnionych.

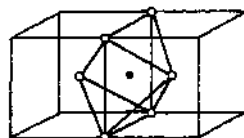


Rys. 2.8. Sieć A2: a) schemat powstawania, b) pojedyncza komórka z zaznaczonymi kierunkami zwartego upakowania atomów $\langle 111 \rangle$ w płaszczyźnie (110), c) atomy komórki przedstawione w postaci sztywnych kul

Dzieląc objętość atomów przypadających na komórki przez objętość komórki otrzymujemy współczynnik wypełnienia sieci. Dla sieci A2 wynosi on 0,68. Oznacza to, że atomy zajmują tylko 68% objętości komórki. Puste przestrzenie między atomami tworzą luki. Luki w kształcie — tetraedryczne — umieszczone są po 4 na ściankach komórki w połowie odległości między rodkami krawędzi a rodkami ciany. Każda z nich, otoczona przez 4 atomy tworzy czterościan foremny (rys. 2.9), może pomieścić kulę (obcy atom) o promieniu $r = 0,291 R$ (R — promień kuli przedstawiającej atom sieci). Luki oktaedryczne umiejscowione są na rodkach cian oraz na rodkach krawędzi komórki. Każda z nich otoczona jest 6 atomami tworzącymi ośmiościan foremny (rys. 2.10). W luce mieści się kula o promieniu $r = 0,154 R$.



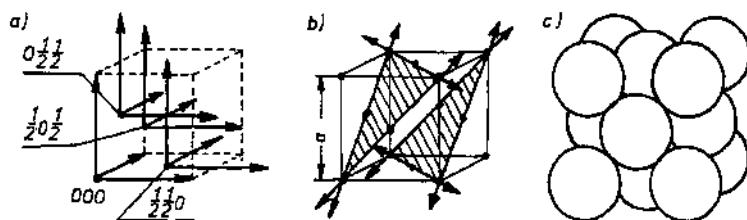
Rys. 2.9. Luka tetraedryczna w sieci A2:
• rodek geometryczny luki



Rys. 2.10. Luka oktaedryczna w sieci A2:
• rodek geometryczny luki

W sieci A2 krystalizuje wiele metali, w tym także technicznie ważne metale jak: W, Mo, V, Ta, Nb i odmiany alotropowe następujących metali: Fe, Ti, Zr, Cr.

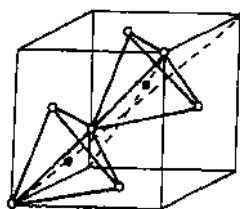
Sieć A1 powstaje w wyniku nałożenia na siebie czterech prymitywnych sieci regularnych w taki sposób, by w zły początkowo miały współrzędne $000, 0\frac{1}{2}\frac{1}{2}\frac{1}{2}, 0\frac{1}{2}\frac{1}{2}0, 0\frac{1}{2}0\frac{1}{2}\frac{1}{2}$ (rys. 2.11). Na jedną komórkę przypadają 4 atomy: po $\frac{1}{2}$ z każdego ciany i po $\frac{1}{8}$ atomów z naroży. Najmniejsza odległość między atomami w tej sieci wynosi $\frac{a}{\sqrt{2}}$, a $lk = 12$. Zwarcie obsadzone atomami są płaszczyzny $\{100\}$ i kierunki $\langle 110 \rangle$. Współczynnik wypełnienia sieci



Rys. 2.11. Sieć Al: a) schemat powstawania, b) pojedyncza komórka z zaznaczonymi płaszczyznami $\{111\}$ i kierunkami $\langle 110 \rangle$ zwarcie wypełnionymi, c) atomy komórki w postaci sztywnych kul

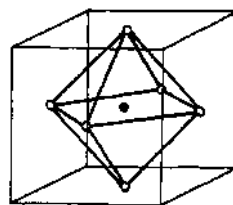
wynosi 0,74. Jest to największy współczynnik, jaki uzyskuje się przy założeniu, że atomy sieci są sztywnymi kulami o jednakowej średnicy.

W sieci Al występują również dwa rodzaje luk. Tetraedryczne, zlokalizowane na przekrętnych komórki w odległościach $\sqrt{3}/4$ od narożników (rys. 2.12) mieszczą kule o promieniu $r = 0,255 R$. Luki oktaedryczne (rys. 2.13) położone w rodku komórki zasadniczej oraz na rodkach jej krawędzi mieszczą kule o promieniu $r = 0,414 R$.



Rys. 2.12. Luka tetraedryczna w sieci Al:

- rodek geometryczny luki



Rys. 2.13. Luka oktaedryczna w sieci Al:

- rodek geometryczny luki

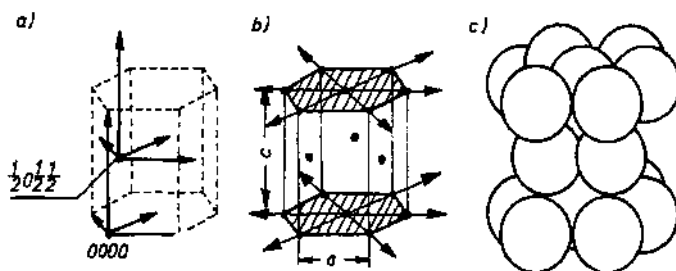
W sieci Al krystalizują metale o najwyższych cechach metalicznych: Ag, Al, Au, Cu, Ni, Ir, Pb, Pt, Rh oraz odmiany alotropowe Fe, Co.

Sieć A3 powstaje przy przenikaniu dwóch prymitywnych sieci heksagonalnych, posiadających komórki w postaci słupów heksagonalnych (rys. 2.14).

Komórka strukturalna sieci zawiera 6 atomów: 3 w rodku, po $\frac{1}{2}$ na rodku

podstaw i po $\frac{1}{6}$ atomu w narożach. Dowolny atom otoczony jest 12 sąsiadami

w jednakowej, najmniejszej odległości a . Zwarcie obsadzone atomami są płaszczyzny $\{0001\}$, które zawierają zwarcie wypełnione kierunkami $(11\bar{2}0)$.

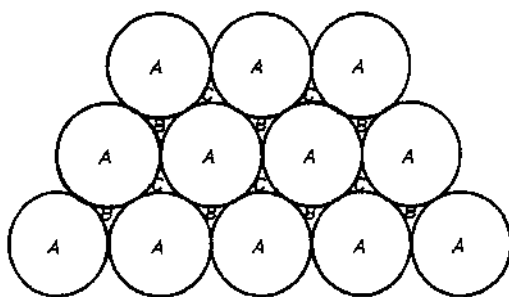


Rys. 2.14. Sieć A3: a) schemat powstawania, b) pojedyncza komórka z zaznaczonymi płaszczyznami {0001} i kierunkami $\langle 1120 \rangle$ zwarcie wypełnionymi, c) atomy komórki w postaci sztywnych kul

Dla idealnej sieci A3 stosunek osiowy c/a równy jest 1,633. W licznych przykładach rzeczywistych tego typu struktury spotyka się pewne zniekształcenia stosunku osiowego. Lekko zaburzoną strukturę heksagonalną $c/a = 1,56-1,64$ mają Be, Mg, Ti, Zr, Hf, Co, Ru, Os. Silniej zaburzoną strukturę wykazują Zn i Cd, dla których c/a wynosi 1,856 i 1,886. Odstępstwa od idealnej budowy tłumaczone są elipsoidalnym zniekształceniem powłok atomowych oraz działaniem dodatkowych wiązań atomowych (Zn, Cd).

Współczynnik wypełnienia sieci A3 jest taki sam jak A1-0,74. Luki tetraedryczne i oktaedryczne posiadają rozmieszczenie atomów wokół nich jak w sieci A1 i mieszczą kule o takich samych promieniach.

Struktury A1 i A3 są bardzo podobne. Obie charakteryzują się najgęstszym ułożeniem atomów w przestrzeni. Różnica między nimi wynika z odmiennego sposobu ułożenia zwarcie wypełnionych warstw atomowych, co ilustruje rys. 2.15. Atomy pierwszej warstwy - kule oznaczone literą A - leżą na płaszczyźnie stykając się w rzadach nachylonych pod kątem 120° . Kule warstwy drugiej mogą zajmować miejsca w zagłębieniach utworzonych przez trzysiadujące atomy warstwy pierwszej, oznaczone literą B lub C. Zajęcie jednego rodzaju pozycji wyłącza pozycje drugiego rodzaju, jeżeli układ warstwy ma być zwarty. Jeżeli kule drugiej warstwy zajmą pozycję B, to dla trzeciej warstwy otrzyma się do wyboru pozycje A, identyczne jak w pierwszej warstwie, albo pozycje C. Istnieją więc dwa sposoby ułożenia warstw atomowych dla utworzenia zwartej struktury krystalicznej: wg kolejności ABCABC... oraz ABABAB... Pierwsza kolejność odpowiada strukturze A1, druga — A3. Nieznaczną różnicą energii między tymi strukturami stwarza możliwość zaburzenia kolejności ułożenia warstw zwarcie upakowanych, np. podczas odkształcenia plastycznego lub wzrostu kryształu. Nieprawidłowa kolejność, np. ABCBABCA... nazywa się **brudem ułożenia**.



Rys. 215. Kolejność ułożenia płaszczyzn w strukturach zwartych

2.3.5. Alotropia metali

Niektóre substancje, zależnie od temperatury i ciśnienia, występują w odmianach różniących się budową krystaliczną. Zjawisko to nazywa się **polimorfizmem** (wielopostaciowością), a w odniesieniu do pierwiastków chemicznych **alotropi**. Odmiany alotropowe oznaczone są greckimi literami α , β , γ , itp., umieszczonymi przy symbolu chemicznym pierwiastka.

Przemiany alotropowe zachodzą łatwo i podczas nagrzewania lub chłodzenia. W temperaturze przemiany następuje szybka przebudowa struktury, polegająca najczęściej na przemieszczeniu się atomów wzdłuż określonych płaszczyzn i kierunków. Przebudowie towarzyszą zmiany energii wewnętrznej, przejawiające się przy nagrzewaniu pochłanianiem ciepła z otoczenia, zaś przy chłodzeniu — wydaleniem.

Dwie odmiany alotropowe posiadają: Fe, Ni, Co, Ti, B, U i inne. C, Ca, Li występują w trzech odmianach alotropowych, a Mn — w czterech.

Zasadniczym czynnikiem wywołującym przemiany alotropowe jest zmiana temperatury. Mogą one wystąpić przy bardzo wysokich ciśnieniach. Przykładowo, przy ciśnieniach przekraczających $1,08 \cdot 10^4$ MPa występuje „wysokociśnieniowa” odmiana elaza — Fe o strukturze A_3 .

2.3.6. Anizotropia struktury metali

Prawidłowe rozmieszczenie atomów w kryształach prowadzi do różnego stopnia obsadzenia atomami poszczególnych płaszczyzn i kierunków krystalograficznych. W rezultacie niektóre własności kryształów zmieniają się wraz z kierunkiem badania. Taka zależność własności ciał krystalicznych o kierunku badania nazywa się **anizotropią**.

Anizotropia dotyczy własności fizycznych, tj. optycznych, magnetycznych, elektrycznych, cieplnych oraz własności chemicznych takich jak odporno-

korozyjna, szybko rozpuszczania i własności mechaniczne jak wytrzymałość, twardość, wydłużenie i inne. Nie wszystkie własności kryształów są anizotropowe: np. gęstość, temperatura topnienia, ciepło właściwe nie zależą od kierunku badania, tzn. są izotropowe.

W wypadku ciał bezpostaciowych (amorficznych), zbudowanych z atomów bądź cząstek chaotycznie rozmieszczonych w przestrzeni, gęstość rozmieszczenia atomów jest jednakowa we wszystkich kierunkach. Własności tych ciał nie zależą zatem od kierunku badania — są izotropowe, a ciała te nazwano **izotropowymi**.

Anizotropia własności kryształów dotyczy monokryształów. W materiale polikrystalicznym w stanie litym poszczególne ziarna wykazują różną, przypadkową orientację krystalograficzną, co przy dużej ilości ziarn dowolnie zorientowanych powoduje, że własności metalu w różnych kierunkach są takie same. Stąd mówi się, że dostatecznie drobnoziarniste ciała polikrystaliczne są **quasi-izotropowe** (rzekomo izotropowe).

Gruboziarniste metale wykazują pewną kierunkowość własności. Wynikiem jest np. pofałdowanie powierzchni próbki wytrzymałościowej po rozciągnięciu, „groszkowatość” powierzchni blachy po tłoczeniu na zimno.

W wielu przypadkach anizotropia znajduje praktyczne zastosowanie. Na przykład, różnica szybkości rozpuszczania kryształów wzdłuż określonych płaszczyzn i kierunków wykorzystywana jest przy trawieniu zglądów metalograficznych. W stali transformatorowej uprzywilejowana orientacja ziarn, wytworzona podczas przeróbki plastycznej na zimno, zmniejsza straty energii elektrycznej w wyniku anizotropii własności magnetycznych i elektrycznych.

2.4 Wady budowy sieci krystalicznej

2.4.1. Systematyka wad budowy sieci krystalicznej

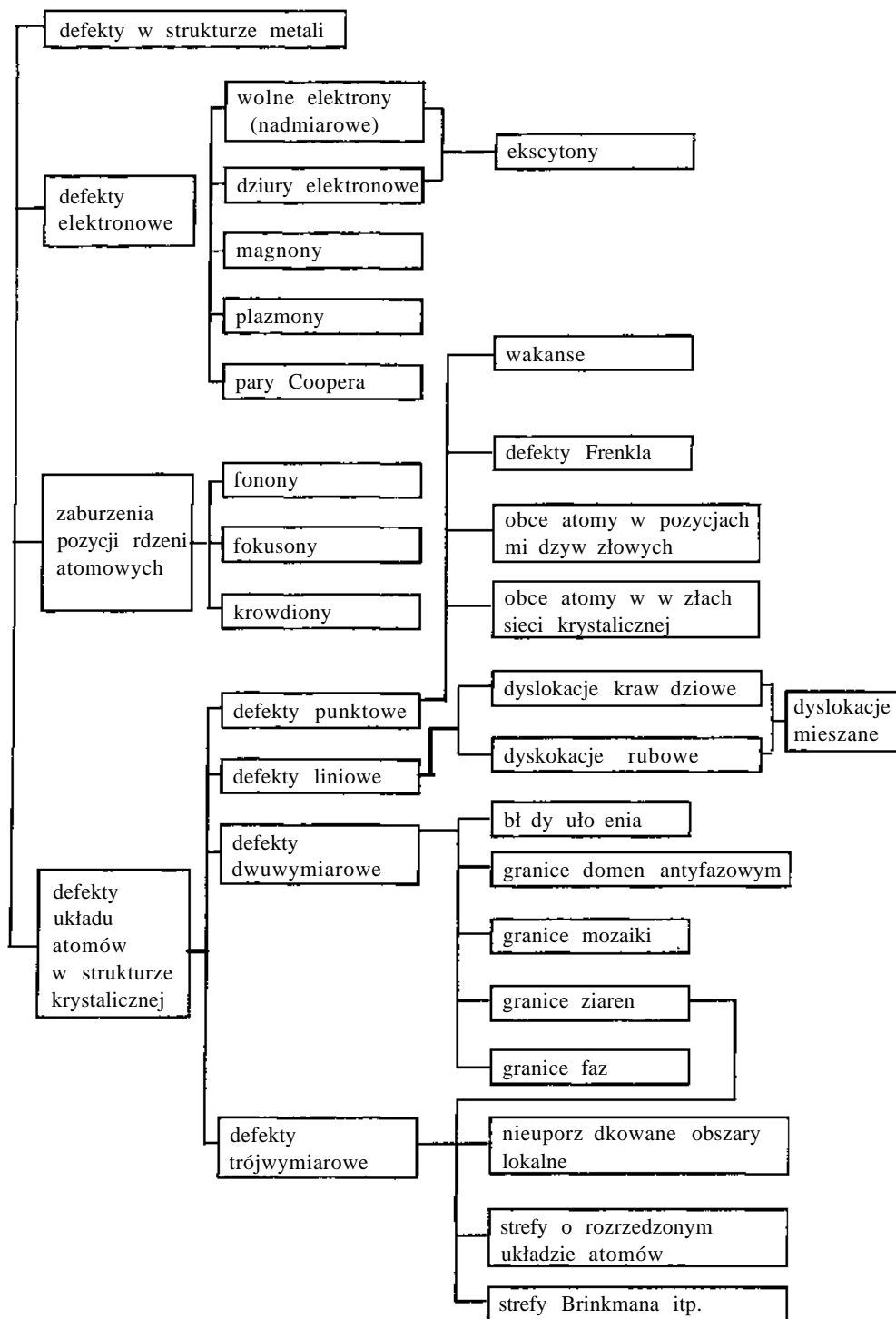
Budowa rzeczywista ciał krystalicznych znacznie odbiega od idealnego wzorca sieci krystalicznej. Wszelkie odstępstwa w ciałach polikrystalicznych od idealnej sieci krystalicznej nazywa się **defektami**.

Ogólny podział defektów przedstawiony jest w tabeli 2.4. Czynniki, które kształtują budowę ciał polikrystalicznych, są następujące:

1. sposób i warunki, w jakich odbywa się krystalizowanie z fazy ciekłej,
2. ilość i rodzaj domieszek, a ogólnie całkowity skład atomowy ciała stałego,
3. obróbka cieplna, mechaniczna, cieplno-chemiczna, cieplno-mechaniczna itp.,
4. napromieniowanie ciała stałego.

Obecnie będą omówione w następnych typach defektów budowy sieci krystalicznej.

Podział błędów w strukturze metali



2.4.2. Defekty elektronowe

Wolne elektrony nadmiarowe s to dodatkowe elektrony przewodnictwa. Mog one pojawia si w gazie elektronowym pasma przewodnictwa na skutek wzbudzenia, np. przez foton, z pasma podstawowego. Tak powstałe wolne elektrony mog swobodnie przemieszcza si w sieci krystalicznej.

Powstaniu wolnego elektronu towarzyszy w strukturze powstanie tzw. dziury elektronowej, czyli nie obsadzonego elektronowego stanu kwantowego w pa mie podstawowym. Dziura elektronowa mo e przemieszcza si w kryształ na skutek przej elektronów z s siednich atomów w miejsce nieobsadzonej luki. Oba powy sze defekty elektronowe przenosz zarówno ładunek elektryczny, jak równie pewien impuls energetyczny.

Wolny elektron i dziura elektronowa mog by ze sob sprz one, tworzc ekscyton. Przemieszczenie ekscytonu nast puje poprzez wspólny ruch sprz onej ze sob pary. Tak przemieszczaj cy si defekt nie przenosi ładunku elektrycznego, lecz jedynie pewien impuls energetyczny. Zanikaj c, ekscyton oddaje okre lon porcj energii.

Inny rodzaj defektów elektronowych to magnony, których istota polega na elementarnych wzbudzeniach spinów elektronowych. Plazmony natomiast, s to kulombowskie wzbudzenia całych zespołów elektronowych.

Jeszcze inny rodzaj defektów elektronowych to pary Coopera, szczególnie rozpatrywane w zwi zku z teori nadprzewodnictwa. S to pary elektronów wzajemnie sprz onych i wzbudzonych przez oddziaływanie z fononami. Ruch ich w kryształ odbywa si bez jakiegokolwiek tarcia daj c efekt nadprzewodnictwa.

2.4.3. Zaburzenia pozycji rdzeni atomowych

Podstawowymi zakłóceniami energetycznymi kryształów rzeczywistych s kwanty drga cieplnych, zwane fononami. W ka dej temperaturze rdzenie atomowe podlegaj periodycznym przesuni ciom ze swoich poło e równowagi. Energia takich oscylacji jest skwantowana, a dozwolone warto ci energii s opisane wzorem

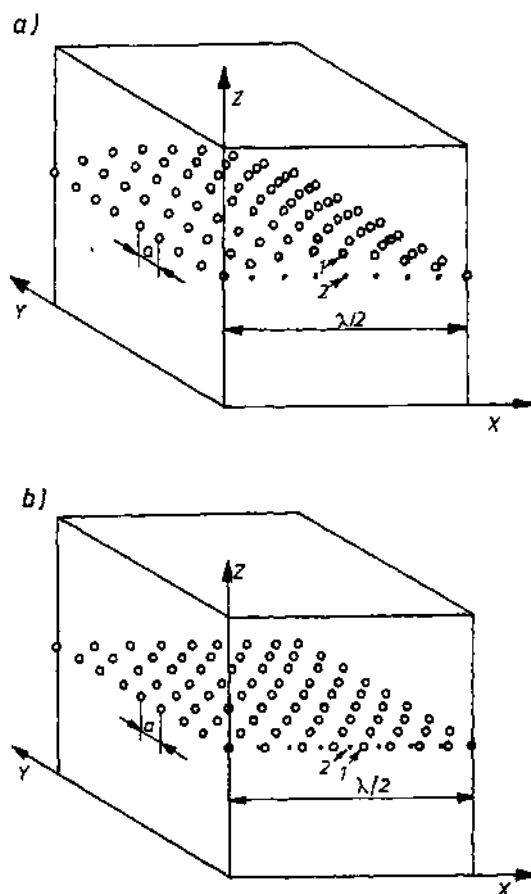
$$E_n = \left(n + \frac{1}{2}\right) \cdot h \cdot \nu \quad (2.6)$$

gdzie: $n = 0, 1, 2, \dots$

— cz sto drga mechanicznych,

h — stała Plancka.

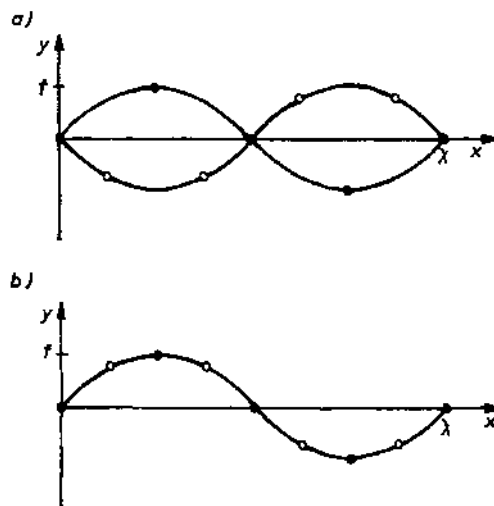
Skoordynowane drgania s siednich atomów mog by przedstawione jako fale poruszaj ce si w kryształ. Skwantowane energie tych fal, czyli fonony, mog by traktowane jako specyficzny rodzaj „cz stek”. Rozwa aj c sie jednostkow , w której zachodz drgania, mo na podzieli drgania sieci na podłu ne i poprzeczne. Scharakteryzowano je na rys. 2.16.



Rys. 2.16. Schemat podłużnego i poprzecznego sposobu drga w prymitywnej sieci regularnej. Z szeregu równoległych płaszczyzn pokazana jest tylko jedna, lecz wszystkie drgają w podobny sposób: a) fala poprzeczna, b) fala podłużna, 1 — maksymalne przemieszczenie płaszczyzny sieciowej, 2 — przeciwnie położone płaszczyzny sieciowej, a — parametr sieci, λ — długość fali fononu

Widmo drga czystego metalu składa się z trzech rodzajów drga poprzecznych oraz sześciu rodzajów drga podłużnych. Gdy sie krystaliczna zawiera dwa różne atomy w prostej komórce, to widmo wykazuje nowe własności. Rozszczepia się na dwie gałęzie, optyczną i akustyczną (rys. 2.17). Odpowiadają im drgania optyczne i akustyczne.

W przypadku trójwymiarowym, jeżeli komórka elementarna zawiera p atomów, to wówczas w występujących $3p$ gałęziach drga poprzecznych mamy 3 gałęzie akustyczne oraz $(3p - 3)$ gałęzie optyczne. W kryształach znajdują się również tzw. fonony zlokalizowane. Jeżeli np. w węglu sieci zajmuje atom o masie M_1 z masy atomów kryształu, to powstaje ruch drgający o maksymalnej amplitudzie umiejscowionej na tym defekcie sieci. Kwint



Rys. 2.17. Drgania w kryształach zawierających dwa różne atomy w prostej komórce elementarnej; a) fala optyczna, b) fala akustyczna, o — atom pierwiastka A, • — atom pierwiastka B

poła drgania sieci krystalicznej nazywa się fononem (przez analogię do kwantu pola elektromagnetycznego — fotonu).

W wyniku napromieniowania metali, np. neutronami, mogą powstać w strukturze dynamiczne efekty w postaci fokusonów lub krowdionów. Są to chwilowe przesunięcia atomów w określonych kierunkach najwłaściwego upakowania z ich położenia równowagowego, tworzących defekty o charakterze fononów zlokalizowanych.

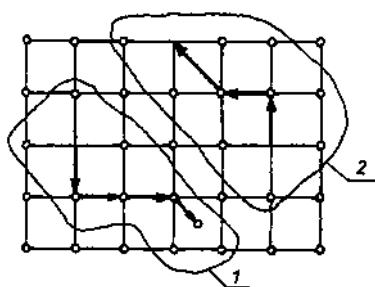
2.4.4. Defekty układu atomów w strukturze krystalicznej (defekty strukturalne)

Defekty punktowe

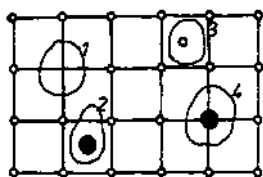
Defekty punktowe są najprostszymi defektami strukturalnymi. Luka, czyli wakans, jest to brak atomu w węzłach sieci. Z równowagi termodynamicznej wynika, że w danej temperaturze, niezależnie od temperatury topnienia, istnieje zawsze określona liczba wakansów. Defekty te wynikają z drgań sieci, zależnych od temperatury. Proste obliczenia prowadzą do wzoru na ilość luk w kryształach:

$$n = N \exp(-E/RT) \quad (2.7)$$

gdzie n — liczba wakansów,
 N — liczba atomów w kryształach,
 E — energia potrzebna do utworzenia luki,
 R — stała gazowa,
 T — temperatura bezwzględna.



Rys. 2.18. Defekty sieci powstające w wyniku drgań cieplnych: 1 — defekt Frenkla, 2 - defekt Schottky'ego; wektor przemieszczenia atomów sieci



Rys. 2.19. Podstawowe defekty punktowe: 1 - wakans, 2 - obcy atom w pozycji międzywęzłowej, 3 — defekt Frenkla, 4 - obcy atom w węzle

Mechanizm powstawania luk przedstawiony jest na rys. 2.18. W rzeczywistości występuje pewna wielkość koncentracja wakansów, nie wynikająca z równowagi termodynamicznej. Nawet w temperaturze $T = 0 \text{ K}$ istnieje zawsze pewna koncentracja wakansów. Dzięki drganiom cieplnym (fononom) luki mogą przemieszczać się w kryształach. Są one również odpowiedzialne za mechanizm dyfuzji. Przy obniżeniu temperatury luki zmniejszają swoją ruchliwość, a w temperaturach niskich praktycznie stają się nieruchome. W modelu Frenkla, w wyniku wzbudzenia atomu w węzłowej pozycji międzywęzłowej, powstaje wakans oraz atom międzywęzłowy. Defekty te mogą powstawać tylko w luźnych strukturach metali alkalicznych. W zwarte wypełnionych strukturach powstawanie tego defektu jest niemożliwe.

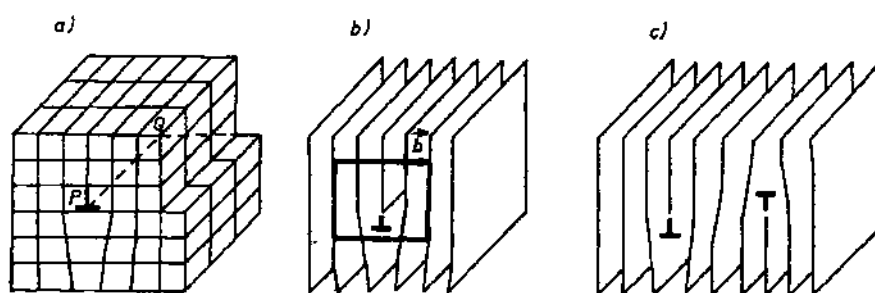
Atomy międzywęzłowe i luki nie są jedynymi rodzajami defektów punktowych. Należą do nich również obce atomy, które mogą zajmować pozycję w węzłowej lub międzywęzłowej sieci kry-

stalicznej. Czasami, przy większych gęstościach atomów domieszkowych, mogą one koncentrować się w małe skupiska, a nawet wywoływać przejścia fazowe. Typowe defekty punktowe przedstawiono na rys. 2.19.

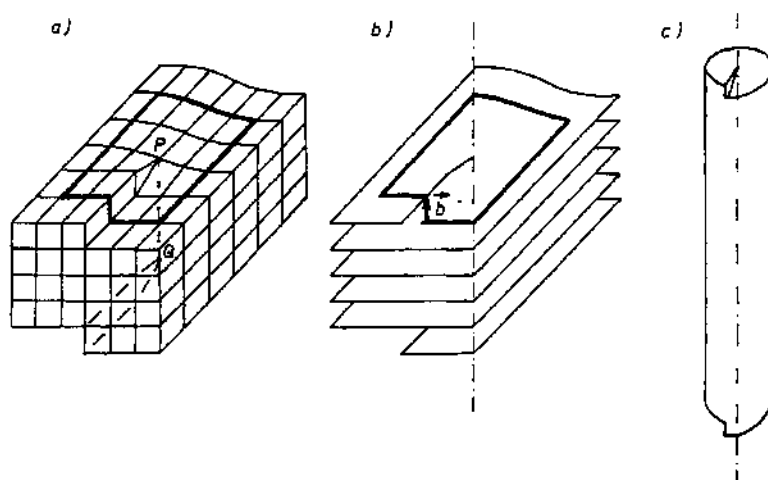
Defekty liniowe

Zalicza się do nich dyslokacje liniowe, rubowe oraz mieszane. Te ostatnie można uważać za kombinację dwóch poprzednich typów. Dyslokacja krawdziowa jest zaburzeniem sieciowym struktury kryształu powstającym wskutek utworzenia się dodatkowej półpłaszczyzny, zwanej inaczej ekstrapłaszczyzną (rys. 2.20). Miarą tego zaburzenia jest wektor Burgersa, który można określić na podstawie konturu Franka-Burgersa (rys. 2.20). Kierunek wektora Burgersa \mathbf{b} jest prostopadły do linii dyslokacji krawdziwej i posiada umownie ustalony zwrot (rys. 2.20b).

Dyslokacja rubowa jest zaburzeniem struktury kryształu polegającym na tym, że pewien ciąg równoległych płaszczyzn sieciowych przekształca się w układ powierzchni o charakterze rubowym (rys. 2.21). W tym wypadku



Rys. 2.20. Dyslokacja krawdziowa: a) schemat dyslokacji krawdziowej, b) układ powierzchni sieciowych z zaznaczonym konturem Franka-Burgersa i wektorem Burgersa \vec{b} , c) dodatnia (+) i ujemna (T) dyslokacja krawdziowa; PQ - krawędź dyslokacji



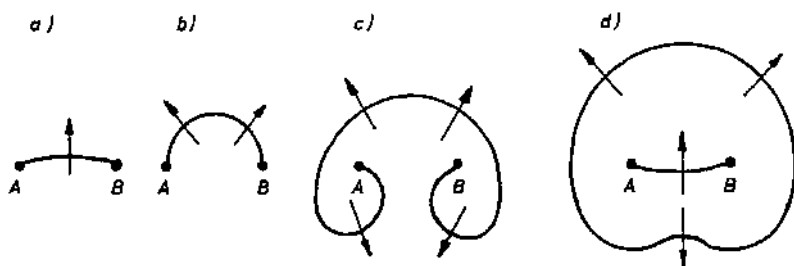
Rys. 2.21. Dyslokacja śrubowa: a) schemat dyslokacji śrubowej, b) układ powierzchni sieciowych z zaznaczeniem konturu Franka-Burgersa i wektorem Burgersa \vec{b} , c) wiskers z pojedynczą dyslokacją śrubową

Wektor Burgersa ma kierunek równoległy do krawędzi dyslokacji. Daną dyslokację śrubową określa się jako dodatnią, gdy kontur Franka-Burgersa wykazuje układ prawoskrętny (+), lub ujemną, gdy wykazuje układ lewoskrętny (—). Z reguły występują dyslokacje mieszane, których wektor Burgersa \vec{b} jest sumą wektorów dyslokacji krawdziowej \vec{b}_k i śrubowej \vec{b}_s . Tak zsumowany wektor Burgersa jest zwykle równy wektorowi sieciowemu lub jego całkowitej wielokrotności. Istnieją jednak dyslokacje, których wektory Burgersa są mniejsze od wektora sieciowego. Nosią one nazwę dyslokacji cząstkowych.

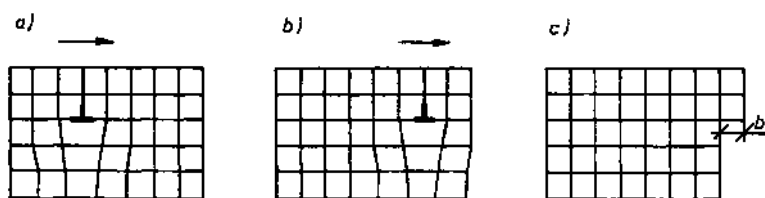
Obecność dyslokacji w kryształach jest spowodowana ich powstawaniem już w procesie krystalizacji. Słabość poglądów na temat mechanizmu pow-

stawiania dyslokacji w procesie tworzenia si krysztalu. Mo na przypuszcza , e dyslokacje s mi dzy innymi wynikiem wytr cania si wakansów w sieci w czasie stygni cia krysztalu. Wzrost dyslokacji rubowych stwierdzono do wiadczalnie podczas krystalizacji monokrysztalów tzw. wiskersów, które posiadaj tylko jedn dyslokacj rubow (rys. 2.21c).

W procesie obróbki plastycznej metali stwardza si wzrost ilo ci dyslokacji w strukturze. Mechanizm generowania nowych dyslokacji wyja nia model Franka-Reada (rys. 2.22). W pobli u dyslokacji krysztal jest silnie odkształcony. Na skutek stosunkowo niewielkiego napr enia w krysztale odkształcenie to mo e przemieszcza si w płaszczy nie po lizgu. Ilustruje to rys. 2.23.



Rys. 2.22. ródło Franka-Reada: a), b), c), d) kolejne stadia generowania dyslokacji; A, B — punkty zakotwiczenia dyslokacji: → kierunek propagacji linii dyslokacji, wywołanej napr eniami w krysztale



Rys. 2.23. W drówka dyslokacji: a), b), c) kolejne stadia przemieszczania dyslokacji

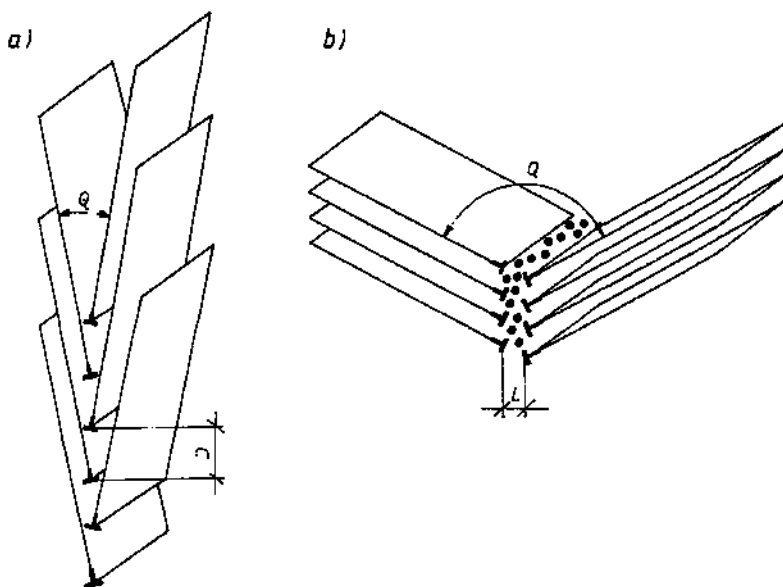
G sto dyslokacji okre la si jako liczb linii dyslokacji, które przecinaj jednostkow powierzchni krysztalu. W metalach osi ga ona bardzo ró ne warto ci, od 1 dyslokacji rubowej w wiskersach, poprzez 10^6 dyslokacji/cm³ w monokrysztalach rzeczywistych, do 10^{13} dyslokacji/cm³ w silnie zdeformowanych krysztalach. Rzeczywista konfiguracja dyslokacji w krysztalach otrzymanych z wytopu lub przez wygrzanie i powolne chłodzenie, odpowiada albo grupie niskotowych granic zrostu, albo trójwymiarowej sieci dyslokacji ułożonych w komórki.

Defekty dwuwymiarowe i przestrzenne

Granice mozaiki i niskoktowe granice ziarn są to obszary styku dwóch sieci krystalicznych skierowanych względem siebie o kąt nie większy niż 30° . Dawniej zakładano, że granice takie są materia w stanie bezpostaciowym. W świetle najnowszych badań doświadczalnych okazało się, że bardziej słuszny jest model dyslokacyjny. Przedstawiony on jest na rys. 2.24, jako zespół dyslokacji krzyżujących się jednakowego znaku, złożonych jedna nad drugą.

Wysokoktowe granice ziarn są obszarami o grubości kilku odległości międzyatomowych. Atomy w obrębie obszaru granicznego stanowią materiał o budowie bezpostaciowej. Modele granicy wysokoktowej przedstawiono na rys. 2.24b.

Szereg defektów trójwymiarowych, takich jak strefy Brinkmana, czy strefy rozrzedzone, powstaje w wyniku oddziaływania na sieć krystaliczną promieniowania neutronowego czy protonowego. Znaczenie tego typu defektów wzrasta w ostatnich dziesięcioleciach w związku z rozwojem techniki jądrowej.

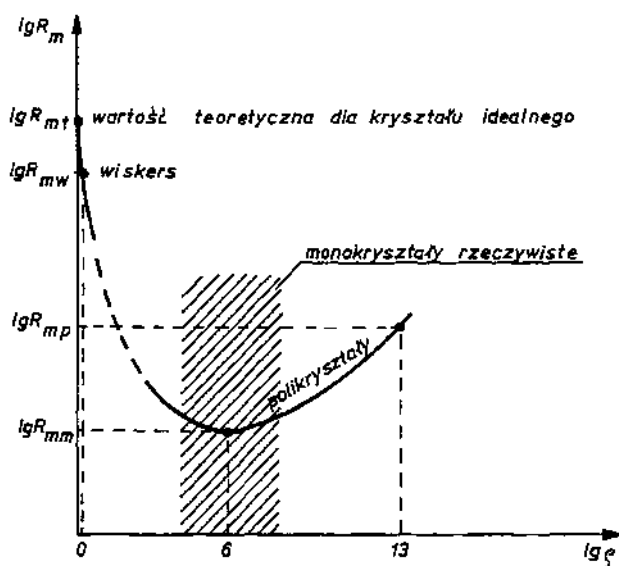


Rys. 2.24. Model granicy ziarn: a) niskoktowa granica, b) wysokoktowa granica; D - odległość między dyslokacjami, L - szerokość warstwy bezpostaciowej, Q - kąt różnicy orientacji krystalograficznej

2.4.5. Wpływ defektów na własności metali

Istnienie defektów w sieci krystalicznej metali ma istotny wpływ na własności tych ciał, co można przedstawić na przykładach.

1. Defekty elektronowe wpływają w szerokim zakresie na przewodnictwo metali. Szczególnym przykładem jest efekt nadprzewodnictwa wywołany istnieniem par Coopera w sieci krystalicznej.
2. Fonony mają zasadniczy wpływ na własności mechaniczne metali. Wraz ze zmianą ilości fononów, a więc w sensie fenomenologicznym ze zmian temperatury, zmieniają się bardzo silnie własności metali. Mogą również zachodzić przemiany fazowe i strukturalne.
3. Ilość defektów punktowych typu wakansów ma decydujące znaczenie w procesach dyfuzji wewnątrz kryształów.
4. Dyslokacje mają zasadnicze znaczenie przy procesach odkształcania plastycznego. Wpływ gęstości dyslokacji w jednostce objętości na wytrzymałość na rozciąganie R_m obrazuje rys. 2.25.
5. Ilość granic ziarn wpływa na własności mechaniczne i elektryczne ciał krystalicznych.
6. Napromieniowanie metali może je polepszyć lub pogorszyć własności metali.



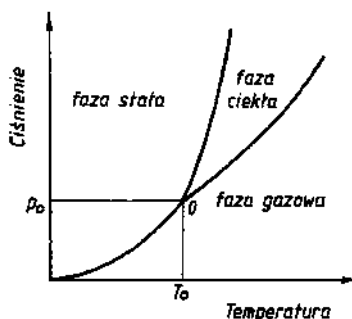
Rys. 2.25. Wykres zależności R_m w funkcji p , gdzie: p — gęstość dyslokacji, R_m — wytrzymałość na rozciąganie; R_{mt} — teoretyczna, R_{mw} — wiskersa, R_{mp} — polikryształu, R_{mm} — monokryształu

2.5. Krystalizacja

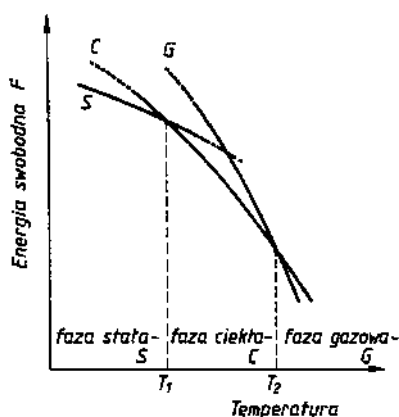
Metale mogą występować w trzech stanach skupienia: gazowym, ciekłym i stałym. W stanie gazowym wskutek stosunkowo dużych odległości między atomami zanikają przyciągające siły wiązania międzycząsteczkowego, a ruch atomów jest bezładny. W stanie ciekłym, podobnie jak i w stanie stałym, odległości między atomami są rzędu średnic atomów, jednakże, przy stosunkowo swobodnym przemieszczaniu się drgających atomów, cięgle tworzą się i zanikają obszary o uporządkowanym ułożeniu atomów o zasięgu kilku średnic atomów, co nazywa się uporządkowaniem bliskiego zasięgu. W stanie stałym natomiast atomy są uporządkowane w całej objętości metalu i w określonej chwili związane są ze swym położeniem równowagi, co określa się jako uporządkowanie dalekiego zasięgu.

W warunkach termodynamicznych określonych przez temperaturę i ciśnienie ustala się stan równowagi fazowej, który dla czystego metalu można na przedstawić za pomocą wykresu równowagi (rys. 2.26). Jeżeli pominąć wpływ ciśnienia występującego w praktyce, jako nieistotny przy zmianach stanu skupienia metali, to w danej temperaturze jest trwała ta faza, która ma niższą energię swobodną, rys. 2.27. W temperaturze T_1 i T_2 mogą więc współistnieć dwie fazy, ponieważ ich energie swobodne są równe.

Przemiana ze stanu ciekłego w stan stały (krystalizacja) posiada podstawowe znaczenie w procesie wytwarzania wyrobów i półwyrobów metalowych metodami metalurgicznymi, tzn. przez topienie i krzepnięcie ciekłego metalu w formach odlewniczych lub wlewnicach. Od warunków krystalizacji zależy struktura, a więc i własności materiału w stanie stałym.



Rys. 2.26. Wpływ ciśnienia i temperatury na równowagę faz czystego metalu



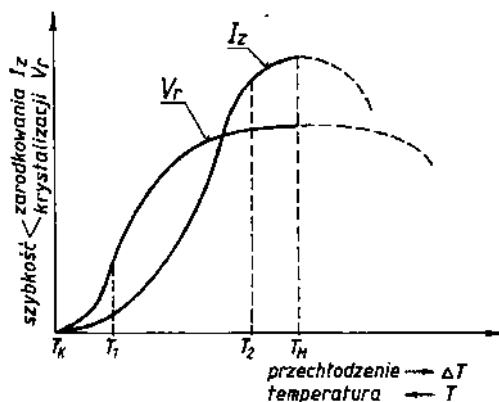
Rys. 2.27. Zmiana energii swobodnej faz z temperaturą

2.5.1. Mechanizm krystalizacji metali

Krystalizacja metali następuje w wyniku nakładania się dwóch niezależnych procesów:

- tworzenia zarodków krystalizacji,
- rozrostu zarodków.

Przebieg krystalizacji charakteryzują: **szybkość zarodkowania** I_z (tj. liczba zarodków krystalizacji tworzących się w jednostce objętości cieczy w jednostce czasu) i **szybkość wzrostu zarodków** V_r (tj. liniowy wzrost długości kryształu w jednostce czasu). Wielkość ta zależy od przechłodzenia cieczy T , poniżej temperatury T_k , odpowiadającej równowagowemu współistnieniu cieczy i fazy stałej, rys. 2.28. Zarówno I_z jak i V_r zwikszał się ze wzrostem



Rys. 2.28. Zależność szybkości zarodkowania I_z i szybkości wzrostu zarodków V_r w funkcji przechłodzenia T

przechłodzenia T a do wartości T_M . Przy przechłodzeniach większych zmniejsza się ruchliwość atomów, gwałtownie rośnie lepkość cieczy i krystalizacja zostaje zahamowana. Ciecz przechodzi w ciało stałe o strukturze amorficznej (bezpostaciowej), wymaga to jednak w przypadku metali bardzo dużych szybkości chłodzenia.

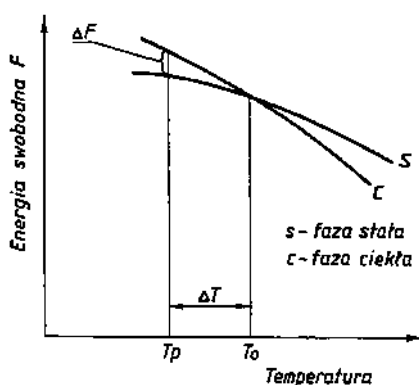
Przy małych przechłodzeniach, czyli przy powolnym chłodzeniu (np. w temperaturze T_1), szybkość wzrostu zarodków jest duża, natomiast szybkość zarodkowania mała. W tych warunkach ułatwione jest powstawanie małej ilości dużych ziarn, powstaje więc materiał gruboziarnisty. Przy dużych przechłodzeniach, czyli przy szybkim chłodzeniu (np. w temperaturze T_2), wzrasta ilość zarodków, a szybkość ich wzrostu zwiksza się nieznacznie, czyli powstaje materiał drobnoziarnisty.

Zarodkowanie

Zarodkami krystalizacji są kilkuatomowe skupiska fazy stałej, o typowej dla niej strukturze krystalicznej, powstałe wewnątrz fazy ciekłej, które rozrastając się powodują stopniowe przechodzenie fazy ciekłej w stałą. Zarodkowanie może być homogeniczne, kiedy prawdopodobieństwo utworzenia zarodka jest jednakowe w dowolnym miejscu układu, lub heterogeniczne, gdy funkcje zarodków przejmują obce cząstki faz stałych nie rozpuszczone w ciekłym metalu (np. Al_2O_3). Zagadnienie zarodkowania homogenicznego można rozpatrywać z punktu widzenia zmian energetycznych układu (rys. 2.29).

Po obniżeniu temperatury od T_0 do T_p (przechłodzenie ΔT) faza ciekła C, która była trwała w temperaturach wyższych od T_0 , staje się nietrwała i przemienia się w fazę stałą S. Siłą napędową tej przemiany jest różnica chemicznej energii swobodnej faz F_v , przypadająca na jednostkę objętości. Człowiek różnicy energii swobodnej musi zostać użyta do utworzenia granicy międzyfazowej - F_s .

Z bilansu energii przy tworzeniu zarodka wynika, że rzeczywisty siłą napędową procesu tworzenia zarodków jest:



Rys. 2.29. Zmiana energii swobodnej fazy stałej (S) i ciekłej (C) w zależności od temperatury

$$F = S \cdot F_s - V \cdot F_v \quad (2.8)$$

gdzie: S — powierzchnia zarodków,

V — objętość zarodków.

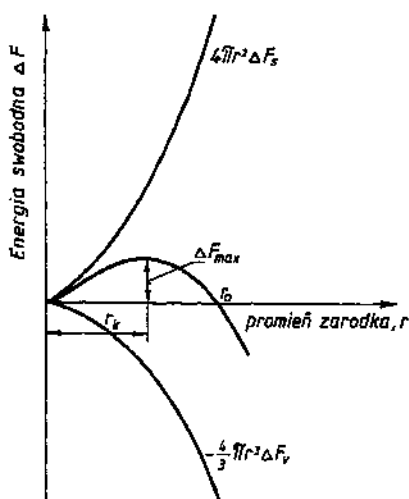
Ujemny znak przy F_v oznacza, że w wyniku wydzielania się zarodków przemiana zachodzi w kierunku zmniejszania F.

Przy założeniu, że zarodki mają kształt kulisty o promieniu r i po podstawieniu:

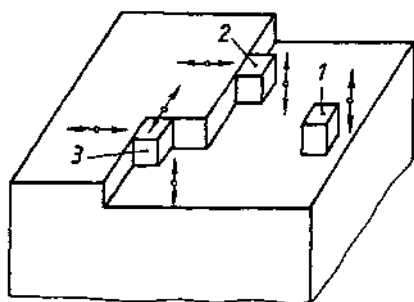
$$S = 4\pi r^2, \quad V = \frac{4}{3}\pi r^3 \quad \text{wzór (2.8) przyjmuje postać:}$$

$$F = 4\pi r^2 \cdot F_s - \frac{4}{3}\pi r^3 \cdot F_v \quad (2.9)$$

Wykres członów równania (2.9) oraz wartości F ze wzrostem promienia zarodka przedstawiono na rys. 2.30. Na krzywej wypadkowej występuje maksimum F_{\max} przy promieniu zarodka zwanym promieniem krytycz-



Rys. 2.30. Zależność energii swobodnej układu od promienia zarodka r



Rys. 2.31. Pozycje przyłączenia atomów do rosnącego zarodka: 1 — ciana, 2 — krawędź, 3 — narożnik

nym r_k . Jeżeli zarodek ma promień mniejszy od r_k , to rozrost takiego zarodka jest związany ze wzrostem energii swobodnej układu i zarodek jest niestabilny (ulegnie rozpuszczeniu).

W przypadku zarodkowania heterogenicznego energia konieczna do wytworzenia granicy między fazową

F_s jest mniejsza, przez co zachodzi ono łatwiej, tzn. przy mniejszym przechłodzeniu.

Wzrost zarodków

Wzrost zarodka polega na osadzaniu się na jego powierzchni atomów z cieczy, które wobec zmniejszenia ruchliwości są przyciągane siłami wiązania międzyatomowego w położeniach odpowiadających pozycjom w sieci przestrzennej. Prawdopodobieństwo przyłączenia atomu do zarodka wzrasta w kolejności: ciana — 1, krawędź — 2, narożnik — 3, ponieważ wymienionym pozycjom odpowiada działanie wiązania: jedno-, dwu- trójwymiarowych (rys. 2.31).

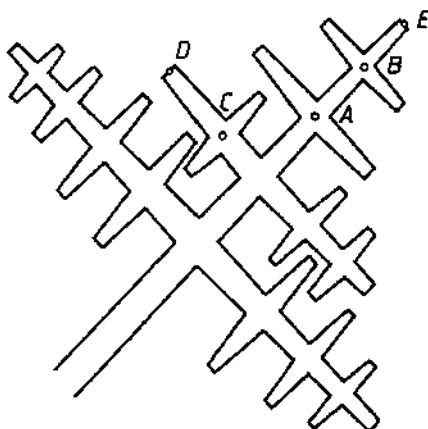
W rzeczywistości najkorzystniejsze warunki do wzrostu zarodka występują, gdy atom przyłącza się nie do

płaskiej powierzchni rozdziału, a do utworzonego na powierzchni stopnia w wyniku wyjścia na powierzchnię dyslokacji rubrowej, o osi prostopadłej do powierzchni rozdziału. Stopień taki nigdy nie zanika i atomy mogą się dołączyć do niego w sposób ciągły, narastając w kształcie spirali.

Warunkiem postępu krystalizacji jest odprowadzenie utajonego ciepła krzepnięcia, które wydzielając się podnosi temperaturę i zmniejsza przechłodzenie konieczne do dalszego krzepnięcia.

Kształt rozrastających się kryształów zależy od gradientu temperatury (szybkości chłodzenia) w pobliżu powierzchni międzyfazowej. Szybki wzrost kryształu od punktu A do B (rys. 2.32) zostaje w pewnym momencie zahamowany, ponieważ intensywne wydzielanie utajonego ciepła krzepnięcia

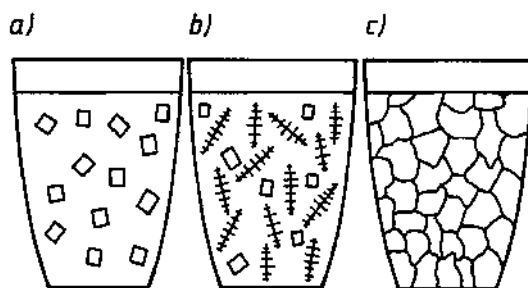
podnosi temperaturę i powoduje miejscowy zanik przechłodzenia przed frontem krystalizacji. Kryształ zaczyna wzrastać w innym kierunku w miejscu dostatecznego przechłodzenia, np. od punktu C do D, a do lokalnego zaniku przechłodzenia. Jeżeli w tym czasie w punkcie B ciepło uległo rozproszeniu i ponownie wytworzyło się przechłodzenie, to wzrost kryształu może przebiegać dalej od punktu B do E.



Rys. 2.32. Schemat wzrostu kryształów dendrytycznych

Takie kolejne procesy zachodzące w przestrzeni prowadzą do utworzenia **dendrytów** — kryształów

o kształcie drzewiastym (dendron - po grecku drzewo). Dendryty rosną do momentu, w którym zaczynają się stykać wzajemnie, przez co ich dalszy rozrost zostaje zahamowany. Od tej chwili następuje wypełnianie krzepnącym metalem przestrzeni między dendrytami tak, że przybierają one kształt ziarn. Ziarna rozrastają się we wszystkich kierunkach aż do całkowitego wyczerpania cieczy (rys. 2.33). Dendryty przekształcają się w czasie krystalizacji w ziarna i w zakrzepniętym metalu zazwyczaj nie obserwuje się dendrytów.



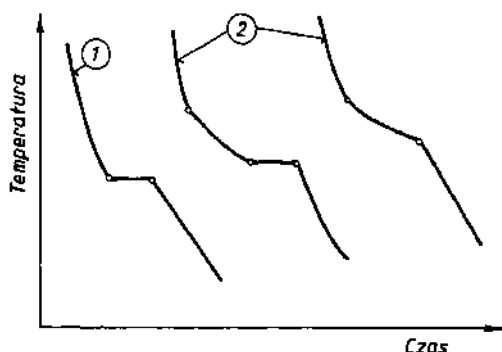
Rys. 2.33. Kolejne etapy krystalizacji: a) zarodki, b) dendryty, c) ziarna

2.5.2. Mechanizm krystalizacji stopów

Krystalizacja czystych metali przebiega w stałej temperaturze, rys. 2.34 (patrz rozdział 4).

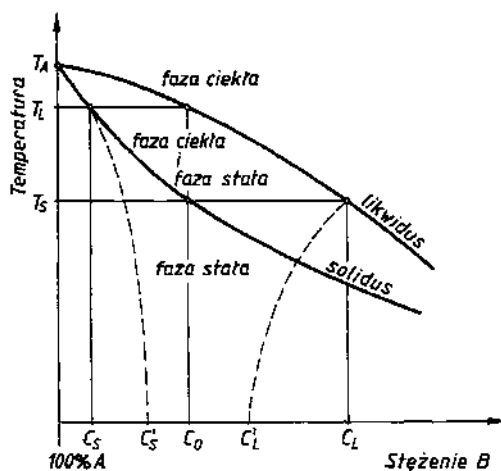
Krystalizacja stopów jest procesem bardziej złożonym, ponieważ :

- skład fazy ciekłej i stałej są różne i zmieniają się w czasie krzepnięcia,
- krystalizacja przebiega przeważnie w zakresie temperatur, którego górny granic nazywa się likwidusem, a dolny solidusem.



Rys. 2.34. Krzywe krzepnięcia w warunkach równowagi dla: 1 — czystych metali, 2 — stopów

Składniki stopu na ogół różnią się temperaturami krzepnięcia. Składnik stopowy B (metal lub niemetal) dodawany do metalu podstawowego A obniża temperaturę krzepnięcia stopu, jeżeli jego temperatura krzepnięcia T_B jest niższa od T_A (rys. 2.35).



Rys. 2.35. Krystalizacja stopu dwuskładnikowego

Krystalizacja stopu, o średnim stężeniu składnika B równym C_0 , rozpoczyna się w temperaturze T_L , przy której stężenie składnika B w fazie stałej wynosi C_S . Wraz z obniżaniem temperatury skład fazy stałej zmienia się od C_S do C_L . Przy wolnym chłodzeniu dyfuzja składników powoduje wyrównanie stężenia w fazie stałej. Jednak pewne różnice w składzie chemicznym pozostają nadal (od C'_S do C'_L). Zjawisko to nazywa się **segregacją**. Różnica składu chemicznego może wystąpić zarówno w skali mikro, obejmując poszczególne

kryształy fazy stałej (mikrosegregacja, czyli segregacja dendrytyczna), jak również w skali makro, obejmując cały wlewek - makrosegregacja, czyli segregacja strefowa (rys. 2.36). Segregacja dendrytyczna jest tym większa, im większa jest odległość pomiędzy likwidusem i solidusem, oraz im mniejszy jest współczynnik dyfuzji składników w stopie. Zmniejszenie segregacji jest możliwe przez długotrwałe wytrzymywanie w temperaturach tuż poniżej linii solidusu.

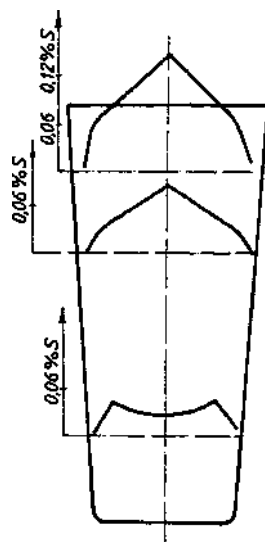
2.5.3. Struktura pierwotna

Mikrostruktura materiałów metalicznych utworzona podczas krystalizacji nosi nazwę struktury pierwotnej. Zależy ona od warunków krzepnięcia, a w szczególności od szybkości chłodzenia.

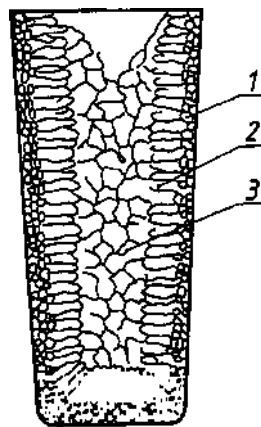
W technicznych warunkach krzepnięcia w cieczy pojawia się duża liczba zarodków krystalizacji (głównie heterogenicznych), dzięki czemu metale i ich stopy mają budowę polikrystaliczną — składającą się z wielu ziarn.

Struktura pierwotna powstająca podczas krzepnięcia (rys. 2.37) decyduje w dużej mierze o własnościach materiału. Ciekły metal wleany do wlewnicy w zetknięciu z jej ścianami szybko odprowadza ciepło w kierunku prostopadłym do powierzchni ścianek i ulega do niego przechłodzeniu. Zewnętrzne warstwy cieczy wobec dużego szybkości zarodkowania krystalizują, tworząc cienką drobnodziarnistą strefę ziarn równoosiowych — zamroonych 1 (rys. 2.37). Strefa ta powstaje z mniejszą szybko-

odprowadzania ciepła, co powoduje zmniejszenie przechłodzenia i szybkości zarodkowania. Prowadzi to do utworzenia strefy dużych ziarn słupkowych 2, o uprzywilejowanej orientacji krystalograficznej. Kierunek ich szybkiego wzrostu pokrywa się z kierunkiem odprowadzania ciepła. Krzepnięcie strefy rdzowej wlewnicy odbywa się przy najmniejszym przechłodzeniu i bez wyra-



Rys. 2.36. Rozkład stężenia siarki we wlewkach stalowych



Rys. 2.37. Struktura pierwotna wlewnicy stalowej: 1 — strefa kryształów zamroonych, 2 — strefa kryształów słupkowych, 3 — strefa kryształów równoosiowych

nej kierunkowo ci odprowadzania ciepła. Przypadkowo zorientowane zarodki przechodzą przez faz krystalizacji dendrytycznej i rozrastają się do znacznych rozmiarów, tworząc gruboziarnistą strefę równoosiowych ziarn wolnych 3.

Struktura pierwotna ze względu na niejednorodność pod względem budowy, jak i składu chemicznego, jest niekorzystna. Dla usunięcia struktury pierwotnej wlewków stalowy poddawany jest przeróbce plastycznej na gorąco, a następnie obróbce cieplnej.

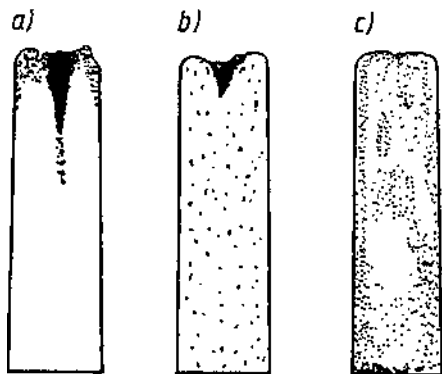
W procesie wytwarzania do ciekłej stali dostaje się tlen, który jest szkodliwy, ponieważ powoduje kruchość podczas przeróbki plastycznej na gorąco. Dla odtleniania stali, znajdujących się w konwertorze lub w kadzi odlewniczej, dodaje się krzemu w postaci elazokrzemu, manganu w postaci elazomanganu oraz aluminium. Odtlenianie ma na celu zmniejszenie ilości FeO w ciekłej stali, aby w czasie krzepnięcia uniknąć reakcji



podczas której wydzielają się pęcherze gazowe CO przeciwdziałając uspokojeniu stali

Wyróżnia się stale: uspokojone, półuspokojone i nieuspokojone.

Stal uspokojona — jest odtleniana dostateczną ilością odtleniaczy. Krzepnięcie stali odbywa się spokojnie bez wydzielania dużej ilości pęcherzy gazowych, ponieważ tlen zostaje związany przez krzem lub aluminium pod postacią tlenków. Tlenki przechodzą w wiązania do łożysła, ale ich część pozostaje w stali jako wtrącenia niemetaliczne. Ponieważ stal uspokojona krzepnie bez wydzielania pęcherzy, w górnej części wlewki tworzy się jama skurczowa. Ta część wlewki (ok. 30%) jest odcinana i wraca jako złom do procesu metalurgicznego (rys. 2.38). Dolna część wlewki jest wolna od pęcherzy gazowych. Zaletą stali uspokojonej jest nieznaczna segregacja, brak skłonności do starzenia oraz mała ilość zanieczyszczeń (siarki i fosforu), które krzepną jako ostatnie, głównie w górnej części wlewki, i są odcinane z tej części wlewki (rys. 2.36).



Rys. 2.38. Przekroje wlewków ze stali: a) uspokojonej, b) półuspokojonej, c) nieuspokojonej

Stal półuspokojona — jest tylko częściowo odtleniona. Tworzą się niewielkie i równomiernie rozmieszczone we wlewkach pęcherze. We wlewkach może powstać niewielka jama skurczowa.

Stal nieuspokojona — jest odtleniana tylko w niewielkim stopniu manganem. Krzepnięciu tej stali towarzyszy intensywne wydzielanie się gazów (wzrost ciśnienia). Podczas krzepnięcia kompensuje się skurcz, dlatego wlewki ze stali nieuspokojonej nie posiadają jamy skurczowej. Stąd wydajność tych stali jest największa. Podczas krzepnięcia, jeżeli zalega blisko pod powierzchnią i zostaną utlenione podczas nagrzewania, mogą utrudnić przeróbkę plastyczną wlewka. Podczas nie utlenione ulegają zgrzaniu przy zastosowaniu dużego stopnia przeróbki plastycznej na walcowni zgniataczu. Do wad stali nieuspokojonej należy zaliczyć silną segregację, większą ilość zanieczyszczeń oraz skłonność do starzenia. Stale nieuspokojone ze względu na to nie są stosowane na wyroby o niezbyt wysokich wymaganiach.

3. ODKSZTAŁCENIE I REKRYSZTALIZACJA METALI

3.1. Ogólne poj cie odkształcenia plastycznego

Pod działaniem napr e mniejszych od granicy spr ysto ci zachodzi spr yste odkształcenie sieci w kierunku działania napr enia. Wychylenie atomów z pozycji równowagi zwi ksza energii potencjaln krysztálu. Po usuni ciu napr e atomy powracaj do pozycji równowagi, zmniejszaj swoj energii i nast puje zanik odkształcenia.

Je eli na metal działaj napr enia wi ksze od granicy spr ysto ci, nast puje **odkształcenie plastyczne** metalu. Zjawisko to polega na przemieszczeniu si cz ci krysztálu wzgl dem siebie. Po usuni ciu napr e krysztál nie wraca ju do wyj ciowego kształtu.

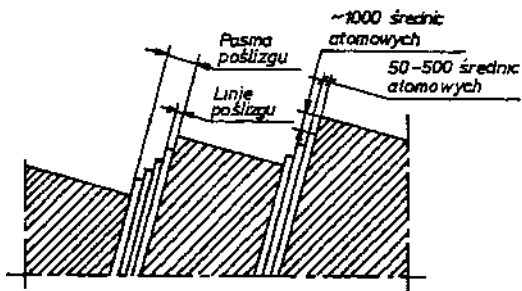
Zdolno do odkształce plastycznych jest jedn z najbardziej charakterystycznych cech metali wykorzystywan do kształtowania wyrobów w przeróbce plastycznej. Przy przeróbce plastycznej na zimno jednocze nie z kształtowaniem wyrobów powstaje zgniot metalu, którego stopie mierzy si najcz ciej stosunkiem zmiany przekroju poprzecznego materiału S do przekroju pocz tkowego S_0 wg wzoru

$$Z = \frac{\Delta S}{S_0} \cdot 100 = \frac{S_0 - S}{S_0} \cdot 100\% \quad (3.1)$$

3.1.1. Odkształcenie plastyczne monokryształów

Odkształcenie plastyczne metali nast puje przez po lizg i bli niakowanie.

Odkształcenie przez **po lizg** polega na tym, e pod wpływem sił zewn trznych, za po rednictwem ruchu dyslokacji, cz ci krysztálu przesuwaj si wzgl dem siebie wzdłu płaszczyzn i kierunków krystalograficznych najg ciej obsadzonych atomami, zwanych płaszczyznami i kierunkami łatwego po lizgu. Wzajemne przesuwanie si cz ci krysztálu powoduje zniekształcenie sieci krystalicznej, co hamuje ruch po lizgowy tak, e przerzuca si on na drug płaszczyzn o tej samej orientacji krystalograficznej. Tworzc si stopniowo nowe płaszczyzny po lizgu s oddzielone nieodkształconymi warstwami krysztálu o gruboci 20—500 rednic atomowych. Wyj cie płaszczyzny po lizgu na powierzchni krysztálu tworzy na mej uskok zwany **lini po lizgu**. S siaduj ce linie po lizgu tworz **pasmo po lizgu**, rys. 3.1.



Rys. 3.1. Schemat przebiegu linii i pasm po lizgu na powierzchni kryształu odkształconego plastycznie

Dyslokacje przemieszczają się w systemach łatwego poślizgu, tj. w płaszczyznach i kierunkach najgęściej obsadzonych atomami. Najczęściej występują

Tablica 3.1

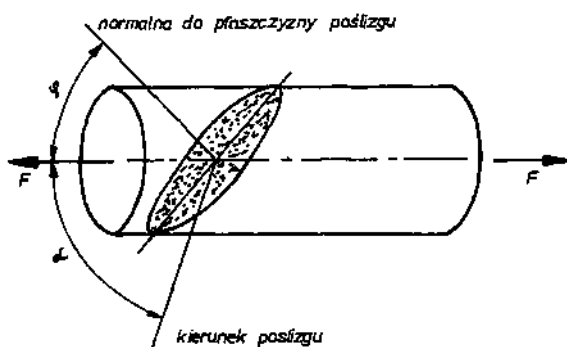
Systemy poślizgu w niektórych metalach

	Metale	Systemy poślizgu			
		płaszczyzny i kierunki poślizgu w komórce	płaszczyzny	kierunki	liczba systemów
A1	Ag Al Au Fe Ni Pb		{111}	<110>	4×3=12
A2	Fe Mo W		{110}	<111>	6×2=12
	Fe Mo W Na		{211}	<111>	12×1=12
	Fe Cr Nb K		{321}	<111>	24×1=24
A3	Zn Mg Ti Cd		{0001}	<1120>	1×3=3

puj ce **systemy po lizgu** - kombinacje płaszczyzn i kierunków najcz ciej obsadzonych atomami, dla wa niejszych metali o sieci A1, A2 i A3, przedstawiono w tabl. 3.1.

Z mo liwych dla danego kryształu systemów, po lizg przede wszystkim wyst puje w płaszczy nie i kierunku, gdzie składowa styczna napr enia osi ga maksymaln warto . W przypadku osiowego rozci gania b dzie to płaszczyzna i kierunek tworzą ce k t 45° z osi próbki. Zwi kszenie napr enia umo liwia po lizg tak e w innych systemach mniej korzystnie usytuowanych do kierunku składowej stycznej napr enia. Wzrost temperatury ułatwia po lizg, co tłumaczy obserwowane tu zwi kszenie plastyczności metali.

Po lizg rozpoczyna si , gdy napr enie styczne w płaszczy nie i kierunku łatwego po lizgu, pochodzące od sił zewn trznych, osią gnie pewn minimaln warto zwan **krytycznym napr eniem stycznym** (τ_{kr}). Jest to minimalne napr enie wymagane do uruchomienia dyslokacji. Dla monokryształów czystych metali krytyczne napr enie styczne jest bardzo małe i wynosi 0,6-9,0 MPa. Zale no napr enia cinaj cego w kierunku łatwego po lizgu od siły rozci gającej F mo na wyznaczyć przez analiz rozci gania monokryształu w kształcie walca, rys. 3.2.



Rys. 3.2. Rozkład sił w rozci ganym monokryształe walcowym

Je eli pole przekroju poprzecznego rozci ganej próbki wynosi S_0 , k t mi dzy płaszczyzn przekroju poprzecznego i płaszczyzn po lizgu wynosi , to pole tej ostatniej wynosi $S_1 = S_0 / \cos \alpha$. Gdy kierunek po lizgu tworzy z kierunkiem działania siły F k t φ , to składowa tej siły w kierunku po lizgu ma warto $F_s = F \cdot \cos \varphi$. St d napr enie cinaj ce w kierunku po lizgu wynosi

$$\tau = \frac{F \cdot \cos \alpha}{S_1} = \frac{F}{S_0} \cdot \cos \alpha \cdot \cos \varphi \quad (3.2)$$

Gdy $T < T_{kr}$, powstaje odkształcenie spr yste, a gdy $T > T_{kr}$, — odkształcenie plastyczne przez po lizg. Warto T_{kr} , zależy od sił wi zania atomów, temperatury, pr dko ci odkształcenia i czystości metali.

W czasie rozciągania monokryształu metalu zachodzą równocześnie trzy procesy związane z poślizgiem:

- 1) wzajemne przesuwanie się warstw krystalicznych,
- 2) obrót płaszczyzn poślizgu w kierunku siły rozciągającej ($\rightarrow 90^\circ$),
- 3) obrót płaszczyzn łatwego poślizgu wokół osi do nich prostopadłych, tak aby kierunek łatwego poślizgu pokrył się z kierunkiem naprężenia.

W ten sposób próbka walcowa przekształca się stopniowo w płaską.

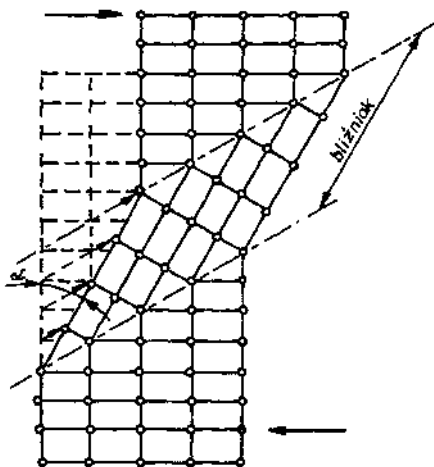
Wyznaczone doświadczalnie wartości k_r okazały się 10^2 — 10^4 razy mniejsze od obliczonych teoretycznie przy założeniu, że poślizg zachodzi jednocześnie w całym przekroju kryształu, a więc konieczne jest równoczesne pokonanie sił w zanie wszystkich atomów znajdujących się w płaszczyźnie poślizgu. Dopiero zastosowanie teorii dyslokacji do wyjaśnienia mechanizmu poślizgu pozwoliło na usunięcie tej rozbieżności. Przyjmując, że poślizg jest spowodowany ruchem dyslokacji.

Wobec zwykle bardzo dużej gęstości dyslokacji w sieci metalu jest prawdopodobne występowanie w płaszczyźnie poślizgu dyslokacji krzyżowych o wektorze Burgersa zgodnym z kierunkiem naprężenia, co umożliwia poślizg. Ponieważ dyslokacje w kryształach stanowią obszar sieci o podwyższonej energii, przyłożenie nawet małego naprężenia stycznego zapoczątkowuje ruch dyslokacji, a więc poślizg (rys. 2.23). Ruch dyslokacji powoduje, że podczas poślizgu przemieszcza się kolejno tylko niewielka liczba atomów. W końcowym etapie dyslokacja wychodzi na powierzchnię kryształu, gdzie zanika wytwarzając uskoki odpowiadające stałej sieciowej.

Konieczna zgodnie z wektorem Burgersa z kierunkiem poślizgu wyjaśnienia przyczyny występowania poślizgów nie w kolejnych, lecz różnych płaszczyznach, w których ten warunek jest spełniony. W monokryształach ruch dyslokacji w określonej płaszczyźnie zostaje zahamowany przez defekty sieci, co wyjaśnia ograniczoną długość poślizgu. Zahamowanie ruchu dyslokacji powiększa odporność materiału na ścinanie w płaszczyźnie poślizgu — kryształ umacnia się. Wartości prężności umocnienia zależą od struktury metalu. Metale o strukturze A3 umacniają się nieznacznie, niezależnie od temperatury. Silniej umacniają się metale o strukturze A1, a najsilniej metale o strukturze A2.

Bliźniakowanie polega na skręcaniu (obrocie) jednej z części kryształu względem drugiej o kąt α w określonej płaszczyźnie i kierunku, na ogół gęsto wypełnionych atomami, charakterystycznych dla danej struktury krystalicznej, rys. 3.3.

Kąt obrotu jednej z części kryształu względem drugiej jest stały dla danej struktury. W przemieszczanej części kryształu przesunięcia atomów położonych w tej samej płaszczyźnie są proporcjonalne do ich odległości od płaszczyzny bliźniakowania. Stąd obie części kryształu stanowią lustrzane odbicie, symetryczne względem płaszczyzny bliźniakowania.



Rys. 3.3. Schemat odkształcenia przez bli niakowanie: — k t skr cenia kryształu

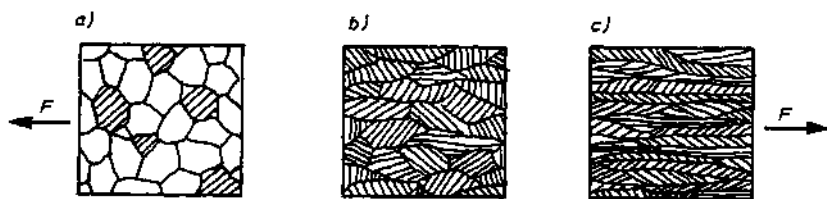
Napr ęcie potrzebne do bli niakowania jest znacznie wi ksze ni napr ęcie niezb dne dla po lizgu. Wpływ temperatury na bli niakowanie jest natomiast słaby. Bli niaki uwidaczniaj si podczas bada mikroskopowych w postaci równoległych pasm przecinaj cych kryształy, o odmiennym od pozostałej jego cz ci zabarwieniu.

Udział bli niakowania w odkształceniu plastycznym jest na ogół mały, lecz ma du y wpływ na całkowit wart o odkształcenia, poniewa stwarza warunki umo liwiaj ce powstawanie nowych płaszczyzn po lizgów. Udział bli niakowania w całkowitym odkształceniu jest

nieznaczny w przypadku bardzo plastycznych metali o strukturze A1, jak Au, Ag, Cu, gdzie dominuje po lizg. Wi kszy jest udział bli niakowania w odkształceniu metali mniej plastycznych o strukturze A3.

3.1.2. Odkształcenie metali polikrystalicznych

Odkształcenie plastyczne ciała polikrystalicznego przebiega nierównomiernie w masie metalu. S siedztwo ziarn ró nie zorientowanych, jak równie zanieczyszczenia na granicach ziarn hamuj przebieg po lizgów (ruch dyslokacji) w poszczególnych ziarnach. Na granicach ziarn powstaj koncentracje jednoimiennych dyslokacji. Mog one zosta przeniesione przez granice do s siednich ziarn dopiero w przypadku znacznego wzrostu napr ęcia. Zmian kształtu ziarn przy rozci ganiu obserwowan na zglądzie wykonanym w kierunku płyni cia metalu przedstawiono na rys. 3.4.



Rys. 3.4. Zmiana struktury metalu polikrystalicznego pod wpływem odkształcenia plastycznego przy rozci ganiu: a,b,c — kolejno wzrastaj cy zgniot

Odształcenie plastyczne rozpoczyna się w ziarnach, w których płaszczyzny łatwego poślizgu nachylone są pod kątem 45° do kierunku działania siły. W innych, mniej korzystnie usytuowanych ziarnach poślizgi pojawiają się stopniowo ze wzrostem naprężenia. Przy odształceniu ziarna wydłużają się w kierunku działających sił i przybierają postać płatków jak to pokazano na rys. 3.4c. Duże stopnie zgniotu oprócz wydłużenia ziarn powodują ich rozdrobnienie i obroty płaszczyzn poślizgowych, co tworzy strukturę włóknistą charakterystyczną dla drutów. W wyniku dostatecznie dużych stopni zgniotu następuje zgodne określenie kierunku krystalograficznego z kierunkiem największego odształcenia, co nazywa się **teksturą zgniotu**. Zależy ona od struktury krystalicznej metalu oraz od sposobu odształcenia i wywołuje anizotropię własności mechanicznych metalu, głównie jego własności plastycznych. Anizotropia ta zwiększa się w obecności faz międzymetalicznych lub plastycznych wtrąceń niemetalicznych w metalu, które ulegają wydłużeniu zgodnie z kierunkiem płynu metalu.

Zmianom mikrostruktury towarzyszy pojawienie się naprężeń własnych, wywołanych nierównomiernym (w czasie i przekroju) odształceniem metalu. Wyróżnia się naprężenia:

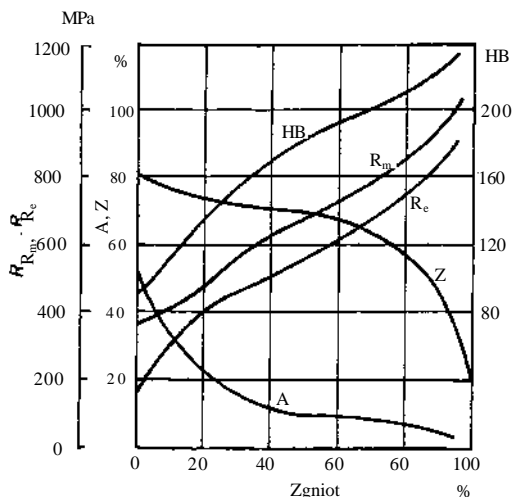
- submikroskopowe — w obrębie poszczególnych ziarn — spowodowane odształceniami sieci w pobliżu granic ziarn,
- mikroskopowe — między siedzimi ziarnami — wywołane ich niejednoczesnym odształceniem, wydłużeniem, rozdrobnieniem i obrotami,
- makroskopowe — między warstwami metalu — spowodowane nierównomiernym odształceniem na przekroju wyrobu z metalu.

Naprężenia pozostające, zwłaszcza największe z nich — makroskopowe, mogą być przyczyną dodatkowych odształceń a nawet pęknięć wyrobów z metalu oraz zmniejszają ich odporność na korozję. Zmniejsza się je lub usuwa przy obróbce cieplnej.

Podobnie jak w monokryształach, tak i w ciele polikrystalicznym ruch dyslokacji zostaje zahamowany na defektach sieci. Dodatkowo hamuje ruch dyslokacji granice ziarn oraz rozmnażanie się dyslokacji w czasie odształcenia plastycznego wg mechanizmu Franka-Reada. Gęstość dyslokacji zwiększa się z 10^6 — 10^8 cm^{-2} do 10^{10} — 10^{12} cm^{-2} . Przy tym zagęszczeniu dyslokacji przecinają się one wzajemnie (w przecinających się płaszczyznach poślizgu), a w miejscach przecięcia zostają utwierdzone, co hamuje ich ruch. Aby dalej odształcać materiał, trzeba użyć coraz to większej siły. Zjawisko to nazywa się umocnieniem.

Tak więc obecnie dyslokacji w metalach zwiększa ich zdolność do odształceń plastycznych, jednak tylko do pewnej granicy, powyżej której już dyslokacje wzajemnie blokują swój ruch, co prowadzi do zwiększonego oporu przeciw odształceniu. Wpływ gęstości dyslokacji na opór przeciwko odształceniu plastycznemu mierzony wartością granicy plastycznej lub wytrzymałości

ci na rozci ganie pokazano na rys. 2.25. Jak wida , pocz tkowo ze wzrastaj c liczb dyslokacji warto R_e maleje do R_{emin} odpowiadaj cej g sto ci dyslokacji wyst puj cej w metalu wy arzonym. Dalsze zwi kszenie g sto ci dyslokacji zwi ksza opór odkształcenia plastycznego, co cz sto jest wykonywane w technice.



Rys. 3.5. Zale no własno ci mechanicznych mosi dzu o zawarto ci 35% Zn od zgniotu

Im drobniejsze ziarno, tym wi cej przeszkód dla ruchu dyslokacji, tym wi ksze umocnienie metalu. St d metal polikrystaliczny wykazuje znacznie wi ksze warto ci napr enia stycznego niezb dnego do wywołania odkształcenia plastycznego i silniej si umacnia ni monokryształ.

W wyniku umocnienia własno ci wytrzymało ciowe metali, jak granica plastyczno ci, wytrzymało na rozci ganie i twardo zwi kszaj si , natomiast własno ci plastyczne, jak wydłu enie i przew enie, zmniejszaj si (rys. 3.5).

Umocnienie zmienia te własno ci fizyczne metali. Ze zwi kszaniem stopnia zgniotu maleje przewodnictwo elektryczne i przenikalno magnetyczna, natomiast zwi kszaj si potencjał elektrochemiczny, siła koercji i magnetyzm szcz tkowy.

3.1.3. Odkształcenie przy pełzaniu i zm czeniu

Metale poddane stałemu, długotrwałemu obci eniu w podwy szonej temperaturze wykazuj zjawisko powolnego zwi kszania odkształcenia nazwane pełzaniem. Odporno na pełzanie jest wa nym kryterium oceny materiałów

przeznaczonych do pracy w podwyższonych temperaturach. Wykreślony obraz przebiegu pełzania, przedstawiony w układzie współrzędnych względnie wydłużenie trwałe — czas, nazywa się krzywą pełzania.

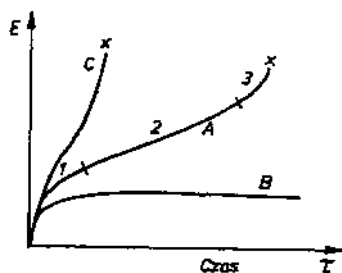
Zależnie od kształtu krzywej pełzania (rys. 3.6) rozróżnia się pełzanie niskotemperaturowe (krzywa B) i wysokotemperaturowe (krzywa A i C). Na krzywej A można wyróżnić trzy obszary:

1) pełzanie początkowe, w czasie którego prędkość pełzania stale zmniejsza się, 2) pełzanie ustalone, gdzie prędkość pełzania jest stała, 3) pełzanie przyśpieszone, w czasie którego prędkość pełzania zwiększa się aż do zerwania próbki.

Odształcenie pełzania umoliwiają aktywowane ciepłino ruchy dyslokacji. W pierwszym okresie pełzania dominujący wpływ wywierają czynniki umacniające metal, jak odształcenie plastyczne, zmiany fazowe umacniające, wzrost gęstości dyslokacji i dlatego prędkość pełzania zmniejsza się. W trzecim okresie przeważają czynniki osłabiające metal, jak na przykład rekrytalizacja, koagulacja faz. Doprowadza to do zwiększenia prędkości pełzania i wreszcie do rozerwania próbki. W okresie drugim oba rodzaje czynników — umacniające i osłabiające — działają równocześnie w metalu, w wyniku czego prędkość pełzania ma stałą wartość.

Podczas odształcenia plastycznego metalu w temperaturze pokojowej, tworzą się podlizgi i bliźniaki. Natomiast podczas pełzania odształcenie występuje głównie na granicach ziarn, w tym większym stopniu, im w wyższej temperaturze następuje pełzanie i im z mniejszymi prędkościami ono przebiega.

Badania strukturalne metali obciążonych siłami okresowo zmiennymi dowodzą, że mechanizm odształcenia plastycznego przy obciążeniach zmiennych i statycznych jest podobny. W jednym i drugim przypadku powstają odształcenia sieci przestrzennej ziarn. Pod wpływem jednak działania naprężeń statycznych podlizgi rozwijają się w przybliżeniu równomiernie w obrębie poszczególnych ziarn, gdy pod wpływem naprężeń zmiennych podlizgi obejmują tylko części ziarn, np. zakres niektórych bloków krystalicznych. Odształcenia początkowo umacniają ziarna, jednak pod wpływem dalszego działania naprężeń zmiennych, gdy już ziarna nie mogą się odształcać, powstają mikropęknięcia wewnątrz ziarn, które w swoim rozwoju doprowadzają do makropęknięcia.



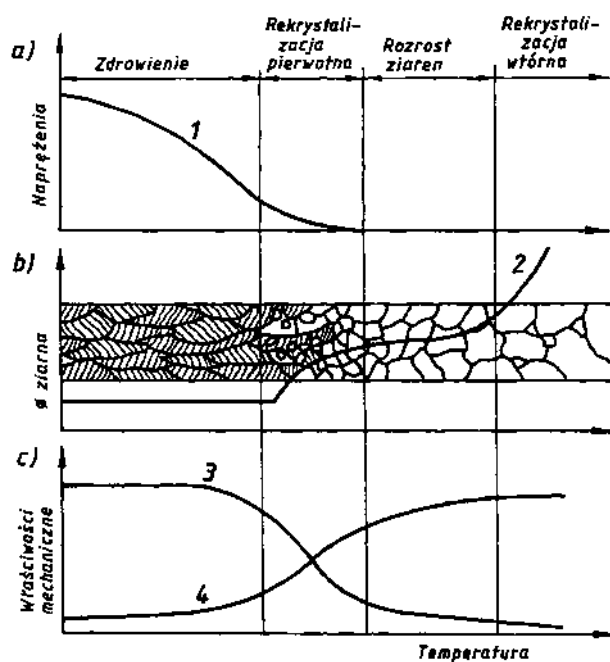
Rys. 3.6. Krzywe pełzania: B — pełzanie niskotemperaturowe, A, C — pełzanie wysokotemperaturowe, 1 - okres pełzania początkowego, 2 - okres pełzania ustalonego, 3 - okres pełzania przyśpieszonego, - wydłużenie względne

3.2. Rekrystalizacja metali

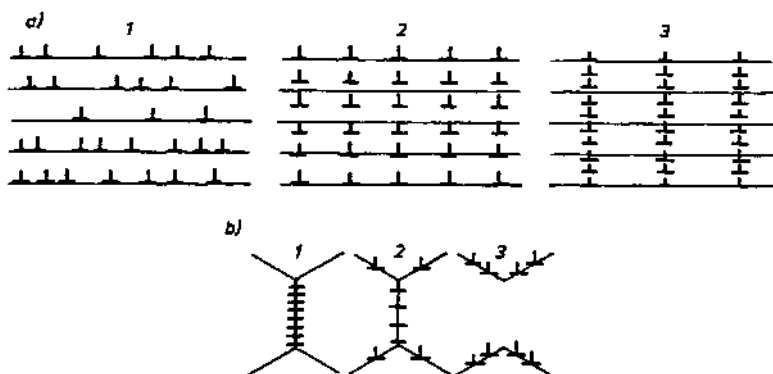
Rekrystalizacja nazywa się proces przywracania zgniecionemu metalowi prawidłowej struktury krystalicznej oraz własności, które posiadał on przed przeróbką plastyczną.

Metal odkształcony plastycznie ma większą ilość dyslokacji, a stąd większą energię wewnętrzną od metalu nie odkształconego. Dzięki niej dochodzi do wyzwolenia nadmiaru energii, czyli przejścia ze stanu metastabilnego w stan równowagi termodynamicznej. W temperaturze pokojowej proces ten przebiega powoli, natomiast wzrost temperatury znacznie go przyspiesza. Tylko niektóre odkształcone plastycznie metale, jak cynk, ołów, cyna, kadm stanowią w tym względzie wyjątek i już w temperaturze pokojowej mogą w nich z czasem nastąpić zmiany.

Powrót odkształconego plastycznie metalu do stanu równowagi można podzielić na zachodzące na siebie następujące etapy: 1) zdrowienie, 2) rekrystalizacja pierwotna, 3) rozrost ziaren, 4) rekrystalizacja wtórna. W etapach tych następują zmiany własności metalu przedstawione na rys. 3.7.



Rys. 3.7. Zmiany własności metalu zależnie od temperatury wyarzania po zgnieciu: 1 — naprężenia, 2 — umowna średnica ziarna, 3 — wytrzymałość na rozciąganie, 4 — wydłużenie



Rys. 3.8. Przegrupowania dyslokacji w czasie zdrowienia: a) poligonizacja, b) wspinanie się dyslokacji granicy podziału i jej zanik, 1,2,3 — kolejne stadia procesu

Zdrowienie przebiega w stosunkowo niskich temperaturach charakteryzuje się przegrupowaniem i zmniejszeniem gęstości dyslokacji, co zmniejsza energię wewnętrzną metalu. Dyslokacje różnoimienne o przeciwnych wektorach Burgersa znikają (anihilują). Jednocześnie dyslokacje krawdziowe o zgodnych wektorach Burgersa rozmieszczone po odkształceniu w poszczególnych płaszczyznach sieciowych grupują się w równoległe rzędy w miejscach zwiększonych naprężeń, rys. 3.8. Zjawisko to doprowadza do utworzenia granic małego kąta (podgranic bloków nieznacznie różniących się orientacją) nazywa się **poligonizacją**. Bloki wolne od dyslokacji rozrastają się przez „wspinanie” się dyslokacji wzdłuż podgranic (rys. 3.8b) a do ich zaniku.

W wyniku zdrowienia własności mechaniczne i struktura metalu obserwowana pod mikroskopem optycznym w zasadzie nie zmieniają się. Zwiększa się przewodność elektryczna i zmniejsza potencjał elektrochemiczny metalu. Znacznie zmniejszają się naprężenia wewnętrzne.

Rekrytalizacja następuje w wyższej temperaturze niż zdrowienie. Rekrytalizacja pierwotna rozpoczyna się w odkształconym metalu w chwili utworzenia pierwszych granic szerokokątnych. **Rekrytalizacja** określa się jako powstawanie i przemieszczanie się szerokokątnych granic ziaren, z czym związane są procesy tworzenia i rozrostu zarodków nowych ziaren. Jak wykazały badania, zarodkowanie ziaren w procesie rekrytalizacji wykazuje następujące prawidłowości:

- zarodki tworzą się w sposób uprzywilejowany w obszarach o dużym odkształceniu (granice ziaren, pasma poślizgu, duże wtrącenia i wydzielenia),
- zarodkowanie zachodzi powyżej pewnego krytycznego stopnia odkształcenia i ze wzrostem odkształcenia powyżej tej wartości zarodkowanie zwiększa się,
- orientacja zarodków zachowuje statystyczne zależności od zgniecionej osnowy,
- prędkość zarodkowania zwiększa się z prędkości nagrzewania.

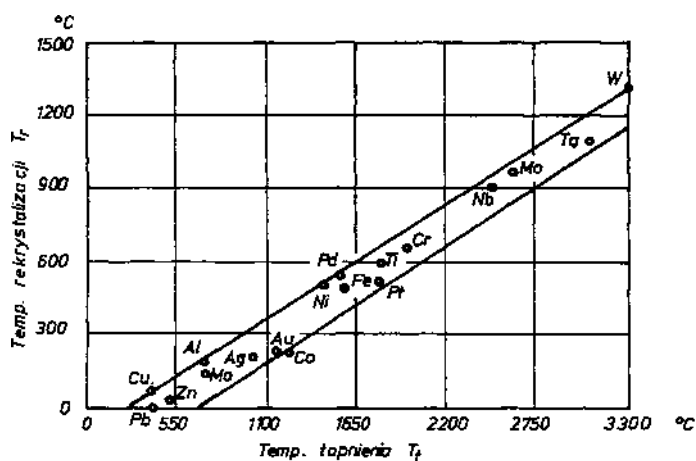
Zarodki rozrastają się kosztem ziarn zgniecionych. Proces podobny do krystalizacji z fazy ciekłej przebiega a do całkowitego przekrystalizowania metalu. Struktura metalu po przekrystalizowaniu składa się ponownie z ziaren równoosiowych, o zmniejszonej w porównaniu ze stanem zgniecionym gęstości dyslokacji, ale zdolnych do ruchu i rozmnażania się. Podczas rekrystalizacji zanikają całkowicie linie i pasma poślizgu w ziarnach, natomiast pozostają bliźniaki. Prędkość wzrostu ziarn rekrystalizujących nie jest równomierna. Najszybciej wzrastają zarodki o korzystnej orientacji względem ziarn zgniecionych. Efekt ten jest potęgowany zwiększeniem stopnia zgniotu. Z tego względu metal zrekrystalizowany po dużych stopniach zgniotu, posiadający wyraźne tekstury odkształcenia po zrekrystalizowaniu, wykazuje tekstury rekrystalizacji i odpowiednio do kierunku wycięcia próbki zmierzane własności mechaniczne.

Najniższa temperatura, w której zaczyna się proces — zwana **temperaturą rekrystalizacji** T_r — zależy od temperatury topnienia T_t i wyraża się wzorem empirycznym Boczwara

$$T_r = (0,35-0,59) T_t \quad [K]$$

Zależność T_r od T_t dla różnych metali pokazano na rys. 3.9.

Temperatura rekrystalizacji jest tym niższa, im większy jest stopień zgniotu, tzn., im większe odchylenie od stanu równowagi ustępuje pod wpływem słabszego impulsu, rys. 3.10. Zanieczyszczenia metali technicznych podwyższają T_r ponieważ atomy obce zmniejszają ruchliwość granic ziarn.

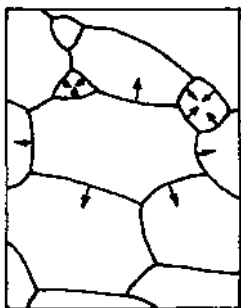


Rys. 3.9. Zależność temperatury rekrystalizacji od temperatury topnienia dla różnych metali

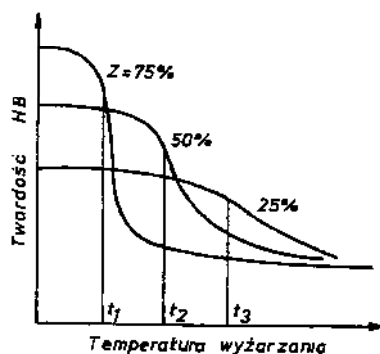
Temperatura rekrytalizacji jest granicą między przeróbką plastyczną na zimno (w temperaturze poniżej T_r) i na gorąco (w temperaturze powyżej T_r). Metal odkształcany poniżej temperatury rekrytalizacji umacnia się tym bardziej, im większy stopień zgniotu i niższa temperatura odkształcenia. Natomiast przerabiany plastycznie powyżej temperatury rekrytalizacji jednocześnie zgniata się i rekrytalizuje, wskutek czego nie może być umocniony.

Niektóre metale niskotopliwe mają temperaturę rekrytalizacji niższą od temperatury pokojowej, np. ołów, cyna. Takie metale odkształcone w temperaturze pokojowej nie umacniają się, gdy temperatura ta jest dla nich wyższą od temperatury rekrytalizacji.

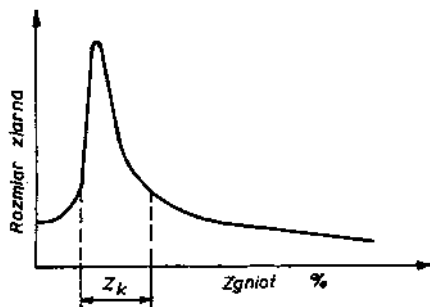
Zrekrytalizowane ziarna samorzutnie rozrastają się wskutek naturalnego dążenia układu do zmniejszenia swej energii wewnętrznej. Duże ziarno o mniejszej powierzchni na jednostkę swej objętości jest z punktu widzenia termodynamiki bardziej trwałe niż ziarno drobne. Dlatego te duże kryształy rozrastają się kosztem małych, a do zaniku tych ostatnich. Rozrost ziarn następuje przez ruch granic dużego kła: zwykle większa granica dużego ziarna przesuwa się w kierunku swego ośrodka krzywizny, jak to przedstawiono na rys. 3.11. Duże ziarno o większej granicy rośnie kosztem ziarna mniejszego o wypukłej granicy. Kształt ziarna może być tego rodzaju, że z jednej strony będzie się ono rozrastać, a z drugiej zaś strony może być pochłaniane przez ziarna sąsiednie. Próbko ruchu granic ziarn zależy od temperatury i obecności domieszek atomów obcych oraz zanieczyszczeń. Wzrost temperatury przyśpiesza ruch granic ziarn, natomiast atomy obce w roztworze oraz zanieczyszczenia hamują ten ruch.



Rys. 3.11. Rozrost ziarn



Rys. 3.10. Wpływ stopnia zgniotu na temperaturę rekrytalizacji



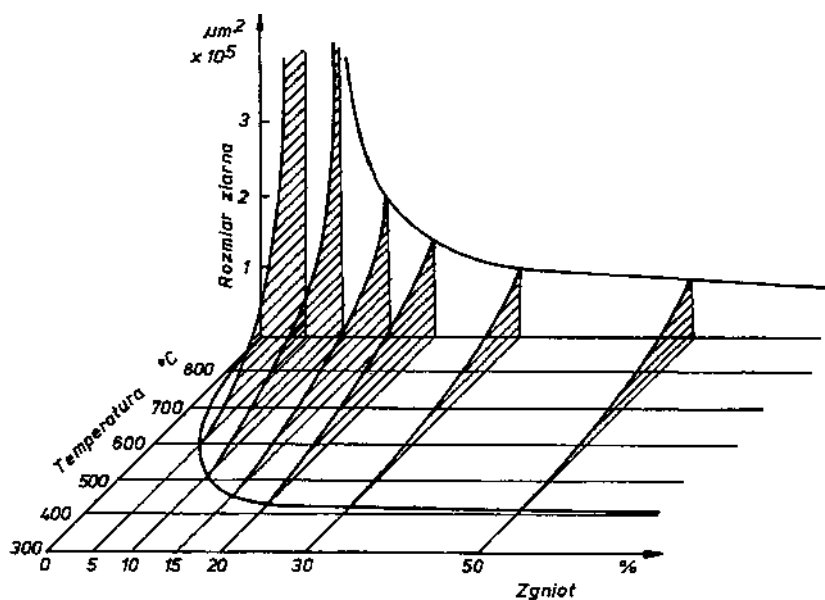
Rys. 3.12. Wpływ zgniotu na rozmiary ziarn po rekrytalizacji metalu

Niekiedy, po rekryształizacji pierwotnej, w temperaturach znacznie przewyższających temperaturę rekryształizacji może wystąpić rekryształizacja wtórna. Polega ona na szybkim rozroście niektórych ziarn kosztem ziarn małych. Ziarna wtórne w krótkim czasie mogą uzyskać duże rozmiary, nawet do kilkuset mm^2 .

Warunkiem koniecznym wystąpienia rekryształizacji wtórnej jest chemiczne lub całkowite zahamowanie rozrostu ziarn pierwotnych w pewnym zakresie temperatur wyarzania. Przyczynami tego zahamowania mogą być: obecność faz międzymetalicznych na granicach ziarn, zanieczyszczenia lub dostatecznie duża tekstura rekryształizacji.

Rozmiary ziarn po rekryształizacji zależą od stopnia zgniotu, temperatury i czasu wyarzania oraz rozmiarów i rozkładu ziarn przed rekryształizacją. Głównym czynnikiem jest tu zgniot, a jego wpływ przedstawiono na rys. 3.12.

Jak widać na rysunku, przy małych stopniach zgniotu rozmiary ziaren nie zmieniają się po rekryształizacji. Ze zwiększeniem stopnia zgniotu, a do wartości zwanej krytycznej, rozmiary ziaren znacznie zwiększają się. Dopiero znaczne zwiększenie stopnia zgniotu silnie zmniejsza ziarna, tym bardziej, im większy był stopień zgniotu metalu przed rekryształizacją. Wartość krytycznego stopnia zgniotu, zależnie od rodzaju metalu, wynosi 2—15%. Takiego stopnia zgniotu należy unikać przy przeróbce plastycznej na zimno, gdy po wyarzaniu rekryształizacyjnym dla usunięcia skutków zgniotu otrzymuje się metal gruboziarnisty, o niekorzystnych własnościach mechanicznych.



Rys. 3.13. Wykres rekryształizacji elaza elektrolitycznego

Jak widać na rys. 3.7, im wyższa temperatura rekryształizacji, tym większe powstają ziarna. Tak samo oddziałuje zwiększenie czasu rekryształizacji. Łączny wpływ stopnia zgniotu i temperatury rekryształizacji na rozmiary ziaren przedstawiono na rys. 3.13.

Im rozmiary ziaren przed rekryształizacją są równomierniejsze, tym wolniej w czasie rekryształizacji będzie przebiegał rozrost ziaren. W przeciwnym przypadku ziarna szybciej rozrastają się. Ten sam stopień zgniotu w czasie rekryształizacji może wywołać rozdrobnienie ziarna, gdy metal był gruboziarnisty lub zwiększenie rozmiarów ziarna, gdy metal był drobnoziarnisty.

Jak widać na rys. 3.7, gwałtowna zmiana własności metalu powstaje w zakresie temperatur wyarzania, w których kosztem materiału zgniecionego powstaje metal nieodkształcony, czyli w zakresie rekryształizacji pierwotnej. Dalsze niewielkie zmiany własności metalu przy wzroście temperatury rekryształizacji są związane z rozrostem ziarn.

Teoria odkształcenia plastycznego i rekryształizacji metali ma duże znaczenie praktyczne w produkcji

Przeróbka plastyczna na zimno wytwarza się wyroby metalowe o dokładnych kształtach i wymiarach bez strat metalu, a występujące przy tym umocnienie daje zwiększenie wytrzymałości wyrobów. Niekiedy jednak konieczne ukształtowanie wyrobu wymaga dużych gniotów, które umacniałyby metal tak dalece, że wskutek utraty plastyczności zamiast odkształcać się uległyby pęknięciu. Aby temu zapobiec stosowane są gnioły stopniowe z międzyoperacyjnym wyarzaniem rekryształizującym, które usuwa skutki zgniotu na zimno i umożliwia dalszą przeróbkę plastyczną.

Niektóre półwyroby, jak np. blachy, pręty, druty, produkuje się w kilku stanach umocnienia, jak np.:

- 1) stan miękki — po całkowitej rekryształizacji,
- 2) stan półtwardy — po małym zgniocie,
- 3) stan twardy — po dużym zgniocie.

Przeróbka plastyczna na gorąco umożliwia kształtowanie metalu znacznie mniejszymi naprężeniami, przy nieznacznej stracie metalu przez utlenianie (np. dla stali 2 — 3%), lecz mniejszej dokładności kształtu i wymiarów wyrobów, niż przy przeróbce plastycznej na zimno.

Odkształcenie metalu w temperaturze wyższej od temperatury rekryształizacji, czyli przeróbka plastyczna na gorąco z zasady powoduje jednocześnie dwa procesy: zgniot i rekryształizację. Otrzymuje się strukturę całkowicie zrekrystalizowaną, gdy podczas odkształcenia jest dostatecznie mała, tak aby podczas gniotu mogła zachodzić rekryształizacja.

Rekryształizacja zachodzić może samorzutnie podczas eksploatacji konstrukcji metalowych jest niepożądana.

4. STRUKTURA STOPÓW

4.1. Fazy i struktury stopów dwuskładnikowych

Czyste metale posiadają stosunkowo niską wytrzymałość. W wyniku stapiania dwóch lub więcej składników powstają stopy, których właściwości mechaniczne — twardość i wytrzymałość — na rozciąganie są znacznie wyższe od właściwości poszczególnych stapianych składników. Stąd w technice stosowane są najczęściej stopy metali.

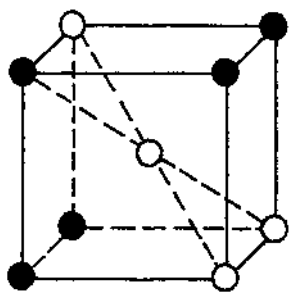
Struktura stopów może być jedno-, dwu- lub wielofazowa. **Faza** nazywa się jednorodnym pod względem składu i budowy cząsteczkowego układu ograniczonej powierzchni rozdziału (granic fazy). Na granicy faz skład i właściwości zmieniają się skokowo. Rozróżnia się fazy ciekłe i fazy stałe, przy czym to ostatnie dzieli się na czyste metale, roztwory stałe i fazy międzymetaliczne. Bardziej szczegółowy podział faz stałych podaje tablica 4.1.

W roztworach stałych atomy pierwiastka rozpuszczonego zajmują (w zależności od rednicy atomowej) określone miejsce w sieci krystalicznej metalu rozpuszczalnika.

Zależnie od miejsca zajmowanego w sieci rozpuszczalnika przez atomy pierwiastka rozpuszczanego rozróżnia się roztwory stałe różnowzłowe i międzywzłowe. W **roztworach stałych różnowzłowych** niektóre węzły sieci

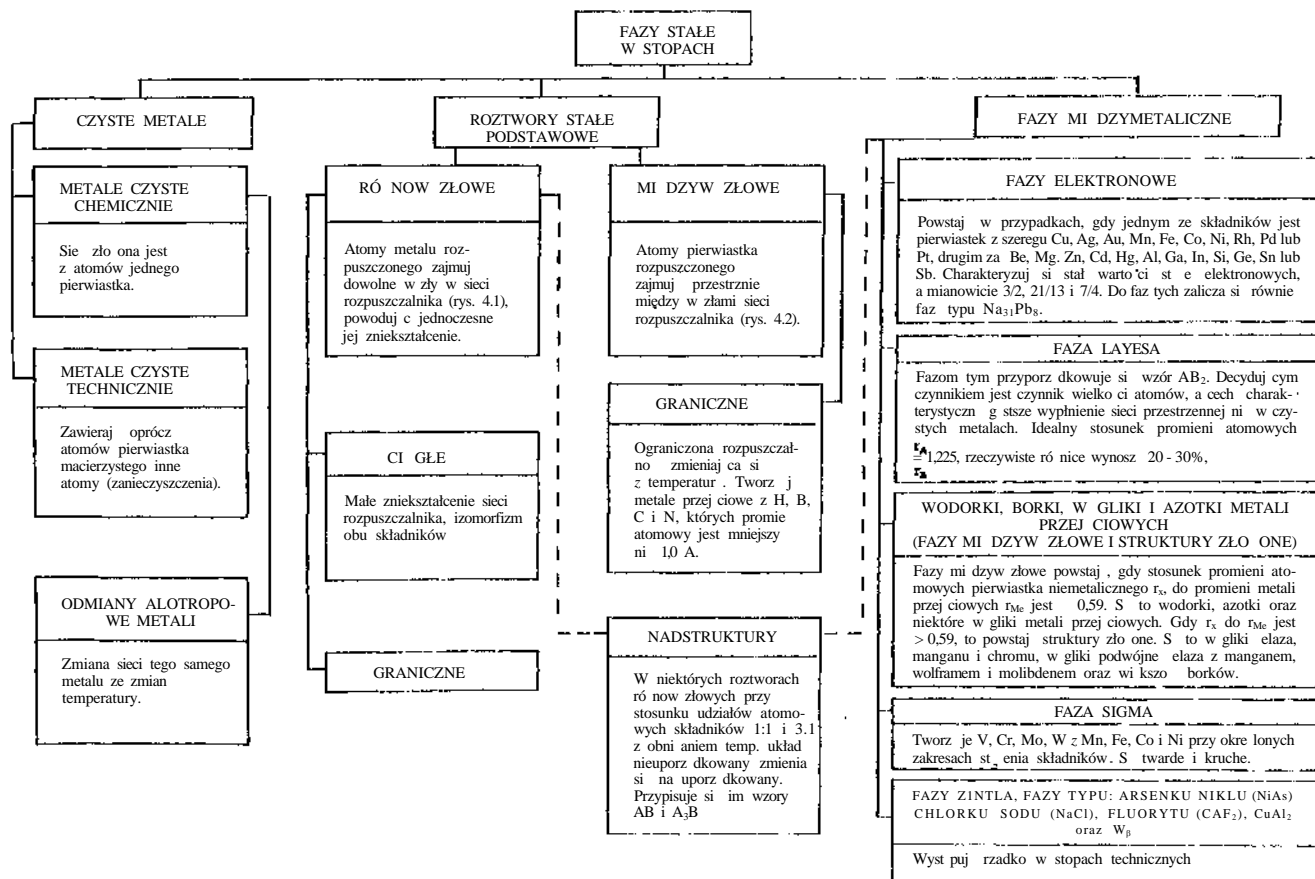
rozpuszczalnika obsadzone są atomami pierwiastka rozpuszczanego. Jak wynika z rysunku 4.1, atomy obu składników rozmieszczone są w sposób chaotyczny w węzłach sieci przestrzennej roztworu stałego. Zdolność zastępowania atomów sieci przestrzennej rozpuszczalnika przez atomy innych metali musi być uwarunkowana pewnym podobieństwem tych atomów.

W zależności od ich podobieństwa, polegającego przede wszystkim na zbliżeniu wielkości i właściwości elektrochemicznych atomów, powstają roztwory stałe ciągłe (nieograniczone) i graniczne (ograniczone). Dwa metale mogą rozpuszczać się w sobie w sposób ciągły (nie-



Rys. 4.1. Rozmieszczenie atomów w roztworze stałym różnowzłowym o sieci regularnej przestrzennej centrowanej

Fazy stałe w stopach metali

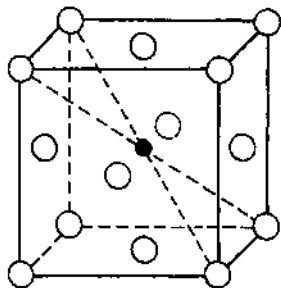


ograniczony), gdy występuje rozpuszczalność jednego metalu w drugim w całym zakresie składów. Roztwór nazywany jest granicznym (ograniczonym), jeżeli rozpuszczalność istnieje tylko do pewnego zakresu składów, powyżej którego metale nie tworzą jednej wspólnej fazy, czyli nie krystalizują we wspólnej sieci przestrzennej. Według reguły Hume-Rothery cztery czynniki decydują o rozpuszczalności dwóch metali. Spełnienie wszystkich czynników sprzyja tworzeniu się roztworów stałych ciętych (nieograniczonych). Należy do nich:

- 1) Czynniki strukturalny — jednakowy typ sieci przestrzennej obu metali
- 2) Czynniki wielkości atomu — różnica wielkości atomów nie większa niż 10-15%.
- 3) Czynniki elektrochemiczny — zbliżone potencjały elektrochemiczne pierwiastków.
- 4) Czynniki wartościowości — jednakowa wartośćowości obu metali sprzyja tworzeniu się roztworów stałych ciętych (nieograniczonych).

Powysze cztery warunki są konieczne, aby istniała nieograniczona rozpuszczalność dwóch metali, jednak nie zawsze przy spełnieniu tych warunków zachodzi ona w rzeczywistości.

W **roztworach stałych międzywęzłowych** atomy pierwiastka rozpuszczonego zajmują w sposób nieuporządkowany wolne przestrzenie międzywęzłowe w sieci metalu rozpuszczalnika (rys. 4.2).



Rys. 4.2. Rozmieszczenie atomów w roztworze stałym międzywęzłowym o sieci regularnej ściennie centrowanej

Główną rolę w tym przypadku odgrywa czynnik wielkości atomu. W metalach o sieciach regularnych A1, A2 i A3 przestrzenie międzywęzłowe są niewielkie i tylko atomy o małych promieniach atomowych mogą w nich zajmować miejsce. Takie pierwiastki jak wodór, bor, węgiel i azot mają małe promienie atomowe i wchodząc w przestrzenie międzywęzłowe metali przejściowych tworzą roztwory stałe międzywęzłowe. Zakres rozpuszczalności w tych roztworach jest ograniczony, a ograniczenie zależy nie od liczby wolnych miejsc w sieci, lecz od oddziaływania atomów pierwiastka rozpuszczonego na atomy rozpuszczalnika. Obecność obcych atomów w przestrzeniach międzywęzłowych rozpuszczalnika powoduje miejscowe zwiększenie (ekspansję) sieci, na ogół proporcjonalnie do zawartości rozpuszczonego pierwiastka.

Fazy międzymetaliczne charakteryzują się odrębnymi strukturami sieciowymi w porównaniu z czystymi składnikami oraz określone pozycje atomów w węzłach sieci. Opisywane są one symbolami podobnymi do wzorów związków chemicznych. Wyprowadzenie wzoru fazy międzymetalicznej

odbywa się przy znajomości jej struktury sieciowej i ilościowego obsadzenia w złoach przez atomy. Ze stosunku liczb udziału obu rodzajów atomów w komórce strukturalnej można wyznaczyć wzór danej fazy (np. CuAl_2). Fazy międzymetaliczne charakteryzują się regułą wysokotwardości. Klasyfikują się na podstawie struktury sieciowej, przy uwzględnieniu struktury elektronowej pierwiastków składowych (czynnika elektrochemicznego), stopnia elektronowego (szczególnie wartości czynnika w fazach, w których dominuje własność metaliczna) oraz wielkości promieni atomowych lub jonowych. Przykłady faz międzymetalicznych występujących w stopach zawiera tabela 4.1.

Przebieg krystalizacji stopów zależy od rodzaju składników w nich występujących, ich stopnia, tworzących się faz, a także warunków fizycznych: temperatury i ciśnienia. Związek między liczbą składników faz oraz liczbą stopni swobody układu ujmuje **reguła faz Gibbsa**. Układem nazywa się rozpatrywany zbiór faz znajdujących się w stanie równowagi. Może on być prosty — składający się z jednego składnika, lub złożony — gdy zawiera więcej składników. **Składnikami układu** mogą być zarówno pierwiastki jak i fazy międzymetaliczne.

Liczba stopni swobody układu jest to liczba czynników niezależnych, jak temperatura, ciśnienie oraz stopień składników nie wywołujących zmian liczby faz w tym układzie. Reguła faz Gibbsa wyraża się równaniem

$$S = n - c - f + p \quad (4.1)$$

gdzie: S - liczba stopni swobody układu,
 n - liczba składników niezależnych,
 c - liczba reakcji chemicznych odwracalnych,
 f - liczba faz,
 p - liczba czynników fizycznych układu.

Przyjmując, że w stopach metali w zasadzie nie zachodzą reakcje chemiczne ($c = 0$), oraz że w rozpatrywanym zakresie temperatur ciśnienie jest stałe, a więc $p = 1$, to reguła faz Gibbsa przyjmuje postać:

$$S = m - f + 1 \quad (4.2)$$

gdzie: m - liczba składników niezależnych.

Zależność tej wynika, że powstawanie w układzie nowej fazy powoduje zmniejszenie liczby stopni swobody o jeden. W układzie dwuskładnikowym S może przyjąć trzy wartości: $S = 0$, $S = 1$ i $S = S$. Przy $S = 0$ układ jest niezmienny, tj. bez naruszenia równowagi między fazami układu nie można zmieniać ani temperatury, ani stopnia danej fazy. Przy $S = 1$ układ jest jednozmienny — bez naruszenia równowagi można zmieniać w pewnych granicach albo temperaturę, albo stopień jednej fazy. Przy $S = 2$ układ jest

dwuzmienny — bez naruszenia równowagi można zmieniać w pewnych granicach albo temperaturę i stan jednej fazy, albo przy stałej temperaturze stan dwóch faz układu.

Budowa układów równowagi fazowej stopów dwuskładnikowych

Układy równowagi przedstawia się graficznie w formie wykresów równowagi, które wyznacza się do wiadczalnie dla każdego rodzaju stopów. Do tego celu służy analiza cieplna polegająca na pomiarze zmian temperatur w czasie nagrzewania lub chłodzenia stopów.

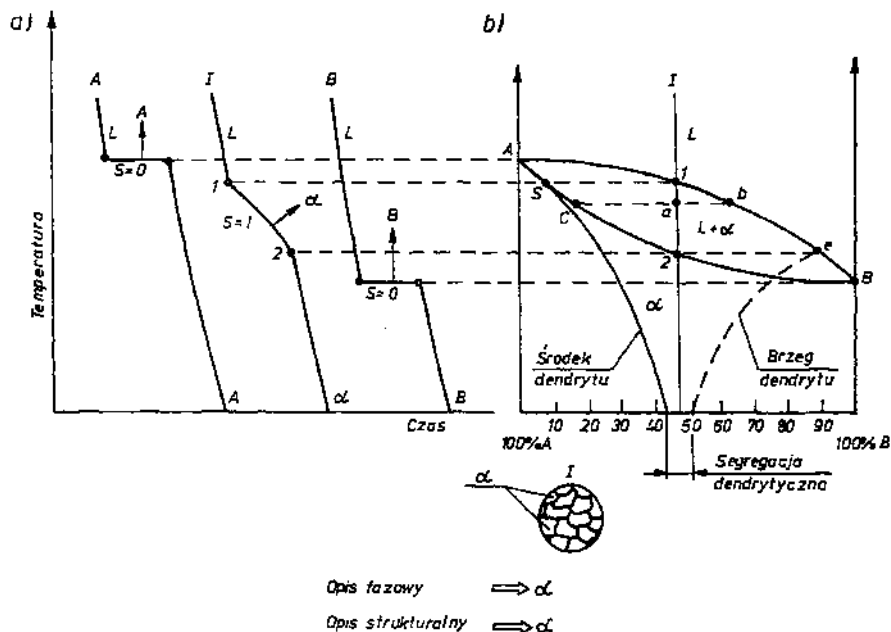
Mierzony spadek temperatury stopu po roztopieniu co pewien okres czasu (np. co 15 sek) można wyznaczyć krzywe chłodzenia i określić drogą punkty krytyczne. Jednak pomiary prowadzone tą metodą nie są dokładne. Bardziej precyzyjnym sposobem wyznaczania punktów krytycznych jest metoda różnicowa Roberts-Austena, analiza dilatometryczna lub automatyczny zapis zmian temperatury w czasie na papierze wiatłoczułym. Zmiany temperatury w czasie ostygnięcia wykazują przebieg zależny od rodzaju powstających faz. Czyste metale, fazy międzymetaliczne, eutektyki i perytektyki krzepną w stałej temperaturze, co uwidacznia się na krzywych chłodzenia odcinkiem prostym — równoległym do osi czasu. Natomiast roztwory krzepną zazwyczaj w określonym zakresie temperatur, co wyraża na krzywych chłodzenia odcinek nachylony do linii czasu.

Wyznaczone temperatury krzepnięcia stopów oraz przemian fazowych w stanie stałym (we współrzędnych temperatura — czas) w zależności od zawartości składników przenosi się do układu współrzędnych temperatura — stan w efekcie czego powstaje układ równowagi fazowej.

Metale, które w stanie ciekłym rozpuszczają się całkowicie, tworząc roztwory ciekłe, mogą w stanie stałym:

- rozpuszczają się w sobie całkowicie tworząc stopy — roztwory stałe ciągłe,
- nie rozpuszczają się zupełnie tworząc mieszaniny czystych składników,
- rozpuszczają się częściowo i tworzą stopy będące roztworami stałymi granicznymi lub mieszaninami roztworów.
- tworzą fazy międzymetaliczne.

Układ o nieograniczonej rozpuszczalności w stanie stałym powstaje wówczas, gdy składniki stopów tworzą roztwory stałe ciągłe różnowartościowe. Należą do nich stopy: Au-Ag, Au-Bi, Bi-Sb, Cu-Ni, Co-Ni, Fe-Mn, Fe-Ni, Fe-Pt i inne. Przebieg krystalizacji poszczególnych stopów przedstawiają krzywe chłodzenia (rys. 4.3a), zaś układ równowagi fazowej zbudowany na ich podstawie pokazano na rys. 4.3b. W układzie tym występują trzy obszary: pierwszy — odpowiadający cieczy (L), drugi — jednoczesnemu występowaniu cieczy i kryształów roztworu stałego (L + S), trzeci — kryształów roztworu stałego (S). Linia łącząca temperatury początków krzepnięcia wszystkich



Rys. 4.3. Budowa układu dwuskładnikowego o nieograniczonej rozpuszczalności w stanie stałym:
a) krzywe chłodzenia, b) układ równowagi fazowej

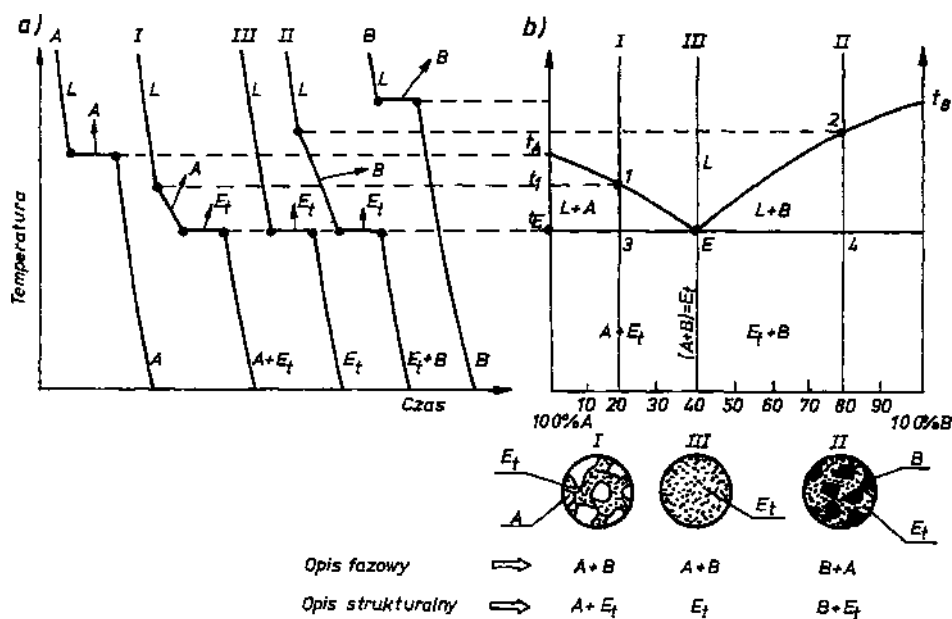
stopów nazywa się likwidus, ko ców za solidus. Proces krystalizacji roztworu stałego przebiega podobnie dla wszystkich stopów układu. Przykładowo zostanie on omówiony dla stopu I, chłodzonego z obszaru cieczy (rys. 4.3b). Powstające w punkcie 1 zarodki krystalizacji stanowią zarazem zarodki osi dendrytów i posiadają skład chemiczny odpowiadający punktowi s. S one bogate w składnik A o wyższej temperaturze krzepnięcia. W miarę obniżania temperatury następuje rozrost dendrytów i stopniowe wypełnianie przestrzeni między nimi (budowa dendrytyczna)*, przy czym skład roztworu stałego zmienia się wzdłuż linii solidusu (odcinek s-2), natomiast skład cieczy wzdłuż likwidusu odcinek 1-e. Do fazy stałej i cieklej w obszarze między likwidusem a solidusem można wyznaczyć z reguły dwigni (rys. 4.3b). Przyjmując, że odcinek b-c przecinający równolegle do osi koncentracji obszar (L+) obejmuje 100% stopu w danej temperaturze to procentowy udział cieczy wyraża stosunek odcinków $\frac{ac}{bc} \cdot 100\%$, zaś fazy stałej $\frac{ab}{bc} \cdot 100\%$. Z rys. 4.3b wynika tak, że z obniżaniem temperatury ciecz staje się coraz bogatsza w składnik B i w temperaturze bliskiej solidusowi powinna posiadać

*] W pewnych uprzywilejowanych kierunkach zarodki krystalizacji rosną z dużą szybkością.

skład punktu e. Z cieczy tej winna wykrystalizować faza stała o składzie punktu 2, co w zasadzie nie jest możliwe. Tłumaczy się to tym, że między fazą stałą a cieczą w procesie krzepnięcia występuje ciągłe przemieszczanie się atomów (dyfuzja), sprzyjające stopniowemu wyrównywaniu się składu chemicznego obu faz. Proces ten przebiega do końca wyłącznie podczas wolnego chłodzenia. W praktyce przy stosunkowo szybkim chłodzeniu ruch atomów jest ograniczony i nie dochodzi do całkowitego wyrównania składu chemicznego. Stąd stopy techniczne wykazują po zakrzepnięciu wyraźną segregację dendrytyczną^{*)} w obrębie kryształitów (rys. 4.3b). Usunięcie budowy dendrytycznej i związanej z nią segregacji dendrytycznej możliwe jest przez specjalny rodzaj obróbki cieplnej zwany wyarzaniem ujednoladniającym. W wyniku tego otrzymuje się budowę komórkową ziarn o jednorodnym składzie chemicznym.

Układ bez rozpuszczalności w stanie stałym tworzą stopy: Cd-Bi, As-Pb, Cr-Mo, Zn-Sn, Pb-Sb, Pb-Fe i inne.

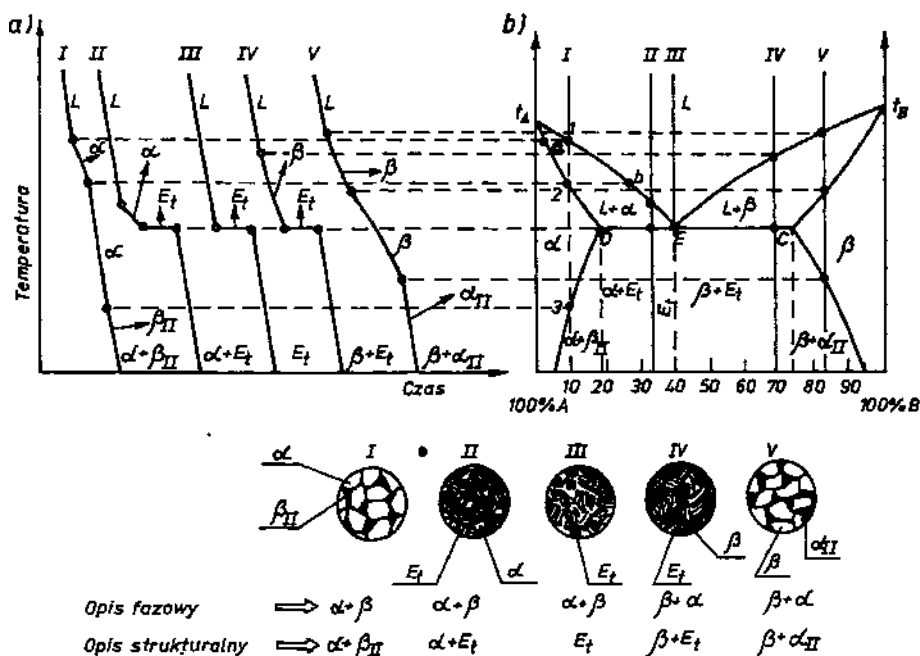
Krzywe chłodzenia stopów oraz zbudowany na ich podstawie wykres równowagi fazowej bez rozpuszczalności w stanie stałym przedstawia rys. 4.4. Stop I rozpoczyna krzepnięcie przy temperaturze t_1 , w której krystalizuje



Rys. 4.4. Budowa układu dwuskładnikowego bez rozpuszczalności w stanie stałym z eutektyką ;
a) krzywe chłodzenia, b) układ równowagi fazowej

^{*)} Różnica w składzie chemicznym rodka i brzożu dendrytu.

czysty metal A, wobec czego ciecz ubożeje w ten metal i skład jej zmienia się ze spadkiem temperatury wzdłuż likwidusu od punktu 1 do E. W temperaturze t_E skład cieczy odpowiada punktowi E, w którym zaczyna krystalizować mieszanina obu metali A i B. Mieszanina ta, tworząca się zawsze w stałej temperaturze, nazywa się mieszaniną eutektyczną lub krótko eutektyk ^{*)}, a temperatura t_E temperaturą eutektyczną. Mieszaniny eutektyczne tworzą się zawsze w postaci drobnoziarnistej. W czasie tworzenia się eutektyki utrzymuje się stała temperatura t_E co wynika z reguły faz Gibbsa: $S = 2 - 3 + 1 = 0$, gdy podczas tej przemiany występują dwa składniki (metale A i B) oraz trzy fazy: ciecz o składzie punktu E, metale A i B. Przebieg krzepnięcia stopu II jest podobny do stopu I, jednak różni się, że krzepnięcie rozpoczyna się od utworzenia kryształów metalu B i w miarę obniżania się temperatury skład cieczy zmienia się od punktu 2 do E. Po osiągnięciu składu punktu E z cieczy tworzy się także mieszanina eutektyczna, złożona z drobnych ziarn metali A i B. Stop III pozostaje ciekłym do temperatury t_E w której krzepnie jako drobnoziarnista mieszanina eutektyczna $(A+B) = E_t$ stanowiąca odrębny składnik strukturalny. Jeżeli chodzi o kształt kryształów tworzących eutektyk, rozróżnia się w zasadzie trzy ich typy: płytkowy, dendrytyczny i z odizolowanymi wtręcinami jednej fazy.



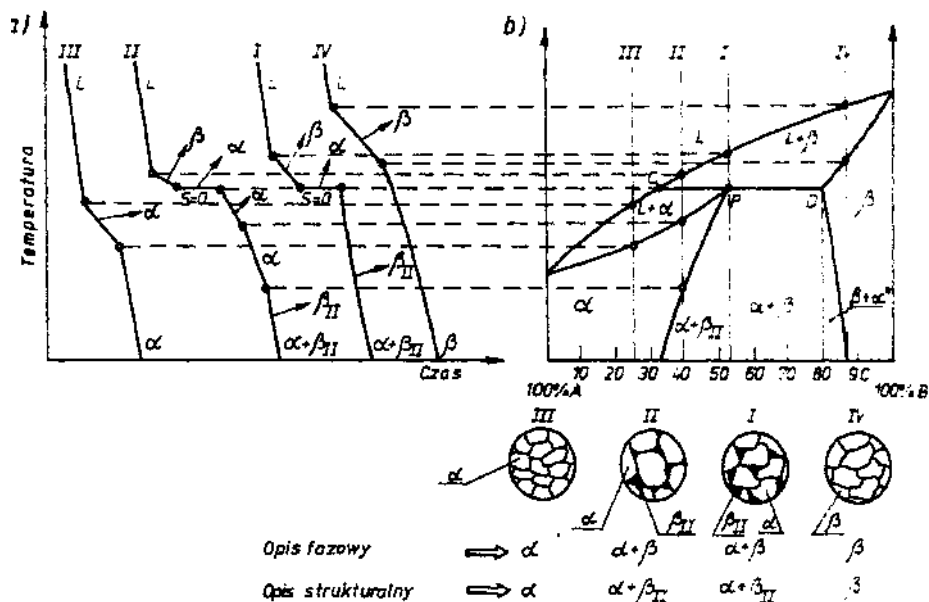
Rys. 4.5. Budowa układu dwuskładnikowego z ograniczoną rozpuszczalnością w stanie stałym z eutektyk: a) krzywe chłodzenia, b) układ równowagi fazowej

^{*)} Stop o najniższej temperaturze topnienia.

Układ z ograniczoną rozpuszczalnością w stanie stałym z eutektyką tworzą składniki wykazujące całkowitą rozpuszczalność w stanie ciekłym oraz ograniczoną rozpuszczalność w stanie stałym. Układy takie tworzą m.in. Al z Ge, Zn z Mg, Ag z Cu, Cd z Sn. Podobnie jak w poprzednich wypadkach wykres ten można na skonstruować badając temperatury przemian fazowych czystego metalu A i kolejnych stopów metalu A z rosnącą zawartością metalu B, a w końcu czystym metalem B (rys. 4.5). Z chwilą rozpoczęcia się krystalizacji ze stopu I wydzielają się kryształy roztworu I. Wskutek tego skład cieczy zmienia się wzdłuż linii 1-b, zaś roztworu stałego wzdłuż a-2. Od punktu 2 do 3 skład roztworu nie ulega zmianie. W temperaturze niższej od punktu 3 roztwór staje się przesycony i podczas powolnego chłodzenia nadmiar składnika B wydzielą się w obrębie granic ziarn roztworu a w postaci fazy wtórnej II (szybkie chłodzenie stopu z temperatury nieco wyższej od oznaczonej punktem 3 może spowodować wymuszone zatrzymanie składnika B w roztworze i niedopuszczenie do wydzielenia się fazy II). Przebieg krzepnięcia stopu II w temperaturach między likwidusem i solidusem jest podobny jak dla stopu I. W tych warunkach tworzy się roztwór o składzie zmieniającym się wzdłuż AD i ciecz której skład zmienia się wzdłuż AE. Z chwilą osiągnięcia przez ciecz składu punktu E rozpoczyna się przemiana eutektyczna (jak w stopie III), w wyniku której tworzy się mieszanina roztworów (skład punktu D) i (skład punktu C). Poniżej przemiany eutektycznej z roztworów stałych granicznych, zarówno pierwotnych jak i wchodzących w skład eutektyki (+), na skutek zmniejszania się wzajemnej rozpuszczalności składników A i B następuje wydzielanie się kryształów II i II. Fazy te dokrystalizowują do ziarn roztworów I i w eutektyce i najczęściej nie można ich odróżnić w badaniach mikroskopowych.

Przebieg kinetyki krzepnięcia stopu IV i V jest analogiczny, jak dla stopów I i H.

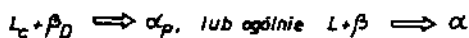
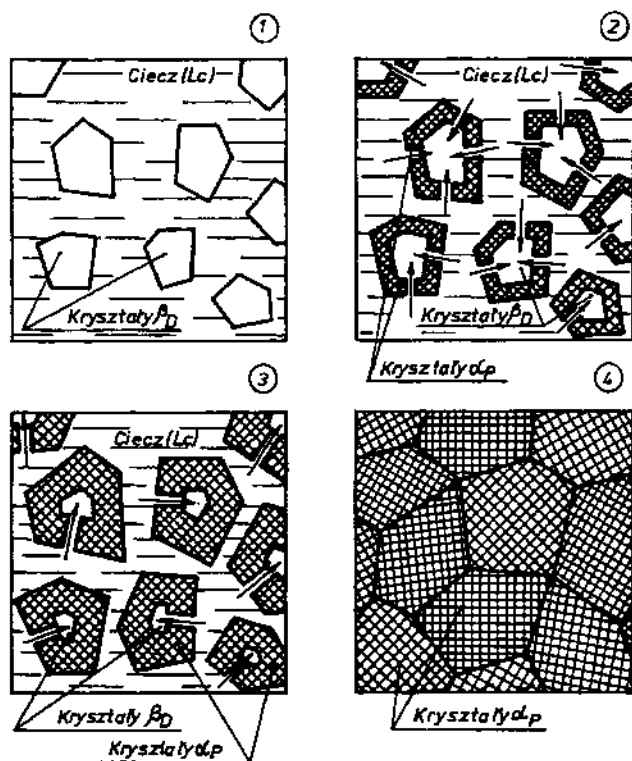
Wykres równowagi o ograniczonej rozpuszczalności w stanie stałym z perytektyką (rys. 4.6) tworzą stopy: Ag-Pt, Au-Fe, Co-Cu, Co-Os, Ti-W i inne, których składniki wykazują ograniczoną rozpuszczalność w stanie stałym. Cechą charakterystyczną tego układu (stop I) jest reakcja cieczy Lc (skład punktu C) z wydzielonymi kryształami roztworu stałego granicznego D (skład punktu D), wskutek czego powstaje nowy roztwór o składzie punktu P - **perytektyka**. Przemiana ta nazywa się przemianą perytektyczną, a jej przebieg wyjątkowo rys. 4.7. Na podstawie reguły faz Gibbsa można ustalić, że przemiana odbywa się w stałej temperaturze ($S = 0$) do momentu wyczerpania się cieczy o składzie punktu C. Dalszy przebieg chłodzenia dla tego stopu, jak również dla pozostałych, jest podobny jak dla układu o ograniczonej rozpuszczalności w stanie stałym z eutektyką.



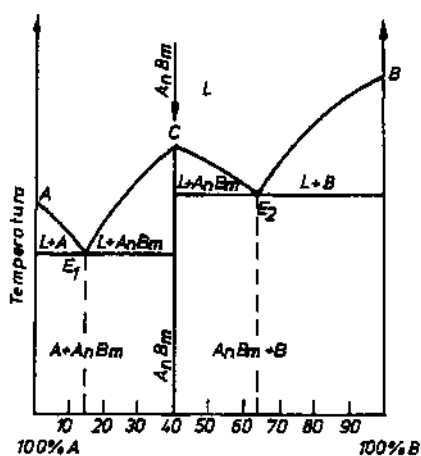
Rys. 4.6. Budowa układu dwuskładnikowego o ograniczonej rozpuszczalności w stanie stałym z perytektyk : a) krzywe chłodzenia, b) układ równowagi fazowej

Układy z fazami mi dzymetalicznymi tworzą składniki rozpuszczające się całkowicie w stanie ciekłym, natomiast nie rozpuszczają się w stanie stałym, lecz tworzą zwężki chemiczne i fazy mi dzymetaliczne (rys. 4.8). W wielu wypadkach fazy mi dzymetaliczne występują także w szerszym zakresie stężeń i tworzą tzw. **roztwory wtórne** oparte na fazie mi dzymetalicznej (rys. 4.9).

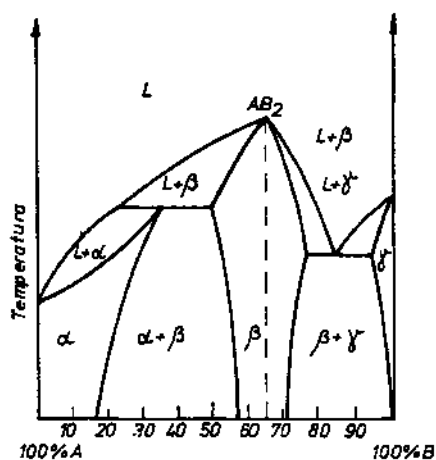
Wiele składników wykazuje ograniczoną rozpuszczalność w stanie ciekłym, zwiększając się ze wzrostem temperatury, tworząc układ o ograniczonej rozpuszczalności w stanie ciekłym z **monotektyk** (rys. 4.10). Jeśli jednak przynajmniej jeden ze składników jest polimorficzny (posiada odmiany alotropowe, np. Fe, Co, Mn, Sn, Zr, Ti i inne), to oprócz krystalizacji ze stanu ciekłego występuje dodatkowo przemiana fazowa w stanie stałym. W wyniku tego mogą powstać układy z przemianami fazowymi: roztworów cięgłych w graniczne, eutektoid (rys. 4.11), perytektoid oraz fazy mi dzymetaliczne. Współczesna technika nie ogranicza się wyłącznie do stosowania czystych metali i stopów dwuskładnikowych. Stwierdzono, że w wielu wypadkach dla stopów trójskładnikowych, a niekiedy bardziej złożonych, uzyskuje się na lepsze właściwości użytkowe. Odnosi się to szczególnie do stopów elaza, aluminium, miedzi, tytanu, cyny itp.



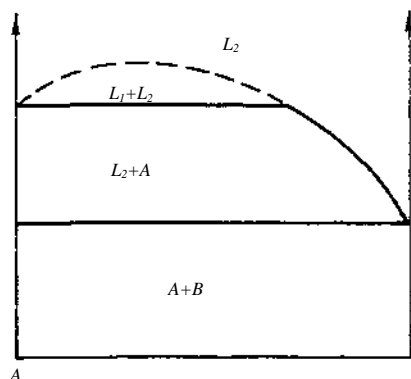
Rys. 4.7. Schemat przemiany perytektycznej



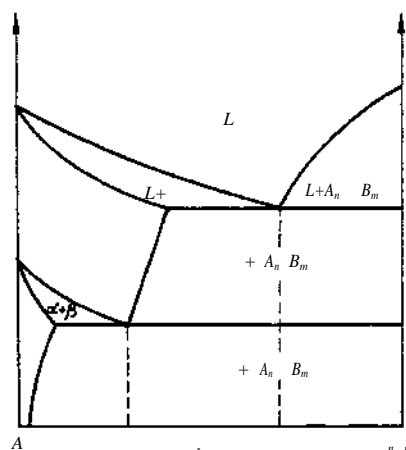
Rys. 4.8. Układ równowagi fazowej składników tworzących w stanie stałym trwałą faz międzymetaliczną A_nB_m



Rys. 4.9. Układ równowagi fazowej z rozтворami stałymi granicznymi (i) oraz granicznym wtórnym () opartym na fazie międzymetalicznej AB_2



Rys. 4.10. Układ równowagi fazowej składników z ograniczoną rozpuszczalnością w stanie ciekłym, jest to tzw. układ z monotektyk



Rys. 4.11. Układ równowagi fazowej z eutektydem składników, z których A jest polimorficzny, $A_n B_m$ fazami dzymetalicznymi

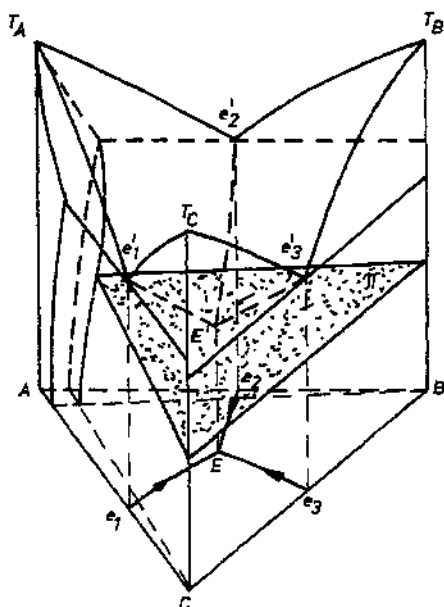
4.2. Stopy trójskładnikowe

Układy równowagi stopów potrójnych, podobnie jak podwójnych, ilustrują całokształt przemian zachodzących w stopach zarówno w stanie ciekłym, jak i stałym w zależności od składu chemicznego i temperatury.

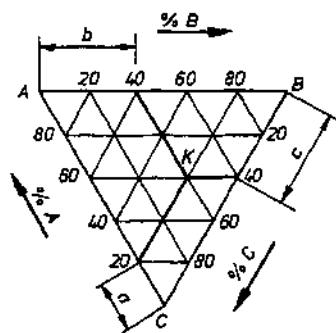
Postać trójskładnikowego układu równowagi oraz zasada składu chemicznego jego stopów

Trójskładnikowy układ równowagi (przy założeniu $p = \text{const}$) może być przedstawiony w przestrzennym układzie współrzędnych w formie graniastopu (rys. 4.12). Podstaw wykresu jest trójkąt równoboczny, na którym najłatwiej odczytać koncentracje poszczególnych stopów. Trójkąt taki nosi nazwę trójkąta składów, względem trójkąta koncentracji i jest przedstawiony na rys. 4.13. Wierzchołki trójkąta odpowiadają czystym składnikom A, B, C rozpatrywanego układu potrójnego. Bokom tego trójkąta odpowiadają stopy podwójne A-B, B-C i C-A. Wszystkie stopy potrójne tych składników mieszczą się w trójkącie ABC, tj. każdemu punktowi wewnątrz trójkąta odpowiada stop trójskładnikowy o określonym składzie chemicznym. Odczytanie składu stopów opiera się na zasadzie, że jeżeli przez dowolny punkt (rys. 4.13), leżący wewnątrz trójkąta równobocznego, przeprowadzi się równoległe do jego boków, to suma otrzymanych na tych bokach odcinków (a, b, c) jest stała i równa długości boku trójkąta:

$$a + b + c = AB = BC = CA = 100\% \quad (4.3)$$



Rys. 4.12. Przestrzenny wykres równowagi układu trójskładnikowego z eutektyk potrójnym oraz rozpuszczalnością ograniczoną składników B i C w A



Rys. 4.13. Trójkąt t składów (koncentracji) układu z rysunku 4.12

Celem określenia składu procentowego stopu potrójnego, należy przez punkt K przeprowadzić równoległe do poszczególnych boków trójkąta i wówczas:

- równoległa do boku BC odcina na boku AC odcinek a , proporcjonalny do zawartości składnika A w stopie,
- równoległa do boku AC odcina na boku AB odcinek b , proporcjonalny do zawartości składnika B w stopie,
- równoległa do boku AB odcina na boku BC odcinek c , proporcjonalny do zawartości składnika C w stopie.

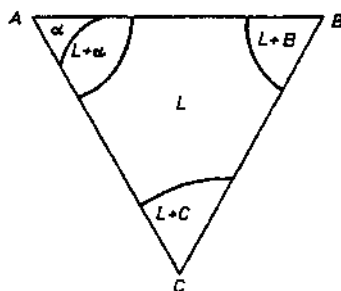
Zawartość składników stopu odczytuje się na odpowiednich bokach trójkąta zgodnie z zaznaczonymi strzałkami (rys. 4.13). Stop K zawiera zatem 20% A, 40% B i 40% C.

Budowa trójskładnikowego układu równowagi

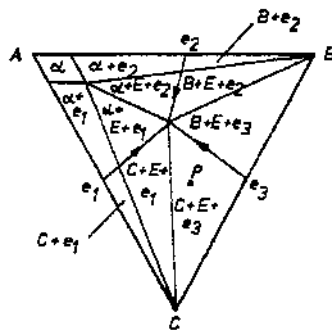
Trójskładnikowy układ równowagi fazowej o ograniczonej rozpuszczalności składników B i C w A, całkowitym braku rozpuszczalności A i C w B oraz A i B w C przedstawiono na rys. 4.12. Górna wypukła powierzchnia (likwidus) z zaznaczonymi izotermami składa się właściwie z trzech powierzchni:

$T_{Ae_1E'e_2}$, $T_{Be_2E'e_3}$ oraz $T_{Ce_1E'e_3}$. Powierzchnie te stanowi zbiory punktów odpowiadających cych temperaturom początku krystalizacji i przecinają się wzajemnie wzdłuż krzywoliniowych krawędzi e_1E' , e_2E' , e_3E' oraz w punkcie E' . Linie e_1E' , e_2E' , e_3E' (tzw. bruzdy eutektyczne) stanowi początek przemian eutektyk. Strzałki na rzutach bruzd eutektycznych w trójkątach koncentracji (e_1E , e_2E , e_3E) wskazują kierunek ich spadku. Punkt przecięcia się bruzd eutektycznych odpowiada punktowi E' krystalizacji **eutektyki potrójnej**. Powierzchnia solidusu dla stopów zawierających eutektyk jest zatem poziomy trójkąt przechodzący przez punkt eutektyki potrójnej E' .

Powierzchnie rozdziału faz (likwidusu albo solidusu) przedstawiają stan równowagi fazy ciekłej i stałej. Krawędzie przecięcia powierzchni likwidusu, stanowi linie eutektyk podwójnych, reprezentują stan równowagi fazy ciekłej i dwóch faz stałych. Wreszcie punkt przecięcia tych linii przedstawia stan współistnienia fazy ciekłej i trzech faz stałych. Jest to jedyny punkt układu, w którym bez naruszenia stanu równowagi nie można zmieniać ani temperatury, ani składu żadnej fazy.

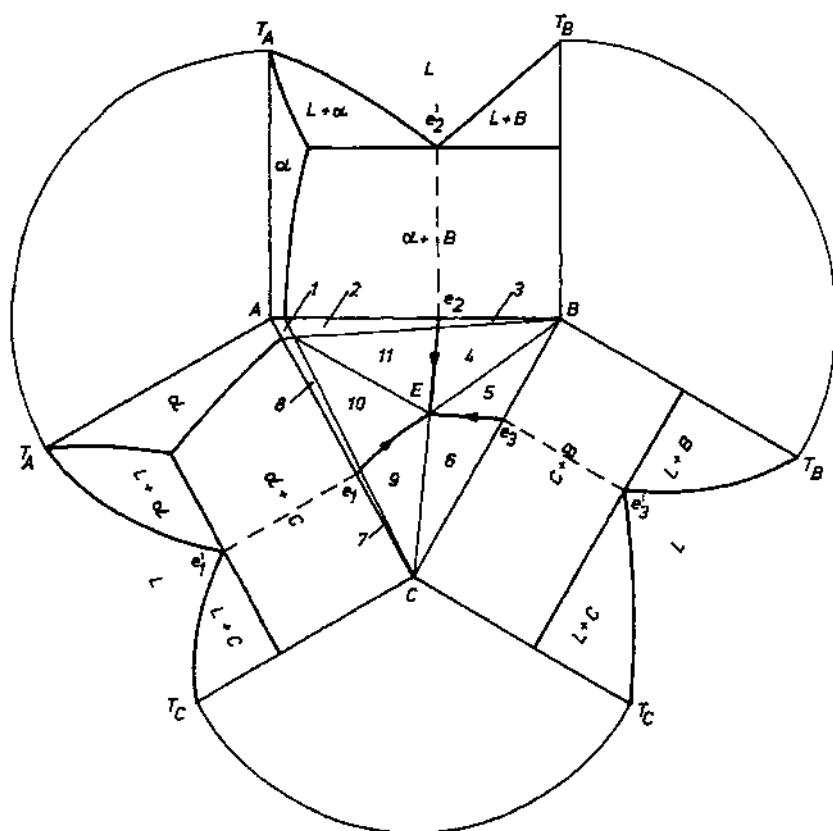


Rys. 4.14. Przekrój izotermiczny układu z rysunku 4.12 w temperaturze między likwidusem i solidusem



Rys. 4.15. Przekrój izotermiczny układu z rysunku 4.12 w temperaturze otoczenia z opisaną strukturą stopów w tej temperaturze

Z przedstawionego opisu wynika, że przestrzenne wykresy równowagi układów trójskładnikowych są nieprzejrzyste i z tego powodu niewygodne do praktycznego użytku. Najczęściej, w celu ułatwienia, zamiast wykresów przestrzennych stosuje się ich rzuty na płaszczyznę koncentracji. Na tej płaszczyźnie zaznacza się rzuty linii eutektyk podwójnych i punkt eutektyki potrójnej oraz dokonuje się opisu strukturalnego zakrzepnięcia tych stopów zgodnie z przekrojem izotermicznym w temperaturze otoczenia (rys. 4.14 i 4.15). Wreszcie również dla polepszenia czytelności, w wypadku złożonych układów, płaski wykres uzupełnia się wykresami składowych układów dwuskładnikowych podanymi w układach (rys. 4.16).



Rys. 4.16. Płaski wykres równowagi układu z rysunku 4.12 z kładami wykresów układów dwuskładnikowych

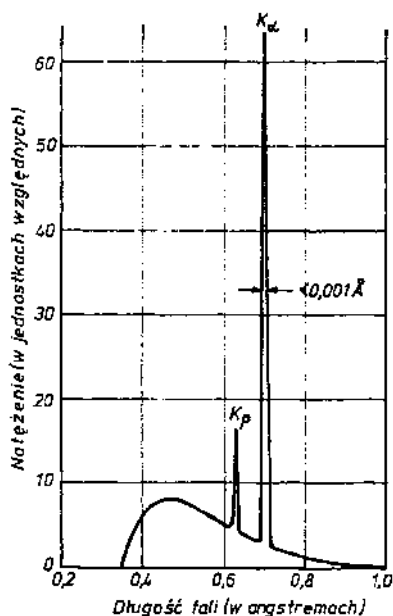
5. BADANIA STRUKTURY

5.1. Badania struktury krystalicznej metali metod dyfrakcji promieni rentgenowskich

W badaniach struktury krystalicznej najczęściej stosuje się metody rentgenowskie, wykorzystujące zjawisko dyfrakcji, czyli ugięcia promieni rentgenowskich na sieci krystalicznej metali. Długości fal promieni rentgenowskich stosowanych w analizie strukturalnej są porównywalne z odległościami między płaszczyznami sieciowymi w kryształach. Metody dyfrakcji promieni rentgenowskich, a także metody dyfrakcji elektronowej i neutronowej umożliwiają określenie typu struktury, klasy symetrii krystalograficznej, defektów struktury oraz dokładny pomiar stałych sieciowych. Są one przydatne także do wyznaczania naprężeń własnych w materiałach metalowych, wielkości ziarna, orientacji krystalograficznej monokryształów, tekstury w materiałach polikrystalicznych, wyznaczania rozpuszczalności granicznej roztworów stałych lub temperatur przemian fazowych.

W praktyce najczęściej wykorzystywane są metody dyfrakcyjne przy użyciu promieniowania rentgenowskiego.

Promienie rentgenowskie, czyli promień X, jest pasmem promieniowania elektromagnetycznego tego samego rodzaju co światło widzialne, ale ma znacznie krótszą falę. Promienie te powstają na anodzie lampy rentgenowskiej w zakresie długości fal 0,5-2,5 Å i tworzą tzw. widmo ciągłe promieniowania rentgenowskiego. Zwiększając napięcie w lampie rentgenowskiej ponad określoną wartość dla danego materiału anody, obserwuje się ostre



Rys. 5.1. Widmo Mo przy napięciu 35 kV (schemat)

maksymalne natężenie nakładające się na widmo ciągłe. Jest to tzw. widmo charakterystyczne promieniowania rentgenowskiego. Linie charakterystyczne mają natężenie kilkadziesiąt razy większe niż natężenie fal widma ciągłego i cięło określone długo (rys. 5.1). Istnienie takich silnych wyraźnie wyobcowanych linii jest w dyfrakcji rentgenowskiej bardzo istotne, gdy wiele eksperymentów wymaga stosowania promieniowania monochromatycznego. Promieniowanie to można wyodrębnić stosując filtrowanie promieniowania niejednorodnego przez odpowiednie folie metalowe.

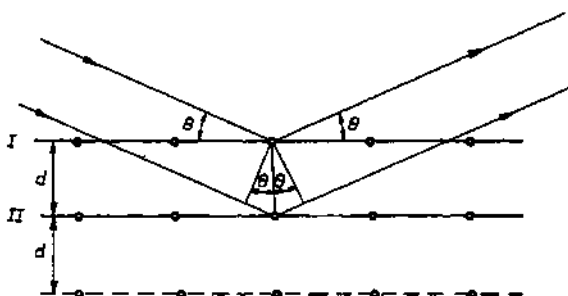
Atomy lub grupy atomów są ułożone w kryształach bardzo regularnie w okreslicznie powtarzających się odstępach. Tworzą one płaszczyzny równoległe, oddalone od siebie o stałą wartość. Odstępy tych płaszczyzn są cechami charakterystycznymi danego kryształu. Jeżeli monochromatyczna wiązka równoległych promieni X pada pod dowolnym kątem na kryształ, to elementy kryształu rozpraszają promienie na wszystkie strony. Promienie rozproszone nakładają się na siebie i na ogół wygaszają się wzajemnie. Wzmocnieniu ulegają tylko te promienie, które spełniają następujące warunki:

- 1) podlegają prawom odbicia, tzn. leżą w płaszczyźnie padania i tworzą z normalną do powierzchni rozpraszającej kąt równy kątowi padania,
- 2) powstają wskutek rozproszenia na różnych płaszczyznach sieciowych kryształu (np. I i II na rys. 5.2),
- 3) różnice ich dróg optycznych przy nakładaniu się równe są całkowitej wielokrotności fali.

Warunek odbicia przy uwzględnieniu geometrii zjawiska (rys. 5.2) przyjmuje postać

$$n\lambda = 2d \sin \theta \quad n = 1, 2, 3, \dots \quad (5.1)$$

gdzie: λ — jest długością fali promieniowania rentgenowskiego.



Rys. 5.2. Interferencja promieni X na płaszczyznach sieciowych kryształu

Równanie (5.1) nazywa się warunkiem Bragga i stanowi podstawę fizycznych dyfrakcyjnych badań rentgenowskich. Znając długość fali, mierząc kąt odbicia, po tzw. wywyskaniu dyfraktogramu, można z warunku Bragga obliczyć odległości między płaszczyznami d . Dla układu regularnego można wyznaczyć parametr sieci a posługując się zależnością

$$a = d \sqrt{h^2 + k^2 + l^2} \quad (5.2)$$

gdzie: h, k, l — składowe indeksy Millera płaszczyzny sieciowej.

Znając odległości między płaszczyznami można ustalić za pomocą odpowiednich tablic krystalograficznych typ struktury lub przeprowadzić identyfikację fazy.

5.2. Metody dyfrakcyjne

Dyfrakcja promieni X może wystąpić jedynie wtedy, gdy jest spełnione prawo Bragga, które musi być dla danego kryształu. Przy użyciu promieniowania monochromatycznego kryształ w położeniu ogólnym nie musi ugiąć wiązki padającej. Aby spełnić prawo Bragga, należy w czasie badania zmieniać w sposób ciągły albo . W zależności od tego, który z parametrów jest zmienny, metody dyfrakcyjne dzieli się na trzy grupy:

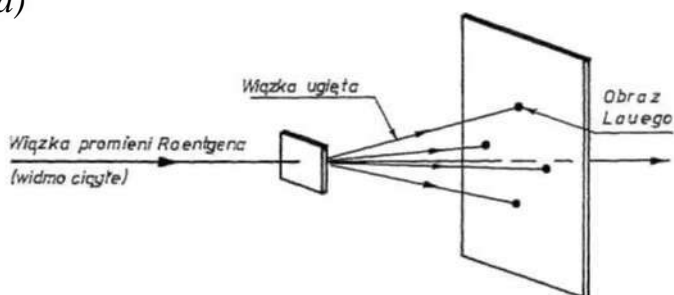
Metoda Lauego	zmienne	stałe
Metoda obracanego kryształu	stałe	zmienne
Metoda proszkowa	stałe	zmienne

Metoda Lauego

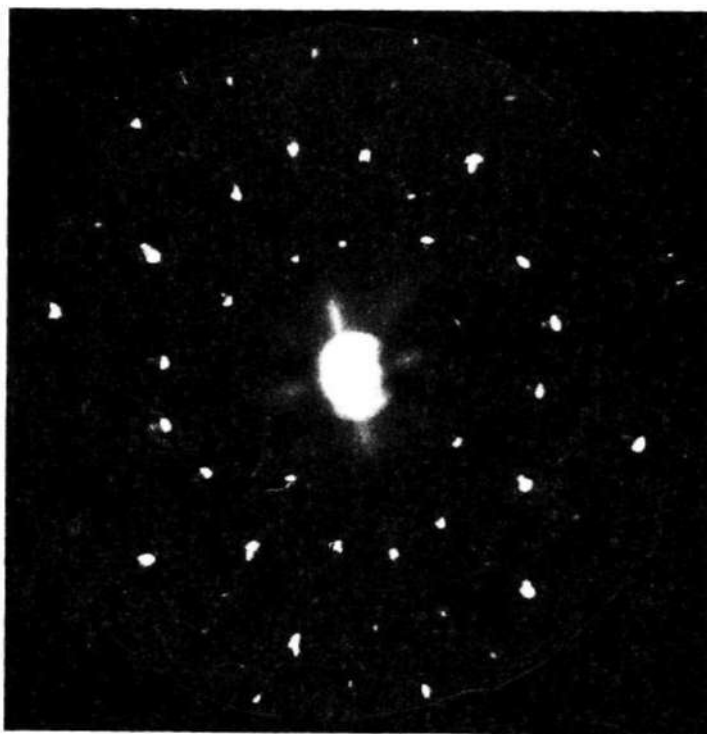
W metodzie Lauego pojedynczy monokryształ zamocowany jest trwale na drodze promieniowania rentgenowskiego o ciągłym rozkładzie widmowym. Przy tak dużej rozpiętości długości fali zawsze znajdzie się fala o takiej długości, dla której zostanie spełnione równanie Bragga i otrzyma się odbicie promieni rentgenowskich po przejściu przez kryształ. W opisywanej metodzie (rys. 5.3) badany kryształ ustawia się w ten sposób, aby promień rentgenowski przenikał go równolegle do jednego z wysoko symetrycznych kierunków krystalograficznych. Zwykle właściwe ustawienie kryształu wymaga wykonania próbnych sprawdzających zdjęć rentgenowskich. Na ekranie lub filmie otrzymany lauegram ma symetrię odpowiadającą symetrii osi kryształu równoległej do kierunku przenikania promieni. Punkty lauegramu leżą na przecięciu elips lub parabol, których osie podłownie przecinają się w punkcie centralnym. Wszystkie punkty leżą na tej samej krzywej s odbiciem płaszczyzn sieciowych równoległych.

Metoda Lauego pozwala określić klasę symetrii kryształu, umożliwia wyznaczenie orientacji krystalograficznej oraz ocenę dokładnie cię wewnątrz struktury sieciowej kryształu. Z uwagi na różną długość fali stosowanego promieniowania metoda Lauego nie jest przydatna do określania rodzaju sieci i wyznaczania stałych sieciowych.

a)



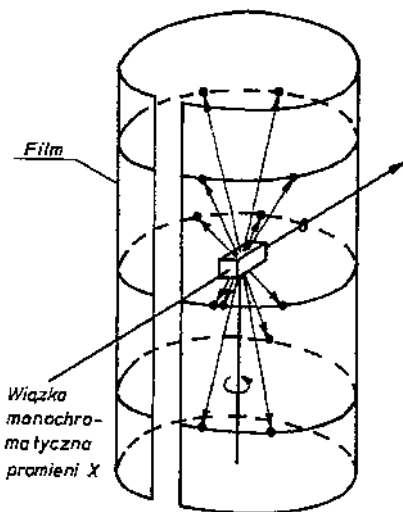
b)



Rys. 5.3. a) Schemat metody Lauego; b) lauegram kryształu NaCl. Promieniowanie anody Cu, 30 kV, 14 mA

Metoda obracanego kryształu

W metodzie obracanego kryształu monokryształ umieszcza się wzdłuż jednej ze swych osi lub wzdłuż jakiegoś innego kierunku krystalograficznego, prostopadłe do padającej wiązki monochromatycznego promieniowania rentgenowskiego. Kryształ otoczony kliszą fotograficzną obraca się wokół wybranej osi, będącej jednocześnie osią cylindrycznej kliszy (rys. 5.4). Wiązka promieniowania zostaje odbita od danej płaszczyzny kryształu w momencie, gdy podczas jego obrotu o θ spełnia warunek Bragga. Wiązki ugięte na płaszczyznach równoległych do pionowej osi obrotu kryształu leżą w płaszczyźnie poziomej. Wiązki ugięte od innych zespołów płaszczyzn leżą w warstwach powyżej lub poniżej płaszczyzny poziomej. Ze względu na to, że kryształ obraca się wokół jednej osi, nie wszystkie rodziny płaszczyzn sieciowych mogą dawać refleksy. Przykładem mogłoby być płaszczyzny sieciowe prostopadłe do osi obrotu.



Rys. 5.4. Schemat metody obracanego kryształu

Podstawowym zadaniem metody obracanego kryształu jest określenie nieznannej struktury sieciowej kryształu oraz wyznaczenie odstępów między atomami wzdłuż określonego kierunku krystalograficznego.

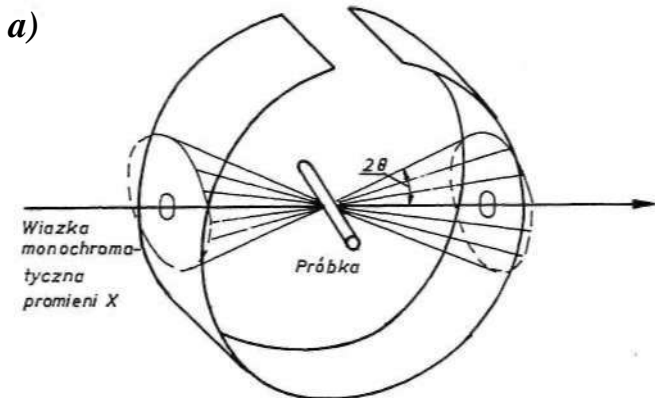
Metoda proszkowa

W metodzie proszkowej substancję krystaliczną w postaci drobnego proszku umieszcza się w monochromatycznej wiązce promieni rentgenowskich. Każda cząstka takiego proszku jest drobnym kryształem dowolnie zorientowanym względem wiązki pierwotnej. Istnieje więc prawdopodobieństwo, że każda rodzina płaszczyzn sieciowych będzie mogła dać odpowiedni refleks.

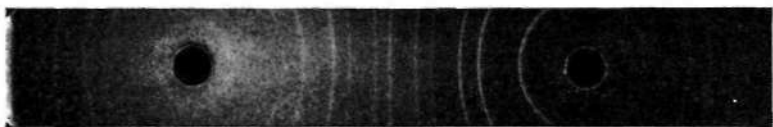
W metodzie Debye'a-Scherrera (rys. 5.5) cylindryczny pasek błony fotograficznej otacza preparat umieszczony na osi, a wiązka pierwotna pada pod kątem prostym do tej osi. W preparacie polikrystalicznym liczba kryształów zorientowanych w ten sposób, że dla danej rodziny płaszczyzn spełnione jest prawo Bragga, jest tak duża, że płaszczyzny te tworzą praktycznie ciągły stołek promieni ugiętych o stałym kącie wierzchołkowym 2θ wokół kierunku

padania wiązki pierwotnej. Stożki przecinają cylindryczny pasek błony tworząc linie, które po rozwinięciu tego paska dają obraz przedstawiony na rysunku 5.5. Są to przeważnie linie krzywe, wyjątkiem są linie, dla których $2\theta = 90^\circ$ i te są liniami prostymi. Znajdowanie położenia danej linii dyfrakcyjnej na błonie fotograficznej można określić, a znaleźć można odległości między płaszczyznami odbijających płaszczyzn sieciowych.

Metoda proszkowa jest bardzo wygodna, ponieważ nie wymaga użycia monokryształu. Jest ona szczególnie pożyteczna przy oznaczaniu z dużą dokładnością stałych sieciowych oraz przy identyfikacji faz i produktów korozji.

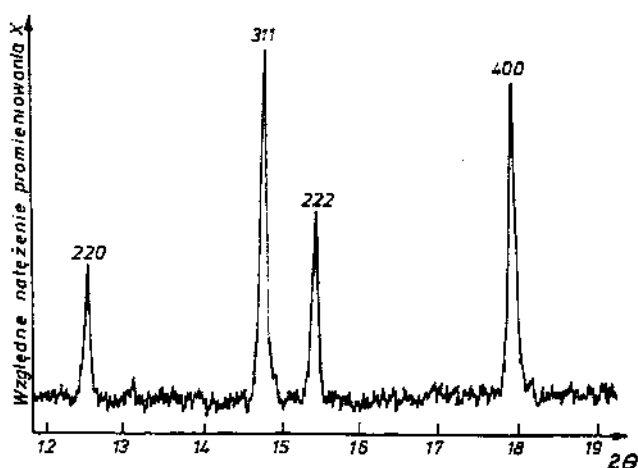


b)



Rys. 5.5. a) Schemat metody proszkowej Debye'a-Scherrera. b) debejogram ZnS. Odfiltrowane promieniowanie anody miedzianej, 30 kV, 14 mA

Nowsze urządzenia zwane dyfraktometrami rentgenowskimi pozwalają na automatyczne określenie zależności tej wiązki promieniowania od kąta ugięcia. Eliminuje to konieczność obróbki fotograficznej radiogramów i wykonania pomiarów fotometrycznych. Dyfraktometr zbudowany jest podobnie jak kamera Debye'a-Scherrera z tym różnicą, że pasek błony fotograficznej zastępuje ruchomy licznik. Zadaniem licznika jest przetwarzanie sygnału, jakim jest natężenie ugięcia tej wiązki promieniowania rentgenowskiego, na impulsy elektryczne. Licznik obraca się ze stałą prędkością wokół badanego preparatu w kierunku wzrastających wartości 2θ tak długo, a cały zakres kątowy będzie przebadany. W tym samym czasie papier na samopisie



Rys. 5.6. Dyfraktogram spinelu $\text{CuCr}_2\text{SSe}_3$ otrzymany metodą Debye'a-Scherrera

porusza się ze stałą prędkością tak, że odległości mierzone wzdłuż papieru są proporcjonalne do 2θ . W wyniku tego otrzymuje się wykres taki jak na rysunku 5.6.

5.3. Badania mikroskopowe

Badania mikroskopowe polegają na obserwacji odpowiednio przygotowanej powierzchni próbki materiału za pomocą mikroskopu metalograficznego przy powiększeniach $50 \div 2500\times$. Przygotowanie do badań mikroskopowych polega na wyszlifowaniu i wypolerowaniu badanej powierzchni próbki. Tak przygotowaną powierzchnię nazywa się **złazdem metalograficznym**. Obserwacje pod mikroskopem przeprowadza się zarówno na złazdach nietrawionych, jak i trawionych specjalnymi odczynnikami. W pierwszym przypadku badania mikroskopowe mają na celu: określenie wielkości, ilości i rozmieszczenia wszelkiego rodzaju wtrąceń niemetalicznych, wykrycie drobnych porcherzy gazowych, mikropęknięć itd. Obserwacje złazdów trawionych pozwalają zidentyfikować: strukturę badanego materiału, rodzaj i ilość poszczególnych faz, kształt i wielkość ziarn, grubość warstwy zahartowanej, odwarstwień ochronnej itd. Wyniki obserwacji zależą w dużym stopniu od przygotowania złazdu metalograficznego. Przygotowanie to składa się z następujących po sobie czynności: pobranie próbki, szlifowanie, polerowanie i trawienie jej powierzchni.

Pobieranie próbek Próbki do badań mikroskopowych pobiera się w sposób zapewniający pełny i poprawny obraz struktury w całym badanym przedmiocie. Wybór miejsc charakterystycznych powinien być poprzedzony

badaniami makroskopowymi. Miejscami takimi mog by np.: fragmenty najwi cej lub najmniej odkształcone, wzgl dnie takie, w których materiał w ogóle nie podlegał deformacji. Je eli przedmioty były odrobione cieplne, zgłady wykonuje si z powierzchni i rdzenia. W przypadku analizowania przyczyn zniszczenia elementów maszyn zgłady metalograficzne wykonuje si na próbkach pobranych z miejsc w pobli u p kni cia, jak i oddalonych, co pozwala na uchwycenie ewentualnych nieprawidłowo ci strukturalnych materiału. W zale no ci od usytuowania powierzchni zgładu wzgl dem osi próbki pokrywaj cej si zazwyczaj z kierunkiem obróbki w stopach przerobionych plastycznie wyró nia si zgłady podłu ne, poprzeczne i sko ne. Te ostatnie znajduj zastosowanie podczas badania struktury cienkich warstw dyfuzyjnych, powłok galwanicznych itp. Podczas wycinania próbek nie mog nast pi adne zmiany struktury materiału, wywołane miejscowym odkształceniem lub nagrzanieniem. Materiały mi kkie wycina si zwykł piłk , natomiast twarde (np.: w stanie zahartowanym) za pomoc urz dze wyposa onych w specjalne tarcze chłodzone wod , albo elektroiskrowo. Zwłaszcza te ostatnie s szczególnie przydatne, gdy tn nawet najtwardsze materiały bez nagrzewania ich powierzchni.

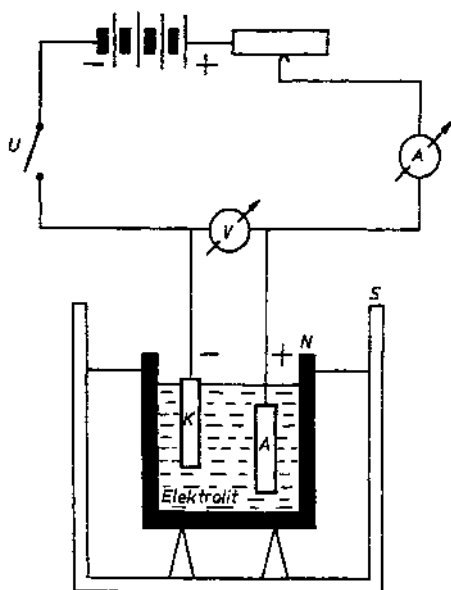
Szlifowanie. Po wyci ciu próbki nale y j podda szlifowaniu celem wyrównania powierzchni — najlepiej na szlifierce do płaskich powierzchni. Następnie szlifuje si na papierach ciernych. Próbki małe o przekroju 1 cm^2 nale y uprzednio zainkludowa w tworzywie sztucznym (bakelit, duracryl, epidian). Szlifowanie rozpoczyna si na papierze ciernym o najgrubszym ziarnie (gradacja ziarna 100 lub 120) a następnie kolejno przechodzi si na papiery o coraz drobniejszym ziarnie (ko czy si na gradacji 600 lub 800). Ogólnie operacj szlifowania zgładów mo na uj nast puj co:

- szlifowanie próbki na papierze o najgrubszym ziarnie, z zachowaniem jednego kierunku szlifowania a do znikni cia ladów z poprzedzaj cej obróbki,
- przemycie próbki w bie cej wodzie (aby nie przenosi ziarenek z papieru o grubszym ziarnie na papier o drobniejszym ziarnie),
- szlifowanie próbki na papierze ciernym o drobniejszym ziarnie, kierunek szlifowania nale y zmieni o 90° w stosunku do kierunku poprzedniego (a do znikni cia rys z poprzedniego papieru),
- przemycie próbki w bie cej wodzie.

W ten sam sposób post puje si podczas szlifowania na kolejnych papierach. Zgłady po szlifowaniu poddaje si polerowaniu, celem uzyskania lustrzanej powierzchni.

Polerowanie - w praktyce stosuje si dwa rodzaje polerowania: mechaniczne i elektrolityczne. Polerowanie mechaniczne zgładów metalograficznych wykonuje si na obrotowych tarczach polerskich pokrytych sukrem lub filcem. rednice tarcz wahaj si od 200 do 400 mm, pr dko od 125 do

800 obr/min. Coraz częściej do polerowania stosuje się również polerki wibracyjne. Rodkiem polerującym jest zwykle drobnoziarnisty tlenek aluminium (Al_2O_3) w postaci zawiesiny wodnej. Obecnie coraz szersze zastosowanie do polerowania znajdują pasty diamentowe zawierające, zależnie od przeznaczenia, ziarna diamentów o wielkości od 5 do 20 μm . Koszt polerowania nimi nie jest wysoki dzięki dużej trwałości past i możliwości odzyskania proszku diamentowego. Polerowanie elektrolityczne w porównaniu z mechanicznym ma wiele zalet: wykluczenie powierzchniowych zgniotów, krótki czas polerowania (nawet kilka sek.), możliwość bezpośredniego trawienia przez zmniejszenie grubości. Zasad polerowania elektrolitycznego ilustruje rys. 5.7. W naczynku N wy-



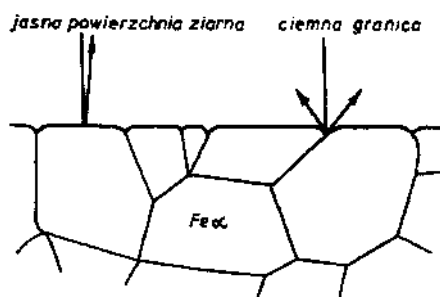
Rys. 5.7. Schemat polerki elektrolitycznej, N - naczynko z elektrolitem, A - próbka anoda, K - katoda, S - wanna z wodą - chłodnica

pełnionym elektrolitem, którego skład chemiczny zależy od polerowanego metalu lub stopu (podaje PN-61/H-04503) umieszczona jest próbka A, będąca anodą i katodą K, wykonana ze stali nierdzewnej. Po właściwym uruchomieniu urządzenia w obwód prądu stałego i ustawieniu parametrów prądowych, zależnych od stosowanego elektrolitu i materiału próbki, następuje rozpuszczanie wszelkich nierówności powierzchni próbki. Sam proces jest prosty, jednak czynności przygotowawcze, związane z doбором parametrów (natężenie i gęstość prądu, czas polerowania), są na ogół dość trudne i to stanowi główną wadę tej metody. Po wypolerowaniu próbki płucze się dokładnie alkoholem etylowym i suszy. Tak przygotowane zgłady obserwuje się pod mikroskopem.

Trawienie - mikrostruktur metali i stopów można ujawnić przez: chemiczne trawienie odczynnikami, które są zwykle roztworami kwasów, zasad lub soli; trawienie elektrolityczne; utlenianie przez nagrzewanie próbek w powietrzu; naparowanie w próbniku na powierzchni próbek specjalnych substancji. Najczęściej stosuje się trawienia chemiczne za pomocą odpowiednich odczynników, których zestaw podaje norma PN-61/H-04503 - „Odczynniki do badania mikrostruktury stopów elaznych” oraz PN-75/H-04512 - „Odczynniki do badania mikrostruktury metali i stopów nieelaznych”. Przykłady odczynników do badania mikrostruktury stopów przedstawiono w tabeli 5.1.

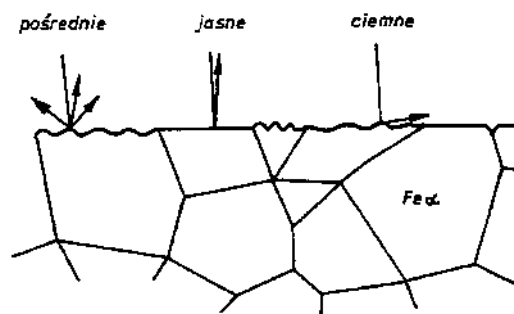
Przykłady odczynników do badania mikrostruktury stopów wg PN-61/H-04503 i PN-75/H-04512

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 etylowego	kilka sek. do kilku minut w zale no ci od rodzaju stopu	ujawnia granic ziarn i składniki strukturalne stopów
do stopów elaza zwłaszcza do eliwa	Pikral-Mi3Fe. 2-5 g kwasu pikrynowego + 100 cm ³ alkoholu etylowego	jw.	jw.
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	próbki trawi w temp. 60-110°C. Kilka do kilkunastu minut	zabarwia na brunatny kolor cementyt i azotki elaza - ferryt pozostawia jasny
do stali stopowych chromowych i szybko tn cych	Mil3Fe. 10 g elazycyjanku potasu, 10 g wodorotlenku potasu, 100 cm ³ wody destylowanej	w temperaturze pokojowej	barwi w gliku chromu na pomara czowo, a nawet na czerwono; w gliku wolframu na br zowo
do miedzi i mosi dzu	Mi19Cu. 10 g chlorku miedziowo-amonowego, 100 cm ³ wody destylowanej	trawi w odczynniku o temp. pokojowej. Czas trawienia — wg obserwacji	powoduje zaciemnienie fazy β w mosi dzach
do aluminium i stopów Al	odczynniki Dixia i Keitha-Mi1Al. 0,5 cm ³ kwasu fluorowodorowego, 99,5% cm ³ wody	jw.	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	ujawnia granice ziarn i struktury pierwotnej w stopach z Sb



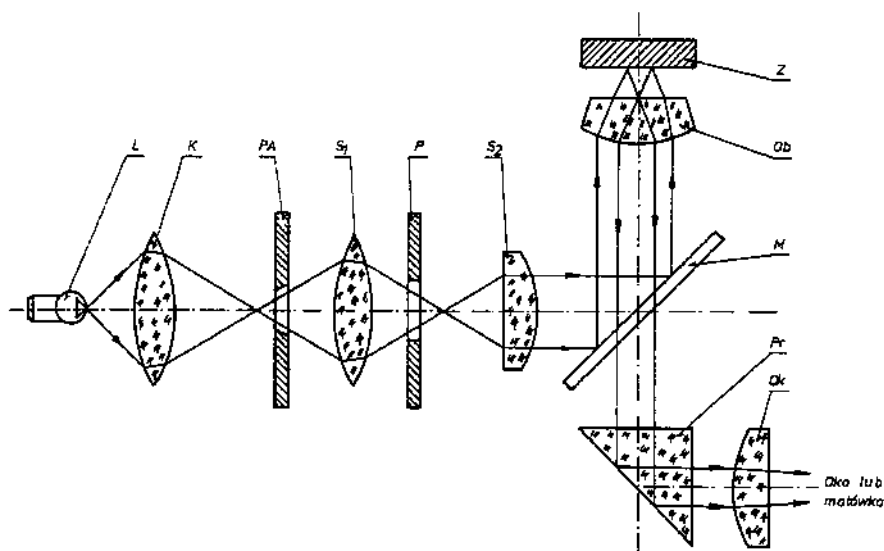
Rys. 5.8. Powstawanie obrazu granicy ziarna przy obserwacji w polu jasnym wytrawionego zglądu metalograficznego

Odczynniki stosowane do trawienia atakują przede wszystkim granice ziarn, co tłumaczy się między innymi mniej uporządkowanym ułożeniem atomów w obszarach granicznych między wierzchołkami kryształów. Padające światło ulega na nich rozproszeniu, jak to przedstawia rys. 5.8, i pod mikroskopem granice ziarn widoczne są jako ciemne linie. W stopach jednofazowych poszczególne ziarna mogą być trawione silniej lub słabiej, zależnie od ich orientacji krystalograficznej w stosunku do powierzchni zglądu. Ziarna bardziej wytrawione silniej rozpraszają padające światło i wydają się przez to ciemniejsze — rys. 5.9. Natomiast, gdy trawiona próbka składa się z kilku faz, wtedy następuje silniejsze wytrawienie jednej z nich w porównaniu z drugą, co umożliwia ich rozróżnienie pod mikroskopem. W celu poprawienia jakości zglądu i ujawnienia szczegółów mikrostruktury zaleca się kilkukrotne polerowanie i trawienie próbki. Po wytrawieniu próbek należy przemyć wodą destylowaną, następnie alkoholem i starannie wysuszyć. Tak przygotowane próbki zabezpiecza się przed szkodliwym działaniem wilgoci atmosferycznej przez przechowywanie ich w eksykatorach ze suchymi substancjami (chlorkiem wapnia lub tlenkiem fosforu).

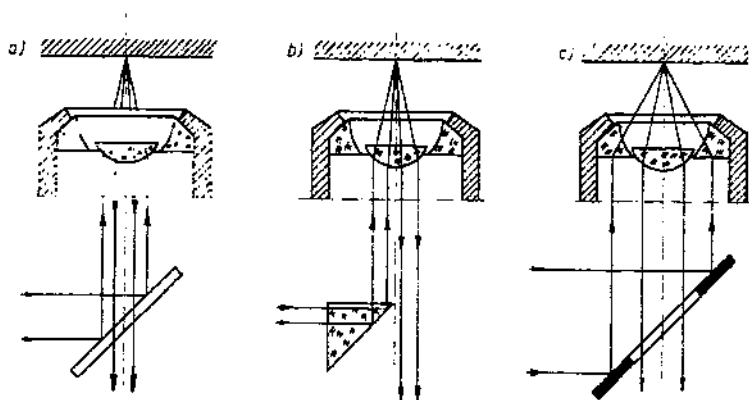


Rys. 5.9. Powstawanie obrazu ziarn w wyniku rozpraszania światła, przy obserwacji w polu jasnym wytrawionego zglądu metalograficznego

Mikroskop metalograficzny. Do bada metalograficznych słu specjalne mikroskopy optyczne, w których obraz tworzą promienie świetlne odbite od powierzchni próbki. Mikroskopy takie nazywają się metalograficznymi, dla odróżnienia od biologicznych, w których obraz tworzą promienie przechodzące przez próbkę. Oświetlenie powierzchni próbki następuje za pomocą tzw. oświetlacza poprzez obiektyw mikroskopu. Składowe części oraz schemat optyczny typowego mikroskopu metalograficznego przedstawiono na rys. 5.10. Lampa słoneczna L stwarza punktowe źródło światła, a kondensor K wytwarza równoległe wiązki promieni świetlnych o dużej intensywności. Przesłona P przepuszcza tylko te wiązki promieni odcinając promienie zewnętrzne, które wywołują wady optyczne. Zmniejszenie przysłony aperturowej PA zmniejsza ilość światła tworzącego obraz, ale jednocześnie nie powoduje zwiększenia głębi ostrości. Promienie skierowane przez oświetlacz M przechodzą przez obiektyw Ob. Odbite od powierzchni próbki Z przechodzą ponownie przez obiektyw Ob, pryzmat i okular Ok i dostają się do oka obserwatora. Obraz powstaje w wyniku różnego rozproszenia promieni świetlnych na powierzchni próbki.



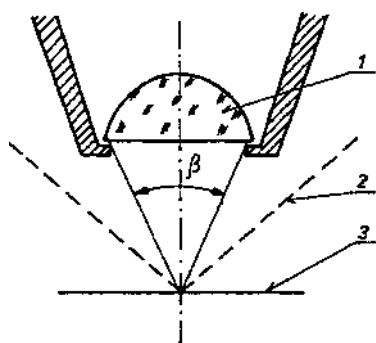
Rys. 5.10. Schemat optyczny mikroskopu metalograficznego: L — lampa słoneczna, K — kondensor, PA — przesłona aperturowa, S_1 i S_2 — pomocnicze soczewki oświetlacza, P — przesłona pola widzenia, M — oświetlacz metalograficzny — płytka płasko-równoległa, Ob — obiektyw, Ok — okular, Z — badana próbka, Pr — pryzmat umożliwiający osadzenie okularu pod określonym kątem do obiektu



Rys. 5.11. Oświetlenie metalograficzne: a) płytko płasko-równoległa, b) pryzmat, c) pierścień lustrzany

Oświetlenie metalograficzne M bywa w zasadzie trzech typów - rys. 5.11. Dwa typy oświetlenia (płytko płasko-równoległa - rys. 5.11a, pryzmat - rys. 5.11b) zapewniają prostopadłe padanie promieni świetlnych na powierzchnię próbki, co umożliwia obserwację w jasnym polu. Trzeci typ oświetlenia (pierścień lustrzany) zapewnia skośne padanie promieni świetlnych na powierzchnię próbki (rys. 5.11c), co umożliwia obserwację w ciemnym polu. Najczęściej mikroskopy mają wymienne oświetlenia. Płytko płasko-równoległa jest najbardziej odpowiednia przy stosowaniu dużych powiększeń - umożliwia najlepszą obserwację obiektu. Pryzmat zapewnia większy kontrast obrazu niż płytko, lecz pogarsza nieco jakość obrazu (zmniejsza zdolność rozdzielczą), stosowany jest na ogół przy powiększeniach mniejszych niż 500-krotnych. Pierścień lustrzany umożliwia uzyskanie obrazu szczególnie kontrastowego, stanowi cegły negatyw obrazu w obu poprzednich przypadkach (obserwacja w ciemnym polu). Ciemne pole pozwala na ujawnienie wszelkich wad powierzchni zglądu, jak rysy lub pory, a przy tym jest zalecane do badania wnętrza niemetalicznych (np.: tlenków i siarczków). Zasadniczymi cechami mikroskopu metalograficznego jest obiektyw charakteryzujący się dwoma wielkościami: zdolnością rozdzielczą i powiększeniem. Przez **zdolność rozdzielczą** rozumie się najmniejszą odległość między dwoma punktami dającymi się jeszcze rozróżnić jako osobne obiekty. Zależy ona od długości fali użytego promieniowania oraz tzw. **apertury** A (rozwartości optycznej).

Wyraża się ją wzorem $d = \frac{\lambda}{A}$. Jednocześnie $A = n \cdot \sin \frac{\beta}{2}$, gdzie n - współczynnik załamania światła, β - kąt rozwarcia utworzony przez skrajne

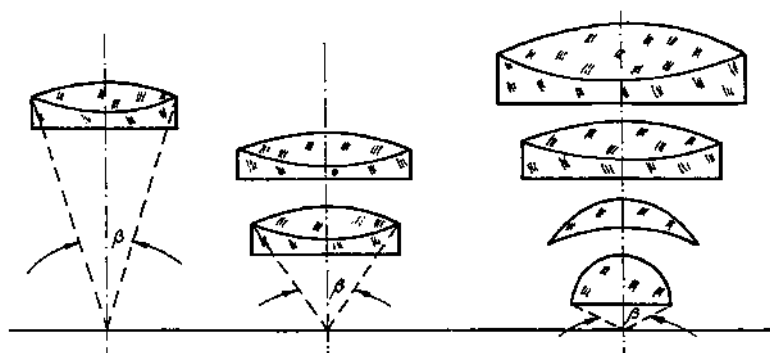


Rys. 5.12 Kąt rozwarcia obiektywu, 1 — obiektyw, 2 - promienie światła, 3 - zgląd

zdolno rozdzielczą obiektywu. Zdolno rozdzielczą można zwiększać i zmniejszać A . Najmniejszą długość fali posiada promieniowanie niebieskie $\lambda = 0,4 \mu\text{m}$. Natomiast aperturę numeryczną A można zwiększyć przez zastosowanie specjalnego ośrodka immersyjnego o większej wartości współczynnika n . Stanowi on warstwę cieczy immersyjnej (najczęściej olejku cedrowego mającego $n = 1,515$ lub wody $n = 1,33$). Ciecz immersyjna zwiększa również jasność obrazu. Ponieważ $A_{\text{max}} = 1,66$, stąd $d_{\text{min}} = \frac{0,4}{1,66} = 0,24 \mu\text{m}$. Wartość ta stanowi granicę zdolności rozdzielczej możliwą do osiągnięcia w mikroskopach optycznych.

promienie wychodzące z określonego punktu zglądu i objęte jeszcze przez soczewkę obiektywu — rys. 5.12. Kąt rozwarcia jest uzależniony od ogniskowej obiektywu — rys. 5.13. Kąt ten ze względu na konstrukcyjne możliwości osiągnąć maksymalną wartość równą 144° a więc $\sin \beta_{\text{max}} = 0,95...$ Ponieważ w powietrzu $n = 1$, to $A = \sin \frac{\beta}{2}$. Warto

ta jest wygrawerowana na każdej obiektywie. Przy znajomości A_{max} można wyliczyć maksymalną



Rys. 5.13. Zależność długości ogniskowej od kąta rozwarcia obiektywu

Powiększenie obiektywu uzależnione jest od jego zdolności rozdzielczej i długości ogniskowej. Praktycznie można podzielić obiektywy na trzy grupy: obiektywy o małym powiększeniu ($4 \div 15\times$), o średnim powiększeniu ($20 \div 40\times$)

i o du ym powi kszeniu ($60 \div 120 \times$). **Powi kszenie całkowite mikroskopu** P_m stanowi iloczyn powi kszenia własnego obiektywu P_{ob} i okularu P_{ok} — $5 \div 30 \times$ z tym, e obiektyw posiada zdolno rozró niania szczegółów w obserwowanym obiekcie, natomiast okular rozci ga tylko obraz utworzony przez obiektyw nie uwidaczniaj c nowych szczegółów. Stosowanie wi c zbyt du ych powi ksze okularu nic nowego nie wprowadzi, a mo e spowodowa rozmycie konturów i pogorszenie jako ci obrazu — mówi si wtedy o tzw. obrazie pustym. Dla uzyskania dobrej jako ci obrazu powinien by spełniony warunek: $P_m = P_{ob} \cdot P_{ok} = (500 \div 1000) \cdot A$.

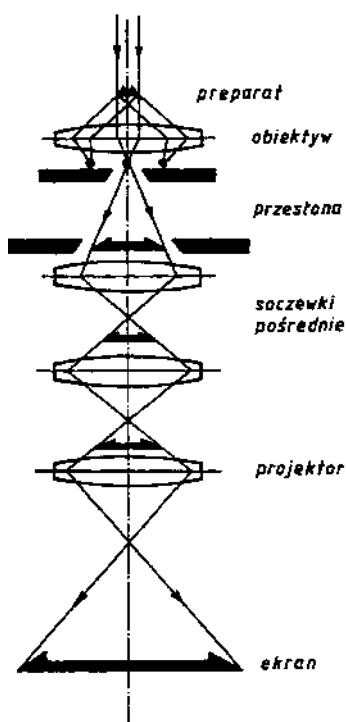
Przykład. Dany jest obiektyw $63 \times / 0,80$, tzn. o powi kszeniu własnym $63 \times$ i numerycznej aperturze $A = 0,80$. Wobec tego $P_m = 500 \cdot 0,8 \div 1000 \cdot 0,8 \times = 400 \div 800 \times$. Poniewa $P_{ob} = 63 \times$, to powi kszenie okularu P_{ok} nale y dobra w granicach: $P_{ok} = \left(\frac{400}{63} \div \frac{800}{63} \right) \times = 6,3 \div 12,7 \times$.

Nowoczesne mikroskopy metalograficzne zwykle zaopatrzone s w dodatkowe urz dzenia umo liwiaj ce wykonanie specjalnych bada struktury stopów. Nale tu wszelkiego rodzaju przystawki do fotografowania obrazu mikroskopowego, mikrotwardo ciomierze, urz dzenia do bada w wietle spolaryzowanym, kontrast fazowy itd. Mikroskopowe badania mo na przeprowadzi równie w temperaturach podwy szonych. W takim przypadku próbka umieszczona jest w przestrzeni grzejnej w pró ni o ci nieniu około 10^{-5} Tr. Próbkę oddzielona jest od obiektu płytk kwarcow lub mikow . Struktura próbki uwidacznia si na skutek:

- wi kszej sublimacji metalu (w warunkach wysokiej pró ni i wysokiej temperatury) z granic ziarn lub miejsc odkształconych,
- zmian obj to ciowych składników strukturalnych wywołuj cych relief na zglądzie,
- wytrawiania gazem aktywnym (np. powietrzem), wpuszczonym do komory pieca na okres kilku sekund (utlenienie).

5.4. Mikroskopia elektronowa transmisyjna

Obserwacja struktury metali za pomoc mikroskopu optycznego pozwala rozró ni elementy strukturalne o wielko ci rz du 390 nm . Obserwacja mniejszych elementów strukturalnych jest mo liwa za pomoc mikroskopu elektronowego. W mikroskopie tym zamiast wiatła stosowana jest wi zka elektronów przechodz ca przez układ soczewek elektromagnetycznych. Zdolno rozdzielcza mikroskopu elektronowego zale y od długo ci fali elektronów. Długo fali elektronu mo na zmniejszy (zwi kszej c tym samym jego energi) stosuj c odpowiednio wysokie napi cie przyspieszaj ce.



Rys. 5.14. Schemat przebiegu wiązki elektronów w mikroskopie elektronowym transmisyjnym

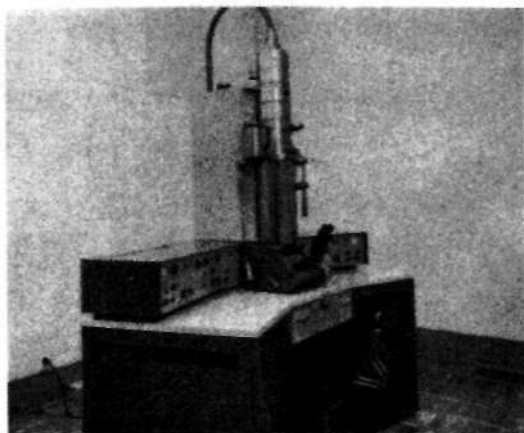
Przy napięciu 100 kV uzyskuje się długość fali $\lambda = 4 \cdot 10^{-3}$ nm. Rys. 5.14 przedstawia schemat przebiegu wiązki elektronów w mikroskopie elektronowym transmisyjnym, a rys. 5.15 wygląda takiego mikroskopu.

Oddziaływanie elektronów z materią

Oddziaływanie elektronu z pojedynczym atomem (jonem) można na przedstawić schematycznie — rys. 5.16. Jeżeli elektron będzie się poruszał dostatecznie blisko osi, na której znajduje się ów atom ($r \rightarrow 0$), może ulec rozproszeniu wstęcznemu spowodowanemu oddziaływaniem potencjału jądra (A). Te elektrony są przedmiotem zainteresowania głównie mikroskopii skaningowej. Natomiast jeżeli „ r ” będzie dostatecznie duże, tor elektronu ulegnie mniejszemu zakrzywieniu (B). W tym przypadku za atomem powstaje wiązka elektronów rozproszonych pod kątem zmieniającym się od 90° (dla mniejszych „ r ”),

do 0° (dla większych „ r ”). Te właśnie elektrony są wykorzystywane w mikroskopii transmisyjnej.

Dyfrakcja (ugięcie elektronów) na wielu liniowo rozmieszczonych atomach przedstawia rys. 5.17a. Choć w rzeczywistości ciała są trójwymiarowe, uproszczenie to nie zmienia jednak jakościowego opisu przebiegu zjawiska. Niech „ d ” będzie parametrem krystalograficznym naszego liniowego kryształu. Dla przypadkowo wybranego kierunku (b), przypadkowo będzie również różnica faz fal rozproszonych na dwóch sąsiadnych atomach. Dostatecznie duża liczba takich przesunięć w fazie fal da w konsekwencji interferencję (superpozycję) destrukcyjną: fale poruszające się w kierunku (b) wzajemnie się powygaszą. Dla dowolnej fali zawsze można znaleźć drugą, która będzie miała fazę dokładnie przeciwną. Istnieją jednak pewne kierunki (c), dla których różnica dróg dwóch sąsiadnych fal (ΔS) jest całkowitą wielokrotnością długości fali, co prowadzi do interferencji konstruktywnej (fala ulega wzmocnieniu). Aby miała miejsce interferencja konstruktywna musi być spełniony znany już z wyrażenia 5.1 warunek:

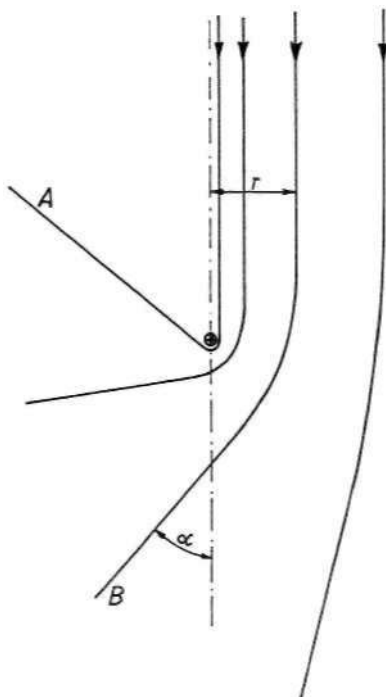


Rys. 5.15. Mikroskop elektronowy transmisyjny typu BS-540 Tesla

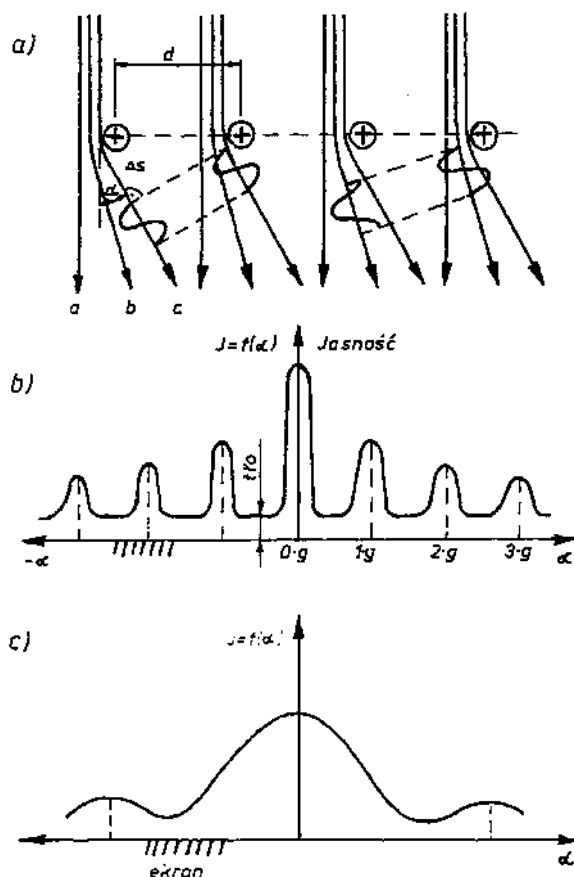
$$S = n\lambda = d \sin \alpha \quad (5.3)$$

gdzie: S — różnica dróg dwóch sąsiadnych fal,
 λ — długość fali elektronów (zwykle $= 8 \cdot 10^{-3} \div 3 \cdot 10^{-3} \text{ nm}$),
 d — parametr krystalograficzny (w kryształach rzeczywistych — odległość między płaszczyznami),
 α — kąt dyfrakcji,
 n — rzęd dyfrakcji ($n = 0, 1, 2, 3, \dots$).

Elektrony nieodchylone są oczywiście zawsze ze sobą w fazie i dają silny refleks centralny (jest to tzw. refleks rzędu zerowego, $n = 0$). W konsekwencji na umownym, jednowymiarowym ekranie uzyskuje się **dyfraktogram** składający się z wielu jasnych punktów położonych w odległości „ $n \cdot g$ ” od refleksu rzędu zerowego - rys. 5.17b. Wielkość „ g ” niesie informację o parametrze krystalograficznym hipotetycznego kryształu liniowego. Za pomocą odpowiedniej procedury matematycznej można na dokonanie przejścia odwrotnego i z wielkości „ g ” określić parametr „ d ”.



Rys. 5.16. Oddziaływanie elektronu z pojedynczym jonem



Rys. 5.17. Dyfrakcja wiązki elektronów na kryształach liniowych

Należy dodać, że dyfraktogramy rzeczywistych preparatów zawierają dane nie tylko o odległościach między płaszczyznami, ale również o kątach pomiędzy płaszczyznami krystalograficznymi, a także informacje dodatkowe np. o stopniu zdefektowania pewnych płaszczyzn, kształcie i wielkości submikroskopowych wydzieli koherentnych, rozmieszczeniu atomów międzywęzłowych itd. Wszystkie te elementy są przedmiotem subtelniejszych analiz dyfrakcyjnych i nie będą tutaj omawiane.

W tej opisaną metodę identyfikacji faz zwaną jest **analizą dyfrakcyjną**. Typowy obraz dyfrakcyjny przedstawia rys. 5.18. Jest to dyfraktogram z jednego ziarna austenitu stali stopowej.



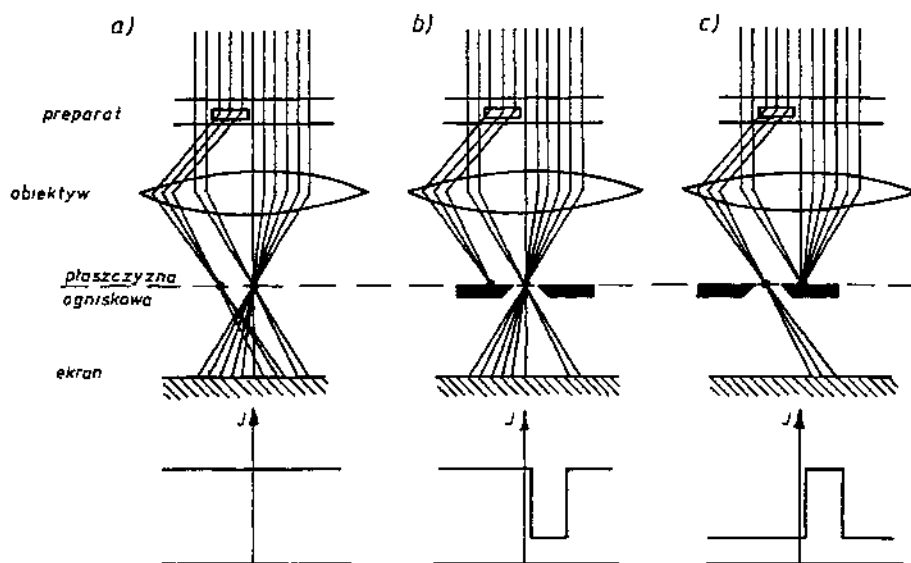
Rys. 5.18. Dyfraktogram z jednego ziarna austenitu stali stopowej

W przypadku preparatu bezpostaciowego (amorficznego) atomy są rozłożone przypadkowo w przestrzeni, tzn. nie jest zachowany parametr krystalograficzny „ d ”. W żadnym z kierunków nie zachodzi interferencja konstruktywna. Dla hipotetycznego liniowego preparatu bezpostaciowego, funkcja $J = f(\theta)$ (gdzie J — jasność) ma kształt krzywej gaussowskiej - rys. 5.17c. Dla preparatu rzeczywistego (trójwymiarowego) funkcja ta będzie miała kształt rozciągłej tej powierzchni dzwonowej. W rzeczywistości mogą pojawić się (również rozmyte) refleksy boczne, związane z występowaniem uporządkowania bliskiego zasięgu. Na dyfraktogramie plama centralna będzie otoczona nieostrym pierścieniem.

Obraz dyfrakcyjny jest obrazem pierwotnym w mikroskopie elektronowym transmisyjnym. Jeśli jednak wzbudzimy soczewkę obiektywową tak, aby płaszczyzna ogniskowa przesunęła się poza ekran, to na ekranie punkty dyfrakcyjne powiększą się do postaci plam, ujawniając swoją subtelną strukturę. Można wówczas określić, które obszary preparatu dają wkład (w wyniku dyfrakcji) w natężenie danego punktu dyfrakcyjnego (refleksu). Wybierając za pomocą przesłony jeden z takich powiększonych obrazów refleksu i dodatkowo powiększając go na cały ekran uzyskuje się tzw. **obrazy mikroskopowe**. Niosą one informację o strukturze wewnętrznej badanego preparatu — rys. 5.20.

Kontrast obrazów mikroskopowych

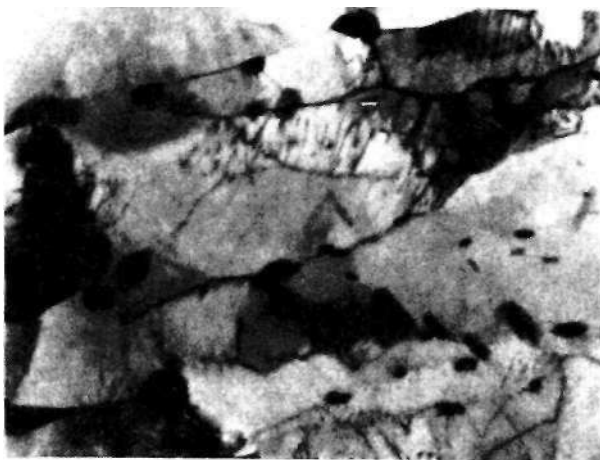
Kontrast dyfrakcyjny. Jeśli monokryształ zawiera wewnętrzne krystaliczne wydzielanie (np. ziarno ferrytu z wydzieleniami cząstek cementytu - rys. 5.19) i jeśli osnowa nie spełnia warunków dyfrakcji, to wiązki elektronów



Rys. 5.19. Schemat powstawania obrazów mikroskopowych

przejdzie przez ni nieodchylona. Mimo to elektrony odchylone na której z płaszczyzn krystalograficznych wydzielienia równie zostaną skierowane przez soczewkę obiektywową w odpowiednie miejsce ekranu. Gwarantuj to podstawowe prawa optyki. Ko cowy obraz pozbawiony b dzie kontrastu — rys. 5.19a. Je eli wsun w płaszczyzn ogniskow przesłon w ten sposób, aby odci ła elektrony odchylone przez wydzielenie, to na ekranie pojawi si ciemniejsza plama okre laj ca kształt wydzielienia — rys. 5.19b. Ten typ obrazów, tworzonych tylko z elektronów refleksu rz du zerowego nazywa si obrazami mikroskopowymi w **jasnym polu**. „Jasnym” dlatego, e refleks rz du zerowego ma najwi ksze nat enie. Oczywi cie mo liwe jest te tworzenie obrazu mikroskopowego za pomoc którego z refleksów wy szego rz du lub refleksu wydzielienia. S to obrazy w tzw. **ciemnym polu** (refleksy odchylone maj mniejsze nat enie w porównaniu z refleksem rz du zerowego). Kontrast ulega odwróceniu: w tym przypadku wydzielenie jest jasne, osnowa ciemna — rys. 5.19c.

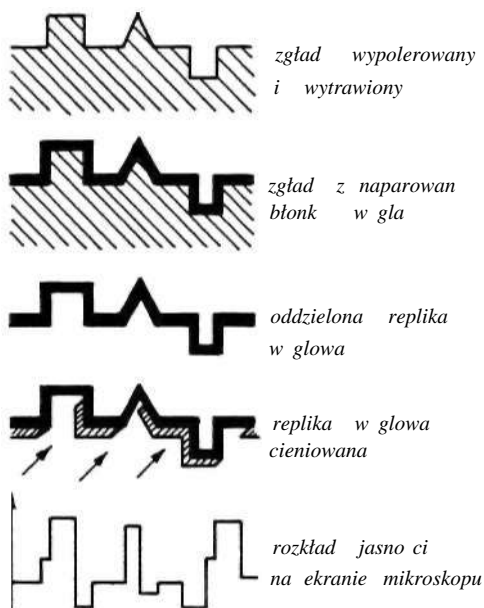
W ten sposób tworzone obrazy nazywa si obrazami w **kontra cie dyfrakcyjnym**. Kontrast dyfrakcyjny wykorzystywany jest głównie w przypadku obserwacji struktury cienkich folii S to cieniowane mechanicznie na papierach ciernych, a nast pnie elektrolitycznie, cienkie blaszki metaliczne. Aby były przezroczyste dla elektronów, ich grubo nie mo e by wi ksza ni 100—200 nm. Przykład obrazu mikroskopowego cienkiej folii, uzyskanego metod kontrastu dyfrakcyjnego przedstawiono na rys. 5.20. Jest to struktura stali konstrukcyjnej po ulepszeniu cieplnym. Widoczne s wydzielienia



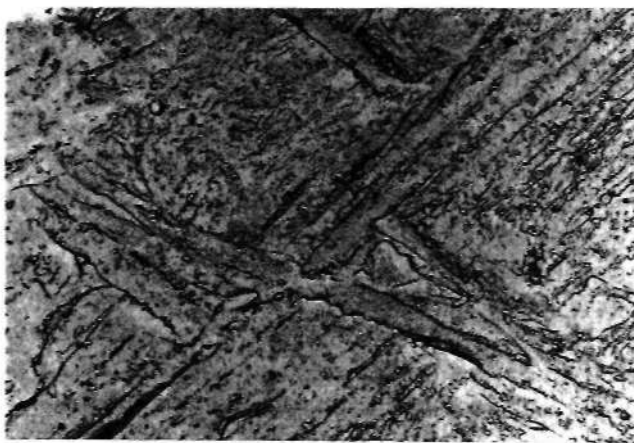
Rys. 5.20. Obraz mikroskopowy struktury stali konstrukcyjnej po ulepszeniu cieplnym. Cienka folia, pow. 30 000x

w glików elaza (ciemne) na granicach listew ferrytycznych oraz regularne układy dyslokacji (równoległe linie w górnej części rysunku). Metoda cienkich folii umożliwia uzyskanie informacji o strukturze wewnętrznej badanego preparatu. Za jej pomocą można określić morfologię wydzielań, gęstość i typ dyslokacji, struktur granic ziarn itd. Na cienkich foliach uzyskuje się rozdzielczość rzędu 0,2—0,5 nm oraz powiększenia do 100 000x i więcej.

Kontrast rozproszeniowy. Istnieje również metoda badania struktury metalu zwana metodą replik — rys. 5.21. Na wytrawiony zgląd metalograficzny (lub przełom) napyla się w próbnym cienkim (20—40 nm) błonką węgla. Tak niewielka, wymagana grubość replik uwarunkowana jest ich amorficznością (silniejsze rozpraszanie wiązki elektronów niż w przypadku preparatów krystalicznych). Po oddzieleniu od zglądu (przełomu) replik cieniuje się dodatkowo poprzez ukośne napylenie atomami ciekłego pierwiastka (np. złoto, platyna). W tych miejscach repliki, w których błona jest grubsza lub dwuwarstwowa (w gładkiej metal), wiązka elektronów (w porównaniu z jej cieńszymi fragmentami) zostanie rozproszona poza otwór przesłony i będzie przez niego pochłonięta. Te elektrony nie będą związane z tym brakiem udziału w tworzeniu obrazu. Pewne partie obrazu będą ciemniejsze. Typowy obraz repliki uzyskany w **kontraście rozproszeniowym** przedstawiono na rys. 5.22. Przedstawia on strukturę strefy wpływu ciepła złącza zgrzewanego ze stali konstrukcyjnej. Widoczne są listwy bainitu. Należy mieć na względzie, że repliki (podobnie jak metalografia optyczna) dają informację wyłącznie o topografii przełomu lub wytrawionego zglądu. Ich pojemność informacyjna nie jest więc duża. Ze względu jednak na specyfikę powstawania, zbliżoną do



Rys. 5.21. Schemat odwzorowania mikrostruktury za pomoc repliki



Rys. 5.22. Obraz mikroskopowy struktury w strefie wpływu ciepła zgrzewiny ze sali konstrukcyjnej.
Replika naparowywana, pow. 5 000x

wiatłocieniowego sposobu recepcji wzrokowej oka ludzkiego, obrazy mikroskopowe replik s proste w interpretacji i posiadaj du e walory dydaktyczne. Metoda ta jest przedłu eniem mikroskopii optycznej w zakres wi kszych powi ksze (do 10 000x) oraz rozdzielczo ci (10-30 nm).

5.5. Elektronowy mikroskop skaningowy i mikroanaliza

Elektronowy mikroskop skaningowy służy do badania struktury powierzchni ciał stałych, umożliwia on otrzymanie obrazów powierzchni w bardzo dużym zakresie powiększenia, począwszy od powiększenia dziesięciokrotnego do kilkusetkrotnego.

Mikroanalizator rentgenowski, zwany także mikroskopy elektronów, służy do badania składu chemicznego powierzchni ciał stałych, ciężej mówi o bardzo cienkich warstwach przypowierzchniowych, w mikroobszarach o średnicy rzędu $1\text{ }\mu\text{m}$ i większej.

W obu przypadkach badanych próbek ciała stałego (może nim być np. stop metaliczny, minerał, odpowiednio spreparowana tkanka biologiczna i in.) poddaje się bombardowaniu wiązką elektronów o bardzo małej średnicy, zazwyczaj poniżej $1\text{ }\mu\text{m}$. Wiązka elektronów wzbudza w miejscu bombardowania szereg efektów, między innymi emisję elektronów wtórnych i wstecznie rozproszonych oraz emisję charakterystycznego promieniowania rentgenowskiego.

W mikroskopie skaningowym wiązka elektronów przesuwana jest po powierzchni próbki. Emisja elektronów z poszczególnych miejsc próbki zależy od nachylenia powierzchni próbki w tych miejscach do osi wiązki i jest wykorzystywana jako sygnał informujący o ukształtowaniu powierzchni próbki.

Wymuszona wiązka elektronów emisja charakterystycznego promieniowania rentgenowskiego jest wykorzystywana w mikroanalizatorze rentgenowskim jako informacja o składzie chemicznym próbki w miejscu padania wiązki.

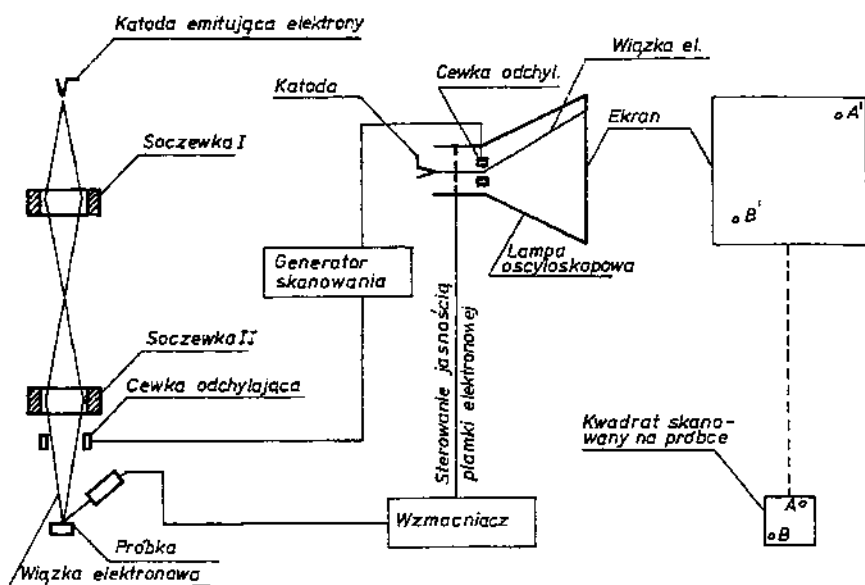
Elektronowy mikroskop skaningowy

Schemat budowy i działania mikroskopu skaningowego przedstawiono na rys. 5.23.

Źródłem elektronów do formowania wiązki jest katoda. Emitowane z niej elektrony są przyspieszane w polu elektrycznym przy pomocy anody, na którą podawane jest napięcie rzędu od kilku do kilkudziesięciu kV. Następnie przy pomocy dwóch soczewek magnetycznych strumień elektronów jest formowany w stosowną wiązkę zogniskowaną na powierzchni próbki. Ładunek wiązki na powierzchni próbki nazwano plamką elektronów.

Przy pomocy dwóch par cewek odchylających wiązka jest odchylana w dwóch prostopadłych kierunkach w taki sposób, że „kreśli” skokowo na próbce równoległe linie tworzące zarys kwadratu. Linie te nie są ciągłe, składają się z dużych ilości obok siebie punktów. Kwadrat taki składający się z punktów nazywa się rastrem. Zakreślanie rastra na próbce nazywa się skanowaniem*).

* Słowo „skanowa” pochodzi od angielskiego terminu „scan”, który oznacza „omiata”.



Rys. 5.23. Ogólny schemat budowy elektronowego mikroskopu skaningowego, A, B — punkty na próbce; A', B' — odpowiadające im punkty na ekranie lampy

Impulsy elektryczne sterujące odchylaniem wiązki w czasie skanowania przychodzą do cewek odchylających od elektronicznego generatora skanowania, który jednocześnie wysyła podobne impulsy do cewek odchylających innych wiązek elektronów — w lampie oscyloskopowej. W drówku plamki elektronicznej po powierzchni próbki jest cięta zsynchronizowana z wiązki drówka plamki po ekranie oscyloskopu, każdemu punktowi w obszarze skanowanego kwadratu na próbce odpowiada jeden punkt na ekranie.

Obok próbki jest umieszczony detektor elektronów, który służy do pomiaru natężenia emitowanych z próbki elektronów wtórnych i wstecznie rozproszonych. Sygnał z detektora steruje jasnością plamki na ekranie oscyloskopu.

Je eli podczas skanowania wi zka pada w danym momencie czasu prostopadle na element powierzchni próbki, to sygnał z detektora jest minimalny i plamka w odpowiednim punkcie na ekranie oscyloskopu b dzie miała jasno minimaln . Je eli w jakim punkcie powierzchnia b dzie nachylona pod k tem wi kszym od 0° , to emisja elektronów z tego punktu b dzie wi ksza i plamka na ekranie ulegnie rozja nieniu odpowiedniemu do k ta nachylenia.

W taki sposób w czasie w drówki plamki elektronowej po powierzchni próbki i zsynchronizowanej z ni w drówki plamki po ekranie oscyloskopu powstaje powi kszony obraz fragmentu próbki składaj cy si z bardzo wielu le cych obok siebie punktów o ró nej jasno ci.

Największe rozdzielczość obrazu uzyskuje się w najnowszych mikroskopach wykorzystujących jako sygnał sterujący wysokoenergetyczną frakcję elektronów rozproszonych wstecznie — pochodzących z obszaru równowiertrownicy wiązki. Wielkość emisji tych elektronów jest wystarczająca do rejestracji obrazu nawet przy bardzo małych rednicach wiązki, przy których niemożliwa jest rejestracja elektronów wtórnych ze względu na małą ich ilość.

Charakterystycznymi cechami elektronowego mikroskopu skaningowego są :

- duża głębia ostrości umożliwiająca obserwację powierzchni o stosunkowo dużych różnicach poziomów wyniosłości i wgłębienia ;
- duża plastyczność uzyskiwanych obrazów, są one „trójwymiarowe”;
- duża zdolność rozdzielcza sięgająca w najnowszych urządzeniach 2,5 nm (w elektronowych mikroskopach transmisyjnych 0,2-0,3 nm);
- możliwość uzyskiwania obrazów w bardzo szerokim zakresie powiększeń - od 10x (największa głębia ostrości - około 2 cm) do około 400 000x (największa rozdzielczość). Najczęściej wykonuje się obserwacje przy powiększeniach do 8000x.

Obrazy z mikroskopu skaningowego przy wykorzystaniu emisji elektronów przedstawiają topografię lub inaczej — mikrorelief powierzchni próbki, tzn. wyniosłości, wgłębienia, ich ilość, wielkość, rozłożenie itp.

Jednym z najważniejszych zastosowań tego mikroskopu jest badanie przełomów materiałów polikrystalicznych po próbach wytrzymałościowych — statycznych, uderzeniowych, zmęczeniowych itd. Na podstawie obserwacji przełomu można określić, jaki charakter (kruchy czy ciągliwy) ma przełom, czy występuje na nim wtrącenie niemetaliczne i o jakim kształcie. Można także badać przełomy materiałów kruchych, takich jak niektóre staliwa i staliwa, w celu określenia kształtu pewnych składników struktury np. wydzieleń grafitu w staliwie.

Podobna obserwacja przełomów przy pomocy mikroskopu optycznego (w zakresie powiększeń do 1000x) jest niemożliwa ze względu na jego małą głębię ostrości. Wielką zaletą mikroskopu skaningowego jest możliwość oglądania próbki w całym zakresie powiększeń z płynnym doborem powiększenia bez zmiany położenia próbki.

Przy pomocy mikroskopu skaningowego można badać zjawiska zachodzące na powierzchni ciał stałych i zmieniające ukształtowanie tej powierzchni, np. zjawiska korozji i cieranie zachodzące na powierzchni warstw przeciwkorozyjnych lub przeciwciernych, tworzenie się osadów, narostów, węgłów itp.

Mikroskop skaningowy może także służyć do badania struktury magnetycznej ciał stałych dzięki występowaniu zrośnicowanej emisji elektronów od ciał o zrośnicowanej powierzchniowo strukturze magnetycznej.

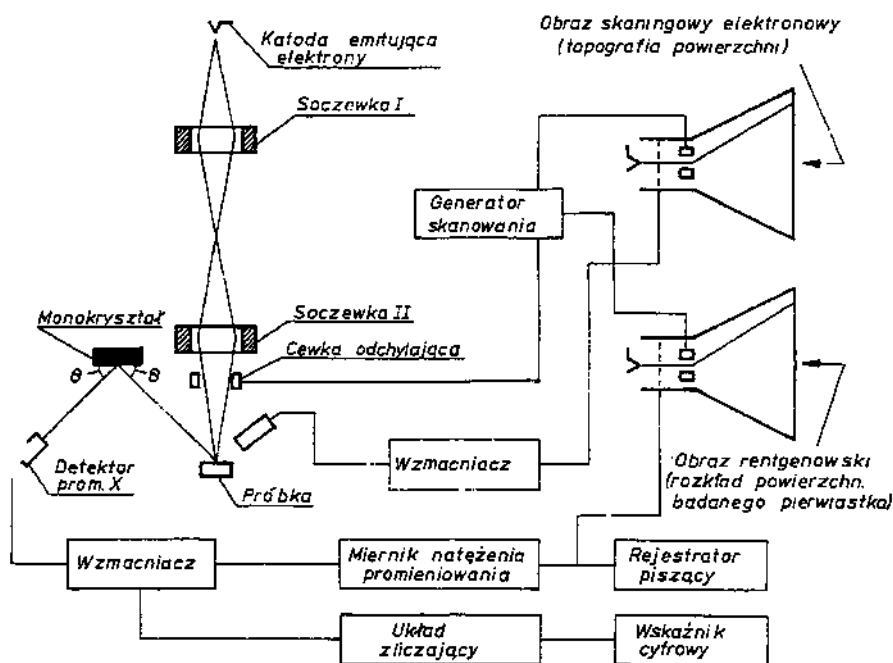
Można również w mikroskopie wykorzystać do sterowania syntezy obrazu emisję światła lub promieni podczerwonych czy ultrafioletowych. Emisja

ta zależy od pewnych czynników, którymi mogą być bardzo małe ilości domieszek trudno wykrywalnych innymi metodami.

Wyposażenie mikroskopu skaningowego w urządzenie do mikroanalizy (co się często praktykuje) umożliwia także przeprowadzenie analizy składu chemicznego w wybranych na podstawie obserwacji obrazu skaningowego miejscach na powierzchni próbki.

Mikroanalizator rentgenowski

Mikroanalizator rentgenowski (zwany dalej skrótowo mikrosondą) jest urządzeniem składającym się z takich samych elementów jak mikroskop skaningowy. Budowę mikrosondy przedstawiono na rys. 5.24.



Rys. 5.24. Schemat budowy mikroanalizatora rentgenowskiego

Układ wytwarzania i ogniskowania wiązki elektronów jest taki sam jak w mikroskopie skaningowym. Wiązka bombarduje próbkę, wzbudzając emisję elektronów i promieniowania rentgenowskiego.

Emisja elektronów jest w ten sam sposób jak w mikroskopie skaningowym wykorzystywana do wytwarzania obrazu powierzchni próbki. Obraz ten służy przede wszystkim do obserwacji próbki podczas przeprowadzania mikroanalizy i ze względów konstrukcyjnych i technicznych jest gorszej jakości niż obraz w mikroskopie skaningowym.

Do analizy składu chemicznego ciał stałych wykorzystuje się w mikrosondzie charakterystyczne promieniowanie X. Jest ono wysyłane z miejsca próbki, na które pada wiązka, we wszystkich kierunkach i od wszystkich pierwiastków zawartych w próbce.

Do wyodrębnienia spośród wszystkich emitowanych przez próbkę linii promieniowania charakterystycznego jednej tylko linii należy przejść do pierwiastka analizowanego (najczęściej wykorzystuje się linię K lub L) stosując tzw. monochromator czyli płaski monokryształ, w którym płaszczyzny atomowe są usytuowane równolegle do jednej z jego powierzchni. Wykorzystuje się przy tym prawo Bragga — rys. 5.2.

Dla przykładu, w monokryształ, w którym $d = 2,0129 \text{ \AA}$ wyodrębnienie linii K_1 kobaltu, której $\lambda = 1,789 \text{ \AA}$, jak wynika z prawa Bragga, wymaga ustawienia monokryształu pod kątem

$$\theta = \arcsin \frac{\lambda}{2d} = \arcsin \frac{1,789}{2 \cdot 2,0129} = 26^\circ 23' \quad (5.4)$$

Innymi słowy, jeżeli ustawić płaszczyznę monokryształu pod kątem θ do linii lotczy jego rodek z plamki elektronów na powierzchni próbki (patrz. rys. 5.4), to znajdzie na niej odbicie fali o długości $1,789 \text{ \AA}$, wszystkie pozostałe fale o innych długościach zostaną wygaszone.

Fala odbita trafia do ustawionego pod kątem θ w stosunku do monochromatora detektora promieniowania X. Kwanty X wchodzące do detektora wzbudzają w nim impulsy napięciowe, które są przesyłane po wzmocnieniu do układu zliczającego (sumującego). Suma zliczonych w stałym przedziale czasu impulsów jest wyświetlana na wskaźniku cyfrowym.

Przeprowadzenie analizy zawartości danego pierwiastka w jakim punkcie próbki, a właściwie miejscu o rozmiarach około $1 \mu\text{m}$, wymaga przy nieruchomej względem próbki wiązce skierowanej na to miejsce przeprowadzenia przez pewien okres czasu np. 10 s zliczania kwantów X od wybranej linii tego pierwiastka. Następnie powtarza się to samo dla próbki wzorcowej zawierającej znaną ilość, np. 100% analizowanego pierwiastka. Na podstawie stosunku ilości zarejestrowanych impulsów od badanej próbki do ilości od wzorca określa się zawartość analizowanego pierwiastka w próbce. Jest to metoda analizy punktowej.

Obszar, w którym dokonuje się analizy punktowej, jest określony przez wielkość strefy wzbudzenia promieniowania X. Rozmiar tej strefy jest zwykle równy lub większy od $1 \mu\text{m}$. Rozmiar tej nie może być mniejszy niż $0,5 \mu\text{m}$ ze względu na konieczność uzyskania do wzbudzenia emisji promieni X wiązki składającej się ze stosunkowo wysokoenergetycznych elektronów, co powodza ich rozproszenie w badanej próbce na odległość większą od $0,5 \mu\text{m}$. Wartość ta określa więc zdolność rozdzielczą mikroanalizy rentgenowskiej.

Impulsy z detektora mogą być także po wzmocnieniu przekazywane do miernika natężenia promieniowania, w którym ich ciąg zamieniany jest na napięcie ciągłe proporcjonalne do natężenia impulsów w czasie.

Sygnal napięciowy z miernika natężenia może sterować wychyleniem pisaka kreślącego linię ciągłą na przesuwającej się wstążce papieru. Wychylenia pisaka względem linii bazowej na papierze są proporcjonalne do natężenia promieniowania charakterystycznego X od analizowanego pierwiastka, a w pewnym przybliżeniu do jego zawartości w próbce. Jeżeli w tym samym czasie plamka elektronowa kreśli linię prostą na próbce, to pisak będzie rejestrował w postaci linii łamanej zawartość (zmienną) pierwiastka wzdłuż tej linii. Taki wykres nazywa się rozkładem liniowym badanego pierwiastka w próbce, a metoda jego otrzymywania nosi nazwę **analizy liniowej**.

Wizualizacja elektronów może także służyć skanowaniu próbek. Wizualizacja skanująca próbek i wizualizacja elektronowymi w druczkami po ekranach dwóch oscyloskopów steruje synchronicznie generator impulsów skanowania. Na jednym ekranie powstaje obraz skaningowy elektronowy, a na drugim obraz skaningowy rentgenowski czyli obraz próbki widzianej w promieniach X tylko od danego pierwiastka. Jasno plamki na drugim ekranie jest modulowana przez sygnał napięciowy z miernika natężenia promieniowania. Sygnał ten jest w pewnym przybliżeniu proporcjonalny do zawartości badanego pierwiastka w punkcie próbki, na który w danym momencie skanowania pada wizualizacja. W ten sposób punkt po punkcie powstaje synchronicznie z obrazem skaningowym pokazującym topografię próbki obraz rentgenowski przedstawiający rozkład powierzchniowy danego pierwiastka w skanowanym obszarze próbki. Metoda otrzymywania takich obrazów nazywa się **analizą powierzchniową**. Obszar skanowany może sięgać wielkości kwadratu o boku 1 mm.

Należy wspomnieć, że można w mikrosondzie zainstalować detektor półprzewodnikowy rejestrujący całe widmo promieniowania X pochodzące z próbki. Drogą elektroniczną wyodrębnia się w tym widmie poszczególne linie promieniowania charakterystycznego i mierzy ich natężenie. Metoda ta jest mniej dokładna od analiz opisanych powyżej. Jej największą zaletą jest szybkość analizy.

Ze względu na swoje zalety, takie jak możliwość wykonywania analiz składu chemicznego w bardzo małych obszarach, stosunkowo dobra dokładność względnie określania zawartości pierwiastków — rzędu 2—3%, możliwość badania rozkładów liniowych i powierzchniowych pierwiastków, mikroanalityzatory rentgenowskie znalazły szeroki zakres zastosowania. Jako najważniejsze należy wymienić:

- identyfikacja faz w stopach poprzez badanie ich składu chemicznego;
- badanie niejednorodności faz w stopach. Możliwe jest określenie różnic w zawartości składników fazy w dwóch punktach oddalonych od siebie o 1—2 μm ;

- badania nad wpływem wtrąceń niemetalicznych na własności stali Mo-licowej jest określanie składu chemicznego wtrąceń, rozkładu i wielkości poszczególnych rodzajów wtrąceń poprzez badanie rozkładu powierzchniowego pierwiastków tworzących wtrącenia;
- badanie budowy i składu chemicznego warstw utwardzających, przeciwcierających i antykorozyjnych na stopach, np. warstwy azotowane, tytanowane, aluminiowane, powłoki cynkowe na stali. Badania takie pomagają w doborze optymalnych własności tych warstw i ich technologii wytwarzania;
- badania materiałów niemetalicznych — minerałów (szczególnie rud zawierających cenne pierwiastki), tkanek biologicznych.

Obecnie występuje tendencja w technice do budowy urządzeń mieszczących w sobie możliwości badawcze mikroanalizatora rentgenowskiego i mikroskopu skaningowego. Umożliwia to przy mniejszych nakładach na aparaturę otrzymanie szerszych możliwości badawczych.

6. BADANIE WŁASNO CI MECHANICZNYCH METALI

Własności mechaniczne są ważnymi cechami decydującymi o możliwości zastosowania metali do budowy określonych maszyn i konstrukcji. Z tego względu metale poddaje się badaniom własności mechanicznych. Badania te mają na celu stwierdzenie odporności metali na działanie obciążeń, a niekiedy także na oddziaływanie środowiska. Najważniejszym jest badanie metali w warunkach możliwie zbliżonych do warunków pracy maszyn i konstrukcji, co nie zawsze jest możliwe. Stąd opracowano różne próby odtwarzające w przybliżeniu różne warunki pracy metali. Zależy nie od tego, jak zmienia się działanie obciążenia podczas prób, czy narasta powoli lub gwałtownie od zera do pewnej wartości maksymalnej lub też zmienia się cyklicznie, rozróżnia się próby statyczne, dynamiczne i zmienne.

Do ważniejszych prób statycznych metali należą próby:

- 1) rozciągania,
- 2) ściskania,
- 3) zginania,
- 4) twardości,
- 5) mikrotwardości.

Najważniejszą próbą dynamiczną jest próba uderzeniowa. Najczęściej stosowanymi próbami zmierzania są próby osiowego rozciągania-ściskania przy stałym cyklu obciążeń zewnętrznych i próby obrotowego zginania.

Ze względu na pracę maszyn i konstrukcji w różnych temperaturach wszystkie próby metali można przeprowadzać w temperaturach: pokojowej, obniżonych lub podwyższonych, przy odpowiednim wyposażeniu maszyny wytrzymałościowej w urządzenie schładzające lub grzewcze. Typową próbą przeprowadzaną dla metali pracujących w podwyższonych temperaturach jest próba pełzania.

Próba rozciągania oraz próby zmierzania przeprowadza się na powietrzu lub w środowiskach korozyjnych. W tych ostatnich wyznacza się odporność metalu na jednoczesne działanie naprężeń i środowisk korozyjnych.

6.1. Próby statyczne

Próby statyczne przeprowadza się przy małych przyrostach wzrostu naprężenia (odkształcenia). W innym bowiem przypadku wyznaczone własności metalu będą nieporównywalne. Wzrost przyrostu rozciągania znacznie zwiększa granicę plastyczności metalu, w mniejszym zaś stopniu zwiększa wytrzymałość na rozciąganie.

Próby rozciągania, ciskania i zginania metali

Najbardziej rozpowszechniona, prosta, dokładna i do wszechstronna jest próba rozciągania metali, którą wykonuje się wg PN-91/H-04310. Celem próby jest wyznaczenie: 1) umownej granicy sprężystości, 2) wytrzymałości lub umownej granicy plastyczności, 3) wytrzymałości na rozciąganie, 4) naprężenia rozrywającego, 5) wydłużenia, 6) przewodności, 7) modułu sprężystości wzdłużnej.

Miejsce i sposób pobierania próbek określa norma przedmiotowa. Stosuje się próbki okrągłe, kwadratowe, sześciokątne i płaskie, których kształt i wymiary określa norma PN-91/H-04310.

Przy wykonywaniu próby rozciągania umieszcza się próbkę w uchwytach maszyny wytrzymałościowej i poddaje wolno zwiększającemu się obciążeniu. Jednocześnie na urządzeniu samopiszącym maszyny kreśli wykres obciążenie-wydłużenie bezwzględne próbki, rys. 6.1. Na początku rozciągania następuje wzrost obciążenia przy małym wzroście wydłużenia i wykres ma charakter prostoliniowy do punktu F_H zgodnie z prawem Hooke'a.

Przy pomiarze wydłużenia próbki ekstensometrem w zakresie obciążenia, w którym krzywa rozciągania jest linią prostą (występuje tylko odkształcenie sprężyste, które ustępuje po zdjęciu obciążenia próbki), wyznacza się **współczynnik sprężystości wzdłużnej** E , jako stosunek przyrostu naprężenia ΔR do odpowiadającego mu wydłużenia jednostkowego $\frac{y}{100}$ z wzoru

$$E = \frac{100 \cdot \Delta R}{y} \quad (6.1)$$

gdzie: $\Delta R = \frac{F_k - F_1}{S_0}$ [MPa]

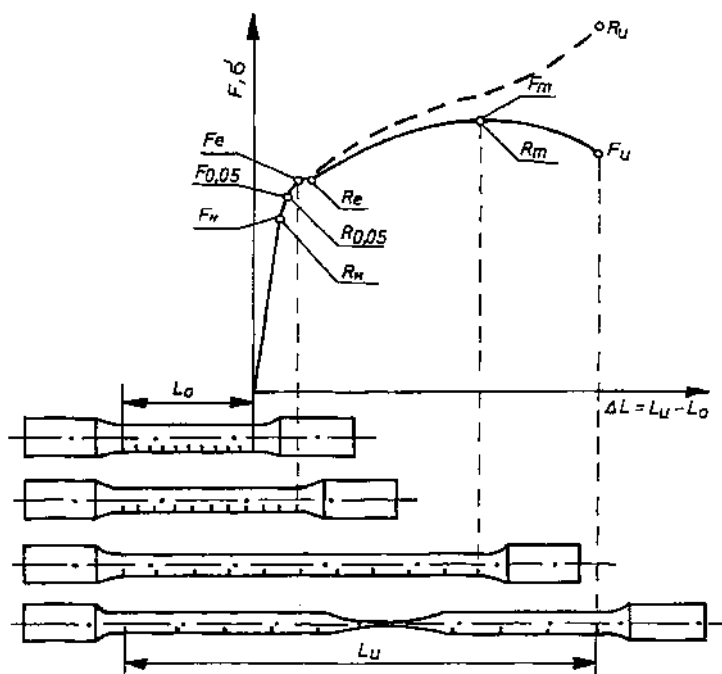
$$y = \frac{\Delta L_y}{L_0} \cdot 100$$

F_1 i F_k — siły obciążające odpowiadające naprężeniom wynoszącym odpowiednio 10 i 90% spodziewanej granicy sprężystości [N],

S_0 — powierzchnia przekroju poprzecznego próbki na długości pomiarowej mierzonej przed zerwaniem [mm²],

ΔL_y — umowne sprężyste wydłużenie bezwzględne [mm],

L_0 — długość pomiarowa do wyznaczenia naprężenia przy umownych wydłużeniach trwałych (baza ekstensometru, [mm].



Rys. 6.1. Wykres rozciągania stali niskowęglowej: L_0 - pierwotna długość pomiarowa próbki, L_u - długość pomiarowa próbki po zerwaniu, l - wydłużenie bezwzględne próbki, F_H - największa siła obciążająca w zakresie odkształcenia sprężystych próbek, $F_{0,05}$ - siła obciążająca wywołująca umowne wydłużenie trwałe 0,05%, F_e - siła obciążająca odpowiadająca wyrażonej granicy plastyczności, F_m - największa siła obciążająca osiągnięta w czasie próby, F_u - siła obciążająca w chwili zerwania próbki, R_H - granica proporcjonalności, $R_{0,05}$ - granica sprężystości, R_e - granica plastyczności, R_m - wytrzymałość na rozciąganie, R_u - naprężenie rozrywające

Umowną granicę sprężystości $R_{0,05}$ wyznacza się jako naprężenie rozciągające wywołujące w próbce umowne wydłużenie trwałe $x = 0,05\%$ z wzoru

$$R_{0,05} = \frac{F_{0,05}}{S_0} \quad [\text{MPa}] \quad (6.2)$$

gdzie: $F_{0,05}$ - siła obciążająca wywołująca umowne wydłużenie trwałe x wynoszące 0,05% długości pomiarowej L_e próbki [N].

Wydłużenie trwałe jest to wydłużenie rozciąganej próbki, które pozostaje po zdjęciu obciążenia; przeciwnie temu wydłużenie sprężyste próbki po zdjęciu obciążenia zanika.

Przy dalszym wzroście obciążenia, a począwszy od punktu F_e wydłużenie zwiększa się bez wzrostu obciążenia, a niekiedy nawet przy jego spadku.

Naprężenie rozciągające, przy osiągnięciu którego następuje wyraźny wzrost wydłużenia rozciąganej próbki (przy zmniejszonym, bez wzrostu lub nawet przy krótkotrwałym spadku siły obciążającej), stanowi **wyrażenie granicy plastyczności R_e** i wyznacza się z wzoru

$$R_e = \frac{F_e}{S_0} \quad [\text{MPa}] \quad (6.3)$$

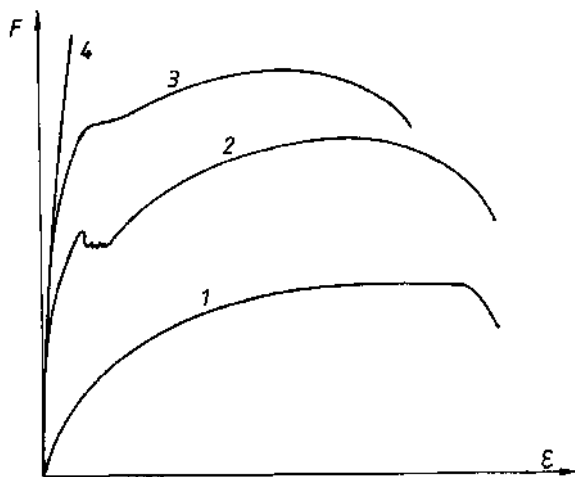
gdzie: F_e — siła obciążająca odpowiadająca wyrażeniu granicy plastyczności [N].

Wartość F_e odczytuje się na siłomierzu maszyny w chwili zatrzymania lub cofania się wskazówki lub na wykresie obciążenie-wydłużenie, jak na rys. 6.1. Pewne materiały nie wykazują jednak wyraźnej granicy plastyczności (rys. 6.2) i dla nich wyznacza się **umowną granicę plastyczności $R_{0,2}$** jako naprężenie rozciągające wywołujące w próbce umowne wydłużenie trwałe $x = 0,2\%$ z wzoru

$$R_{0,2} = \frac{F_{0,2}}{S_0} \quad [\text{MPa}] \quad (6.4)$$

gdzie: $F_{0,2}$ — siła obciążająca wywołująca umowne wydłużenie trwałe x wynoszące $0,2\%$ długości pomiarowej L_e próbki [N].

Przy dalszym wzroście siły obciążającej próbka znacznie się wydłuża plastycznie, równomiernie na całej długości pomiarowej próbki. Naprężenie



Rys. 6.2. Krzywe rozciągania: 1 - miedź, 2 - stal o zawartości 0,12% C, 3 - stal o zawartości 0,45% C, 4 - stal zażartowana o zawartości 0,9% C

rozciągającej odpowiadającej największej sile obciążającej uzyskanej w czasie przeprowadzania próby stanowi **wytrzymałość na rozciąganie** R_m wyznaczony z wzoru

$$R_m = \frac{F_m}{S_0} \quad [\text{MPa}] \quad (6.5)$$

gdzie: F_m - największa siła obciążająca osiągnięta w czasie próby [N].

Dla metali mniej ciągliwych zaraz po osiągnięciu F_m próbka rozrywa się. Dla metali ciągliwych po przekroczeniu F_m następuje szybki wzrost przewężenia miejscowego, czyli tworzenie się na próbce tzw. szyjki (rys. 6.1), przy czym jednocześnie nie występuje spadek obciążenia do wartości F_u . Naprężenie rzeczywiste występujące w przekroju poprzecznym próbki w miejscu przewężenia w chwili rozerwania nazywa się **naprężeniem rozrywającym** R_u wyznaczonym ze wzoru

$$R_u = \frac{F_u}{S_u} \quad [\text{MPa}] \quad (6.6)$$

gdzie: F_u — siła obciążająca w chwili rozerwania próbki [N],

S_u — powierzchnia najmniejszego przekroju poprzecznego próbki po rozerwaniu [mm^2].

Linie przerywane na wykresie 6.1 przedstawioną jako dorazowe naprężenie rzeczywiste odniesione do przekroju próbki w danej chwili rozciągania. Linia ta dochodzi do punktu R_u , w którym próbka rozrywa się.

Oprócz wymienionych własności wytrzymałościowych próbka rozciągania pozwala wyznaczyć własności plastyczne metalu:

• wydłużenie A_p jako stosunek trwałego wydłużenia bezwzględnego próbki po rozerwaniu L do długości pomiarowej próbki L_0 , wyznaczony dla próbek z wzoru

$$A_p = \frac{\Delta L}{L_0} \cdot 100 = \frac{L_u - L_0}{L_0} \cdot 100 \quad [\%] \quad (6.7)$$

gdzie: L_u — długość pomiarowa próbki po rozerwaniu [mm],

p — wskaźnik wielokrotności długości pomiarowej próbki L_0 .

Wydłużenie proporcjonalne dla próbek pięciokrotnych oznacza się A_5 a dla próbek dziesięciokrotnych - A_{10} .

• przewężenie Z jako zmniejszenie powierzchni przekroju poprzecznego próbki w miejscu rozerwania odniesione do powierzchni jej pierwotnego przekroju wyznaczone z wzoru

$$Z = \frac{\Delta S}{S_0} \cdot 100 = \frac{S_0 - S_u}{S_0} \cdot 100 \quad [\%] \quad (6.8)$$

Ze względu na różnice sposobu pobierania i przygotowania próbek związane z rodzajem badanego wyrobu, statyczne próby rozciągania próbek pobranych z rur, drutów i wlewków próbnych posiadają pewną specyfikę. Zakres wyznaczanych wielkości jest tu mniejszy. Warunki wykonywania tych prób są ustalone w: PN-91/H-04314 dla rur metalowych. PN-83/H-04316 dla drutów i PN-81/H-83108 dla eliwa.

Próba statyczna ciskania wg PN-57/H-04320 w ogólnym przypadku pozwala wyznaczyć te same wielkości, jak próba rozciągania. Wyznaczone własności zapisuje się z indeksem „c”, np. R_c - wytrzymałość na ciskanie, R_{plc} , $R_{c0,2}$ - wytrzymałość i umowna granica plastyczności przy ciskaniu.

Próbę statyczną ciskania eliwa wykonuje się wg PN-80/H-83119, przy czym wyznacza się tylko R_c .

Wytrzymałość na ciskanie wyznaczana jest tylko dla materiałów kruchych (np. eliwa), ponieważ próba kończy się zniszczeniem próbki (rozzerwaniem lub pojawieniem się pęknięć). Natomiast przy ciskaniu metali ciągliwych (np. miedzi) następuje spłaszczenie i umocnienie wywołane odkształceniem plastycznym. Zniszczenia próbki, w tym przypadku nie ma na osi gniazda w warunkach ciskania.

Próba statyczna zginania stosowana do oceny metali kruchych (np. dla eliwa wg PN-82/H83109) umożliwia wyznaczenie wytrzymałości na zginanie

$$R_g = \frac{8 \cdot F_g \cdot l_0}{\pi \cdot d_0^3} \quad [\text{MPa}] \quad (6.9)$$

a przy zastosowaniu dodatkowego wyposażenia — strzałki ugięcia przy złamaniu próbki. Dla eliwa ustalono do wiadczalnie zależną wytrzymałość na rozciąganie i zginanie równą

$$R_g = (1,5 \div 2) \cdot R_m \quad (6.10)$$

Przy wyznaczaniu własności mechanicznych metali w temperaturach różniących się od pokojowej lub w środowisku korozyjnym wykonuje się te same próby statycznego rozciągania, ciskania i zginania z tym, że próbki są umieszczone w szczelnych komorach zapewniających utrzymanie danej temperatury i agresywności korozyjnego środowiska. Przy próbach przeprowadzanych w podwyższonych temperaturach zabezpiecza się próbki przed utlenianiem za pomocą gazu obojętnego (argon, hel).

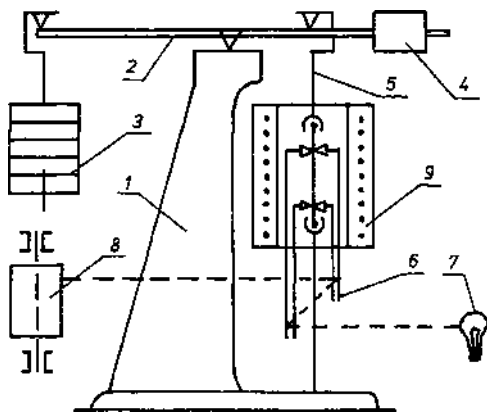
Warunki przeprowadzenia prób statycznych rozciągania metali w obniżonych temperaturach ujęto w PN-67/H-04311, a w podwyższonych i wysokich temperaturach - w PN-81/H-04312. W zapisie wyznaczonych wielkości podaje się indeks wskazujący temperaturę próby, np. R_m^{350} oznacza wytrzymałość na rozciąganie wyznaczoną w temperaturze 350°C.

Oprócz prób krótkotrwałych wykonuje się także długotrwałe statyczne próby rozciągania metali - próby pełzania, próby relaksacji oraz próby korozji naprężeniowej.

Próby pełzania, głównie stali przeznaczonych do pracy przy podwyższonych temperaturach, stali nierozciągliwych i nierozciągających, przeprowadza się wg PN-76/H-04330, przy czym wyznacza się granicę pełzania i wytrzymałość na pełzanie. **Granica pełzania** jest to stałe obciążenie, podzielone przez przekrój początkowy próbki, które po upływie określonego czasu, w danej stałej temperaturze, spowoduje wydłużenie trwałe próbki o określoną wartość wydłużenia trwałego w %, T — czas w godzinach i t — temperatura w $^{\circ}\text{C}$. Dla przykładu $R_{0,2/10000/500}$ oznacza granicę pełzania przy wydłużeniu trwałym 0,2%, w czasie 10000 h, w temperaturze 500°C .

Wytrzymałość na pełzanie jest to stałe obciążenie podzielone przez przekrój początkowy próbki, które po upływie określonego czasu działania, w danej stałej temperaturze, spowoduje zerwanie próbki. Wytrzymałość na pełzanie oznacza się przez $R_{z/T/t}$ gdzie: z — oznacza zerwanie, T — czas w h, t - temperatura w $^{\circ}\text{C}$. Dla przykładu $R_{z/1000/600}$ oznacza wytrzymałość na pełzanie w czasie 1000 h w temperaturze 600°C .

Próby pełzania przeprowadza się w specjalnych rozciągarkach, zwanych pełzarkami, rys. 6.3.



Rys. 6.3. Schemat pełzarki jednodwigniowej: 1 - kadłub, 2 - dźwignia, 3 - obciążniki, 4 - przeciwnar, 5 — chwytak, 6 — aparat zwierciadłowy Martensa, 7 — źródło światła, 8 - bębny z mechanizmem zegarowym i papierem wiatłoczułym, 9 — urządzenie grzejne

Relaksacja nazywa się zjawisko zanikania stanu naprężenia przy wymuszonym odkształceniu, poprzez zmianę odkształceń sprężystych na odpowiednie odkształcenia trwałe. Jest to spadek naprężenia w czasie (przy stałej temperaturze) w naprężonej próbce przy stałej długości próbki. Próby re-

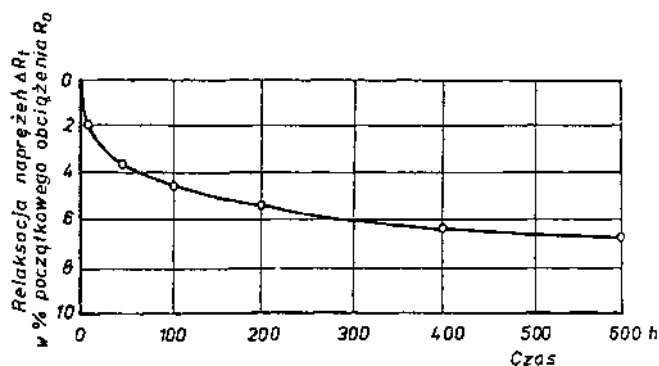
laksacji stali w normalnej temperaturze przeprowadza się wg PN-90/H-04331. Próby wykonuje się na próbkach pobranych z prętów, drutów i lin, stosowanych przede wszystkim w konstrukcjach sprężonych.

Pomiary relaksacji naprężenia w przypadku jednoosiowego rozciągania sprowadzają się do pomiarów spadku naprężenia R_t w czasie t przy stałym wydłużeniu całkowitym $\epsilon_{spr} + \epsilon_{pl} = \text{const.}$ Próba przeprowadza się w temperaturze $20 \pm 5^\circ\text{C}$ w czasie 1000 h, przy naprężeniu początkowym próbki R_0 o wartościach 50%, 60% lub 70% R_m , nie przekraczających 0,9 R_c .

Rozciągarka do prób relaksacji ma konstrukcję podobną do pełzarki, z tym, że jest dodatkowo wyposażona w urządzenie automatycznej regulacji, pozwalające w czasie próby utrzymywać stałą długość pomiarową próbki z dokładnością $\pm 0,001\%$.

Wyniki próby relaksacji przedstawia się w tablicy lub w postaci wykresów: 1) naprężenie—czas, 2) spadek naprężenia—czas (rys. 6.4) lub 3) prędkość relaksacji—czas.

Przy jednoosiowym rozciąganiu wykonuje się te próby korozji naprężeniowej. Polega ona na współdziałaniu statycznych naprężeń rozciągających i specyficznego środowiska korozyjnego. Pod ich wpływem metale i stopy pasywują się stopniowo, krucho pomimo zachowania własności plastycznych. Do prób stosuje się próbki podobne w konstrukcji do pełzarek przedstawionych na rys. 6.3, z tym, że zamiast komory grzejnej próbka jest umieszczona w szczelnym pojemniku, przy którym przepływa określone środowisko korozyjne. Zbudowane jest tak urządzenie do pomiaru i zapisu odkształcenia próbki w czasie próby. Przy próbie w próbce utrzymywany jest stały stan naprężenia określony w stosunku do granicy plastyczności badanego metalu. Próby prowadzi się na kilkunastu próbkach, przy różnych poziomach naprężeń, a do zerwania próbek. Wyniki prób zapisuje się w układzie naprężenie—czas, przy czym uzyskuje się krzywe zbliżone kształtem do krzywej relaksacji. Można też wykonać kilkanaście prób przy tym samym poziomie naprężeń, bez doprowadzania do złomu próbek.



Rys. 6.4. Wykres relaksacji naprężenia zależnie od czasu próby

Próby przerywa się po różnych czasach ekspozycji próbek, zrywa próbki w statycznych próbach rozciągania i wyznacza wytrzymałość na rozciąganie. Wyniki prób zapisuje się w układzie spadku wytrzymałości—czas ekspozycji.

Pomiary twardości. Rozpowszechnienie pomiarów twardości tłumaczy się:

- łatwość ustalenia związku między wynikami pomiarów twardości, a wynikami prób innych własności mechanicznych np. wg PN-93/H-04537,
- szybkimi, łatwymi i dokładnymi sposobami pomiarów twardości wykonywanych w bardzo małej objętości metalu.

Ogólnie biorąc pomiar twardości metalu polega na wgniataniu wgłębniaka przez określony czas i przy określonym obciążeniu w gładką powierzchnię metalu, co powoduje miejscowe odkształcenie trwałe w kształcie odcisku wgłębniaka. Tak więc twardość można określić ogólnie jako miarę oporu metalu przy wciskaniu we wgłębniaka lub miarę oporu metalu przeciw odkształceniom trwałym powstającym wskutek wciskania wgłębniaka. Należy podkreślić, że twardość nie jest stałą metalu i porównywanie twardości różnych metali jest możliwe tylko z pewnymi zastrzeżeniami.

Zależy od wartości obciążenia, materiału i kształtu wgłębniaka oraz wymiaru odcisku różnią się pomiary twardości metali sposobami Brinella, Rockwella i Vickersa.

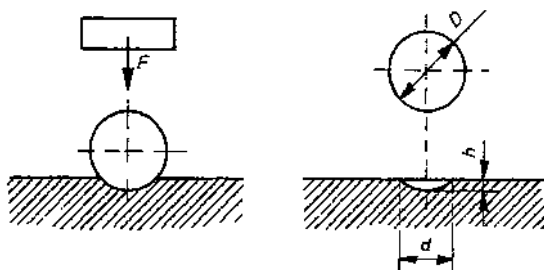
Przy pomiarze sposobem **Brinella** wg PN-91/H-04350 twardość metalu HB wyznacza się jako stosunek obciążenia wgłębniaka (kulki ze stali hartowanej lub w glików spiekanych) siły F do powierzchni czasy odcisku z wzoru

$$HB = \frac{0,102 \cdot 2F}{\pi \cdot D(D - \sqrt{D^2 - d^2})} \quad (6.11)$$

gdzie: F - obciążenie wgłębniaka [N],

D - średnica kulki [mm],

d - średnica odcisku [mm].



Rys. 6.5. Oznaczenia wielkości występujących przy pomiarze twardości sposobem Brinella: F - siła obciążająca, D — średnica kulki, d - średnica odcisku, h - głębokość odcisku

Oznaczenia wielkości występujących przy pomiarze twardości sposobem Brinella podano na rys. 6.5.

W praktyce pomiar twardości sposobem Brinella sprowadza się do pomiaru rednicy odcisku kulki o wybranej rednicy przy wybranym obciążeniu, a odpowiadając jej twardość badanego metalu odczytuje się z tablic zamieszczonych w PN-91/H-04350. Odcisk wykonuje się przy użyciu twardościomierza, natomiast rednicę odcisku mierzy się za pomocą mikroskopu pomiarowego lub specjalnej lupy z dokładnością do $\pm 0,25\%$ rednicy kulki. Stosuje się kulki o rednicy 10; 5; 2,5; i 1 mm, przy czym rednicę kulki i jej obciążenie przy pomiarze dobiera się zależnie od badanego metalu, tak aby głębokość odcisku h była co najmniej 8 razy mniejsza od grubości próbki. Zależnie od spodziewanej twardości badanej próbki i rednicy kulki siła obciążająca P wgłębnik dobiera się w granicach $9,8 \div 29420$ N, tak aby uzyskać odcisk o rednicy zawartej w przedziale od 0,24 do 0,6 rednicy kulki. Czas działania całkowitej siły obciążającej powinien wynosić: $10 \div 15$ s dla stali i eliw oraz $30 \div 60$ s dla stopów metali nie elaznych i powinny być tym większe, im mniejsza twardość badanej próbki. Zaleca się stosować kulkę o rednicy 10 mm lub możliwie najwięcej dopuszczalnej wg ww. warunki. Przy twardości badanego metalu do 450 jednostek Brinella stosuje się kulki stalowe, a przy twardości powyżej 450 HB — kulki z węglików spiekanych. Te ostatnie kulki pozwalają badać metale o twardości do 600 jednostek Brinella.

Powierzchnia badanego przedmiotu w miejscu pomiaru twardości powinna być płaska i równa oraz oczyszczona ze zgorzeliny i smaru. Na każdej próbce powinny być wykonane co najmniej trzy pomiary. Przy twardości powyżej 35 HB odstęp między siedmioma odciskami powinien być większy od 4-krotnej rednicy odcisku, a odstęp między odciskami od krawędzi badanej próbki powinien być większy od 2,5-krotnej rednicy odcisku. Przy twardości poniżej 35 HB minimalne odstęp między odciskami należy zwiększyć odpowiednio do 6 i 3-krotnej rednicy odcisku.

Symbol jednostki twardości Brinella HB uzupełnia się literą S, gdy pomiar był wykonywany kulką stalową lub literą W, gdy pomiar był wykonywany kulką z węglików spiekanych, oraz liczbami oznaczającymi rednicę kulki, wartość stosowanego obciążenia i czas działania obciążenia, gdy rednica jest inna niż 10 mm, obciążenie inne niż 29420 N (3000 kG) i czas działania inny niż $10 \div 15$ s. Dla przykładu zapis $185\text{ HBS}_{5/750/20}$ oznacza twardość 185 jednostek Brinella zmierzonych kulką stalową o rednicy 5 mm, przy obciążeniu $F = 7355$ N (750 kG) w ciągu 20 s.

Sposób Brinella stosuje się do pomiaru twardości stali wyarzonych, eliw, miedzi i jej stopów, stopów aluminium, cynku, cyny, ołowiu i ich stopów. Wadą sposobu Brinella jest stosunkowo mały zakres pomiarowy i duże rozmiary odcisku.

Twardość Brinella niektórych stopów jest proporcjonalna do ich wytrzymałości na rozciąganie i dzięki temu może być wykorzystywana do przybliżonej oceny wytrzymałości, np. dla:

stali $R_m = (0,34 \div 0,36) HB$,

miedzi i jej stopów $R_m = (0,40 \div 0,55) HB$,

stopów aluminium $R_m = (0,24 \div 0,30) HB$.

Pomiar twardości sposobem **Rockwella** wg PN-91/H-04355 wykonuje się przy użyciu jako węgla bnika:

- stożka diamentowego do pomiaru twardości wg skali A, C i D w zakresach 20-88 HRA, 20-70 HRC i 40-77 HRD,
- kulki stalowej o twardości nie mniejszej niż 850 HV10 i średnicy:
 - 1,588 mm do pomiaru twardości wg skali B, F i G w zakresach 20-100 HRB, 60-100 HRF i 30-94 HRG,
 - 3,175 mm do pomiaru twardości wg skal E, H i K w zakresach 70-100 HRE, 80-100 HRH i 40-100 HRK.

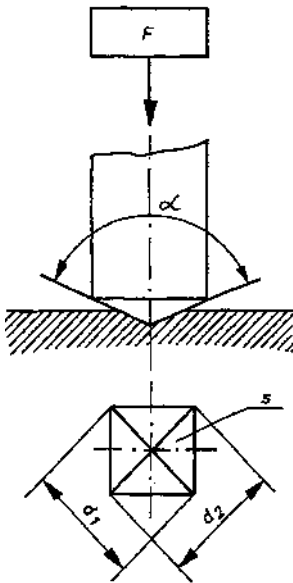
Pomiar twardości sposobem Rockwella wg PN-82/H-04362 wykonuje się przy użyciu jako węgla bnika:

- stożka diamentowego do pomiaru twardości wg skali N w zakresie 68-92 HR15N, 47-82 HR30N i 20-77 HR45N dla materiałów o grubości 0,15-0,71 mm
- kulki stalowej o twardości nie mniejszej niż 850 HV10 i średnicy 1,588 mm do pomiaru twardości wg skali T w zakresie 68 — 91 HR15T, 34-79 HR30T i 4-71 HR45T dla materiałów o grubości 0,25-0,71 mm.

Pomiar polega na dwustopniowym wciskaniu w badaną próbkę węgla bnika przy określonych w normie warunkach i pomiarze trwałego przyrostu głębokości odcisku po odcieniu, rys. 6.6. Wielkość wyrażona w jednostkach odkształcenia trwałego wynoszących 0,002 mm jest podstawą do wyznaczenia twardości wg Rockwella. Maksymalna głębokość odcisku, odpowiadająca twardości równej zero, przyjmuje się równą 0,20 mm dla skali A, C i D oraz 0,26 mm dla skali B i F. Głębokość ta odpowiada 100 jednostkom dla skali A, C i D oraz 130 jednostkom dla skali B, E, F, G, H i K. Stąd twardość w skalach A, C i D wyznacza się z wzoru $HR = 100 - e$, a w skalach B, E, F, G, H i K. $HR = 130 - e$.

Obciążenie wstępne przy pomiarze twardości sposobem Rockwella wynosi 98 N i ma za zadanie eliminację błędów wywołanych przyleganiem nieobciążonego węgla bnika do powierzchni i odkształceniem sprężystym. Powinno być przyłożone łagodnie, bez wstrząsów. Należy przy tym zwrócić uwagę, by nie zostało przekroczone.

Następnie przykładają się w ciągu 2—8 s obciążenia główne, które wynoszą 1373 N dla skali C, G i K, 490 N dla skali A, F i H oraz 883 N dla skali B, D i E. Po upływie 2 s licząc od momentu wyrażonego zatrzymania się wskaźnika głębokości odcisku (czujnika) zdejmują się obciążenia główne F_1



Rys. 6.7. Oznaczenia wielkości występujących przy pomiarze twardości sposobem Vickersa: α — kąt między przeciwległymi ścianami ostrosłupa węgla bnik $= 136^\circ$, F — siła obciążająca węgla bnik, N, d — średnia arytmetyczna wartości przekrojonych d_1 i d_2 , mm, s — pobocznicą odcisku, mm^2

$$HV = \frac{0,102 \cdot 2F \cdot \sin \alpha/2}{d^2} \approx 0,189 \cdot \frac{F}{d^2} \quad (6.12)$$

gdzie: F — siła obciążająca węgla bnik [N],
 d — średnia arytmetyczna wartości przekrojonych d_1 i d_2 , [mm],
 $\alpha = 136^\circ$ kąt między przeciwległymi ścianami ostrosłupa węgla bnika.

Po wykonaniu odcisku za pomocą węgla bnika mierzy się przekrojenie odcisku za pomocą mikroskopu wbudowanego w twardościomierz. W praktyce twardość HV odczytuje się z tablic podanych w PN-91/H-04360 zależnie od obciążenia i przekrojenia odcisku. Symbol jednostki twardości Vickersa HV uzupełnia się liczbami oznaczającymi wartość obciążenia (kG) i czas działania obciążenia (s) w przypadkach, gdy jest inny niż 10-15 s. Dla przykładu 640 HV10/30 oznacza twardość 640 HV zmierzoną przy obciążeniu 98 N (10 kG) w czasie działania obciążenia 30 s.

Przy pomiarze twardości wyrobów stalowych zaleca się stosowanie obciążenia węgla bnika od 49 do 980 N (5÷100 kG), dla miedzi i jej stopów od 24,5 do 490 N (2,5÷50 kG), a dla aluminium i jego stopów od 1,96 do 490 N (1÷50 kG). Obciążenie węgla bnika powinno być tym mniejsze, im cieńszy jest wyrób i im metal wykazuje mniejszą twardość.

Powierzchnia próbki w miejscu pomiaru twardości sposobem Vickersa powinna odpowiadać warunkom, jak dla pomiaru twardości sposobem Rockwella. Grubość próbki lub badanej warstwy powinna wynosić co najmniej 1,5 d (długości przekrojenia odcisku). Na każdej próbce powinny być wykonane co najmniej trzy pomiary. Odległości między rodkiem odcisku, a krawędzią próbki nie powinna być mniejsza niż 2,5 d dla stali, miedzi i jej stopów oraz 3 d dla metali lekkich, ołowiu, cyny i ich stopów. Odległości między rodkami siedlisk odcisków nie powinna być mniejsza w odpowiednich grupach materiałów niż 3 d oraz 6 d .

Zaletą sposobu Vickersa jest duża dokładność, szeroki zakres pomiarowy i stosunkowo małe obciążenie węgla bnika. Umożliwia to dokładne pomiary twardości cienkich drutów, tańm oraz warstw dyfuzyjnych wszelkich materiałów metalowych.

W przypadkach, gdy nie można bezpośrednio zmierzyć twardości stali i staliwa wymagany sposobem, można określić twardość oznaczonej innym sposobem przy wykorzystaniu tablic porównawczych twardości wg Vickersa, Brinella, Rockwella i Shore'a oraz wytrzymałość na rozciąganie podanych w PN-93/H-04357. Przy pomiarze metodą zastępczą należy dla przeliczenia (zmiany) posługiwać się średnią arytmetyczną twardości obliczoną co najmniej z trzech pomiarów. Porównanie zależności między różnymi sposobami pozwala określić tylko przybliżone wartości twardości.

Pomiary mikrotwardości. Wykonuje się na ostrzach igieł, cienkich drutach, taśmach o grubości kilku setnych milimetra, powłokach metalowych, cienkich warstwach dyfuzyjnych, poszczególnych składnikach strukturalnych stopów.

Pomiary mikrotwardości polegają na statycznym wciskaniu węgla białego w dokładnie prostokąt do osi węgla białego powierzchni badanego metalu. Najczęściej wykonuje się pomiary mikrotwardości sposobem Vickersa przy obciążeniu poniżej 1,961 N wg PN-ISO 6507-3. Zasada tych pomiarów jest identyczna z pomiarami makrotwardości sposobem Vickersa, lecz stosuje się dokładniej wykonany węgiel białek, mniejsze obciążenie węgla białego, mniejszą chropowatą badaną powierzchnię ($R_a = 0,50 \mu m$) i dokładniejszy pomiar przekrojnych odcisków (błąd całkowity nie powinien przekraczać 0,5% długości przekrojnej).

Powierzchnia próbki w miejscu pomiaru mikrotwardości powinna być płaska, sucha i wolna od zanieczyszczeń. Zaleca się elektrolityczne lub mechaniczne polerowanie próbki. Przed ostatecznym wytrawieniem próbki zaleca się co najmniej dwa razy trawić i polerować.

Dla wyznaczenia średniej wartości twardości metalu należy wykonać co najmniej pięć odcisków. W celu wyznaczenia twardości poszczególnych składników struktury metalu należy wykonać co najmniej pięć odcisków na ziarnach tego samego rodzaju.

Odległość między krawędzią odcisku i krawędzią próbki nie powinna być mniejsza niż 1,5 długości przekrojnej odcisku. Odległość między krawędziami siedmiu odcisków nie powinna być mniejsza niż dwie długości przekrojnej odcisku.

Przy badaniu składników strukturalnych (ziarn) miejsce pomiaru należy tak dobrać, aby odcisk znalazł się w odległości równej przynajmniej 1-2 długości przekrojnej odcisku od brzegu ziarna. Zaleca się wykonywać pomiar w rodunku ziarna.

Przy pomiarze mikrotwardości zaleca się stosowanie sił obciążających w zakresie od 0,0098 do 0,9807 N.

Jeżeli celem badania jest wyznaczenie:

- a) średniej twardości metalu, należy tak dobrać obciążenie, aby długość przekrojnej odcisku była znacznie większa w porównaniu z badanymi składnikami strukturalnymi,

- b) twardość poszczególnych składników strukturalnych, należy tak dobrą obciążenie, aby długość przekątnej odcisku była dostatecznie mała w porównaniu z badanym składnikiem (ziarno) chyba, że badany składnik otoczony jest innymi ziarnami o podobnych własnościach oraz, aby w badanym ziarnie nie tworzyły się pęknięcia lub ugięcia wskutek działania nacisku i aby ziarno nie odrywało się od podłoża.

Mikrotwardość Vickersa wyznacza się stosunkiem siły F do powierzchni pobocznic odcisku z wzoru (6.12). Symbol jednostki twardości Vickersa HV uzupełnia się liczbami oznaczającymi wartość obciążenia (kG) i czas działania (s) w przypadkach, gdy ten ostatni jest inny niż $10 \div 15$ s. Dla przykładu 254 HVO,1/30 oznacza mikrotwardość 254 zmierzoną przy obciążeniu 0,981 N w czasie obciążenia 30 s.

6.2. Próby dynamiczne

Najczęściej stosowaną w badaniach wytrzymałości dynamicznej jest próba udarowości służąca do oceny zachowania się metali w warunkach sprzyjających kruchemu pękaniu, wywołanych w próbce obecnością karbu i odkształceniami o dużej prężności, powstałymi w wyniku udarowego działania siły.

Próbę udarowości wykonuje się na młotach wahadłowych typu Charpy (rys. 6.8), przeznaczonych do udarowego zginania próbek podpartych swobodnie na obu końcach, rys. 6.9. Próbkę z karbem w kształcie litery U lub V umieszcza się na podporach młota tak, aby o karbu leżała w płaszczyźnie ruchu wahadła młota, karb był skierowany do podpór, a próbka przylegała do podpór. W czasie próby początkowa energia wahadła młota ($K_{\max} = 30 \div 5$ J), wychylonego o kąt α , przy jego swobodnym spadku zostaje zużyta na złamanie próbki (K) i na zamianę w energię kinetyczną K_1 powodując wychylenie wahadła młota po złamaniu próbki o kąt β , czyli

$$K = K_{\max} - K_1 = m \cdot g \cdot R (\cos \alpha - \cos \beta) \quad (6.13)$$

gdzie: K — praca uderzenia odpowiadająca energii zużytej na złamanie próbki [J],

m — masa wahadła młota [kg],

g — przyspieszenie ziemskie $= 9,81$ [m/s²],

R — odległość od osi wahadła młota do środka próbki ustawionej na podporach [mm],

— kąt spadania wahadła młota [...°],

— kąt wychylenia wahadła młota po złamaniu próbki [...°].

Udarowość wyznacza się jako pracę uderzenia odniesioną do powierzchni początkowej przekroju poprzecznego próbki w miejscu karbu S_0 z wzoru

$$KC = \frac{K}{S_0} \quad [\text{J/cm}^2] \quad (6.14)$$

Tak przyj te okre lenie udarno ci nie ma podstaw fizycznych, a przy badaniu próbek z karbem nie wyst puje prawo podobie stwa. St d udarno mo na porównywa jedynie w odniesieniu do jednego rodzaju i wymiarów próbek. Ten niedostatek jest przyczyn braku metod oblicze konstrukcji, w których w sposób bezpo redni wykorzystano by udarno . Dlatego aktualnie cz sto wyznacza si tylko warto K dla danego rodzaju i wymiarów próbek.

Symbol pracy uderzenia K lub udarno ci KC uzupełnia si kolejno literami U lub V oznaczaj cymi kształt karbu oraz liczbami oznaczaj cymi pocz tkow energii wahadła młota w J, gł boko karbu w mm oraz szeroko próbki b w mm. Dodatkowych liczb nie podaje si w przypadku stosowania:

- młota o pocz tkowej energii $K_{max} = 300 \text{ J}$,
- próbek o szeroko ci 10 mm i gł boko ci karbu $a - h = 5 \text{ mm}$ dla próbek z karbem w kształcie litery U oraz gł boko ci karbu $a - h = 2 \text{ mm}$ dla próbek z karbem w kształcie litery V.

Tablica 6.1
Charakterystyczne wielko ci wyst puj ce przy próbach udarno ci

Oznaczenie wielko ci		Wymiar nominalny	Dopuszczalne odchyłki
L		40 mm	+ 0,5 mm
R_1		1 mm	+ 0,5 mm
R_2		2 mm	+ 0,5 mm
		30°	± 1 °
		11°	± 1 °
l		55 mm	± 0,60 mm
l/2		27,5 mm	± 0,40 mm
a		10 mm	± 0,10 mm
b		10 mm	± 0,10 mm
		7,5 mm	
		5 mm	
h dla próbek z karbem w kształcie litery	U	8 mm	± 0,10 mm
		7 mm	
		5 mm	
	V	8 mm	± 0,05 mm
r dla próbek z karbem w kształcie litery	U	1 mm	± 0,07 mm
	V	0,25 mm	± 0,025 mm
		45°	± 2 °
		90°	± 2 °

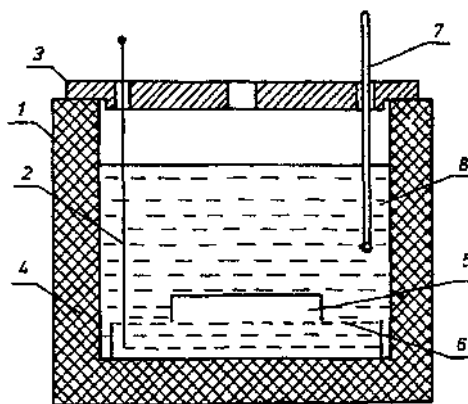
Dla przykładu KCU 150/2/7,5 oznacza udarno wyznaczon za pomoc młota o pocz tkowej energii $K_{\max} = 150 \text{ J}$, na próbce z karbem w kształcie litery U, o gł boko ci karbu $a - h = 2 \text{ mm}$ i szeroko ci $b = 7,5 \text{ mm}$.

Zgodnie z PN-EN10045-1:1990 do prób udarno ci metali stosuje si próbki o kształcie i wymiarach, jak na rys. 6.9 i w tabeli 6.1.

Próbki pobiera si wzdłu nie lub poprzecznie do kierunku walcowania, promieniowo lub stycznie do powierzchni wyrobu. O karbu próbek po-branych z blach, pr tów i kształtowników powinna by prostopadła do powierzchni wyrobu. Próbki powinny by całkowicie obrobione mechanicznie przez skrawanie. Chropowato powierzchni bocznych próbek $R_s \leq 1,25 \mu\text{m}$ wg PN-87/M-04251. Obróbk ciepln nale y przeprowadzi na odcinkach próbnych lub próbkach przed wykonaniem karbu. Do bada nale y pobra co najmniej trzy próbki.

Prób przeprowadza si w temperaturze $20 \pm \frac{10}{5}^\circ\text{C}$. Obok wyznaczenia warto ci K i KC dodatkow informacj o zachowaniu si badanego metalu mo na uzyska z wygl du przełomu próbek po złamaniu. Przełom mo e by plastyczny, kruchy lub mieszany. W tym ostatnim przypadku okre la si procentowy udział przełomu kruchego.

Prób udarno ci metali mo na przeprowadzi te w temperaturach obni onych wg PN-79/H-04371. Do temperatury prób próbki ozi bia si w termostacie (rys. 6.10), przy czym je eli czas od chwili wyj cia próbki z o rodka ozi biał cego do złamania nie przekracza 5 s, to stosuje si przechłodzenie próbek o $2 - 3^\circ\text{C}$ dla temperatur prób 0 do -40°C i o $3 - 4^\circ\text{C}$ dla temperatur prób poni ej -40°C do -100°C . Oznaczenia udarno ci uzupełnia si indeksem wskazuj cym temperatur próby, np. KCV⁻⁴⁰ oznacza udarno okre lon w temperaturze -40°C .



Rys. 6.10. Termostat do ozi biania próbek: 1 - naczynie metalowe z podwójnymi ścianami, 2 - mieszanina, 3 - pokrywa, 4 - izolacja, 5 - próbka, 6 - siatka, 7 - termometr, 8 - mieszanina cieczy nie zamarzającej z substancją obniżającą temperaturę, np. CO_2 (suchy lód)

Prób udarno ci metali mo na te przeprowadzi w temperaturach podwyższonych wg PN-79/H-04372. Do temperatury prób próbki nagrzewa się w piecach ustawionych w pobliżu młota wahadłowego. Oznaczenia udarno ci uzupełnia się indeksem wskazującym temperatury próby, np. KCV⁶⁰ oznacza udarno ci określone w temperaturze +60°C

Próby udarno ci przeprowadza się także przy badaniach skłonności do starzenia po przeróbce plastycznej na zimno. Zgodnie z PN-81/H-04373 próby mogą być przeprowadzone w temperaturze pokojowej lub obniżonej. Przed próbami odcinki próbne rozciąga się do osiągnięcia $10 \pm 1\%$ wydłużenia względnie lub ciśnienia na grubość (np. przez walcowanie na zimno) do osiągnięcia odkształcenia trwałego $7 \pm 0,7\%$. Po odkształceniu próbki starzy się w temperaturze $250 \pm 10^\circ\text{C}$ w czasie 1 h. Wskaźnik starzenia S oblicza się z wzoru

$$S = \frac{K - K_A}{K} \cdot 100\% \quad (6.15)$$

W którym: K - średnia wartość pracy uderzenia bez zgniotu na zimno i sztucznego starzenia [J],

K_A - średnia wartość pracy uderzenia po przeróbce plastycznej na zimno i sztucznym starzeniu [J].

Pewni specyfiki mają próby udarno cieliwa szarego przeprowadzane wg PN-78/H-83107. Próbki pobiera się z wlewków próbnych wg PN-76/H-83105, z wycinków próbnych przylanych do odlewu lub wyciętych bezpośrednio z odlewu. Zaleca się nie od miejsca pobrania przygotowuje się próbki okrągłe, bez karbu, o średnicy 12 — 20 mm i długości równej sześciokrotnej średnicy próbki. Próbki ustawia się na podporach młota, przy czym odległość między podporami równa się pięciokrotnej średnicy próbki. Próbkę przeprowadza się w temperaturze $20 \pm 10^\circ\text{C}$. Z pracy zużytej na złamanie próbki (KC) w J wyznacza się moduł udarno ci (MC_d) z wzoru

$$MC_d = \frac{KG}{V} \quad [\text{J}/\text{cm}^3] \quad (6.16)$$

gdzie: V - cząłkość próbki ograniczona płaszczyznami prostopadłymi do osi próbki przechodzącymi przez wewnętrzne krawędzie podpór młota [cm³].

Moduł udarno ci oblicza się tylko w przypadku, gdy iloraz pracy KG do maksymalnej energii młota K_{max} przekracza 0,4.

6.3. Badania metali na zmęczenie

Zmęczeniem nazywa się zniszczenie metalu spowodowane cyklicznie zmiennymi naprężeniami, znacznie mniejszymi od niszczącego naprężenia statycznego. Cykl naprężeń charakteryzują:

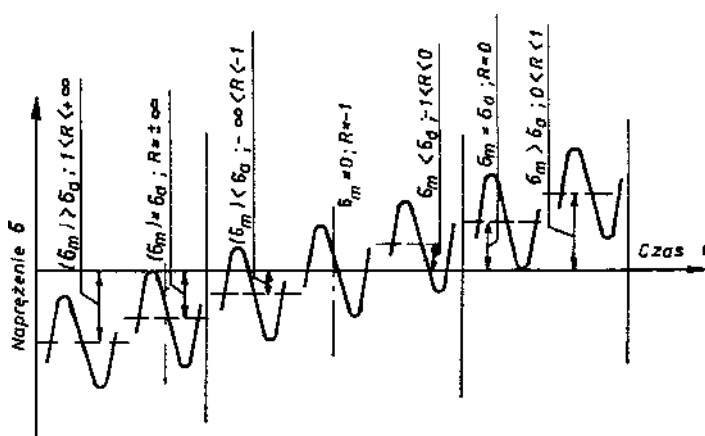
- średnie naprężenie cyklu:
$$\sigma_m = \frac{\sigma_{\max} + \sigma_{\min}}{2}$$
- amplituda cyklu naprężeń:
$$\sigma_a = \frac{\sigma_{\max} - \sigma_{\min}}{2}$$
- współczynnik asymetrii cyklu:
$$R = \frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}}$$

gdzie: σ_{\max} - górne naprężenie cyklu,
 σ_{\min} - dolne naprężenie cyklu.

Rozróżnia się następujące rodzaje cykli:

- symetryczny (wahadłowy), dla którego $\sigma_{\max} = -\sigma_{\min}$, $\sigma_m = 0$, $\sigma_s = \sigma_{\max}$,
 $R = -1$,
- dwustronny (niesymetryczny), dla którego $\sigma_s > \sigma_m$, $\phi_m \neq 0$, $0 > R > -1$ lub
 $-\infty < R < -1$,
- jednostronny (tętniący), dla którego $\sigma_m > \sigma_a$, $\sigma_m > 0$, $1 > R > 0$ lub
 $1 < R < +\infty$,
- odzerowo tętniący, dla którego $\sigma_{\max} = 0$ lub $\sigma_{\min} = 0$, $(\sigma_m) = \sigma_a$,
 $\sigma_m = \sigma_{\min}/2$ lub $\sigma_m = \sigma_{\max}/2$, $R = 0$ lub $R = \pm\infty$.

Rodzaje cykli naprężeń przedstawiono na rys. 6.11.



Rys. 6.11. Rodzaje cykli naprężeń zależnie od współczynnika asymetrii cyklu

Do badań zmęczenia metali stosuje się próbki cylindryczne lub płaskie, o stałym lub zmiennym przekroju, bez karbu lub z karbem typu V lub U. Kształt i wymiary próbek do prób zmęczenia przy zginaniu podaje PN-76/H-04326, a próbek do prób zmęczenia przy osiowym rozciąganiu - ciskaniu - PN-74/H-04327. Najczęściej stosowane kształty tych roboczych próbek pokazano na rys. 6.12. średnica próbek cylindrycznych wynosi 5—12 mm, a grubość próbek płaskich sięga do 10 mm. Wymiary są ograniczone zakresem obciążenia maszyn wytrzymałościowych stosowanych do prób zmęczenia.

Obróbka mechaniczna próbek gładkich powinna zapewnić uzyskanie chropowatości powierzchni do $R_a = 1,25 \div 0,63 \mu\text{m}$ dla próbek szlifowanych i do $R_a = 0,05 \mu\text{m}$ dla próbek polerowanych. W przypadku próbek z karbem wymagania dotyczące chropowatości odnoszą się tylko do powierzchni karbu, natomiast pozostałe powierzchnie mogą być wykonane w 5 klasie chropowatości.

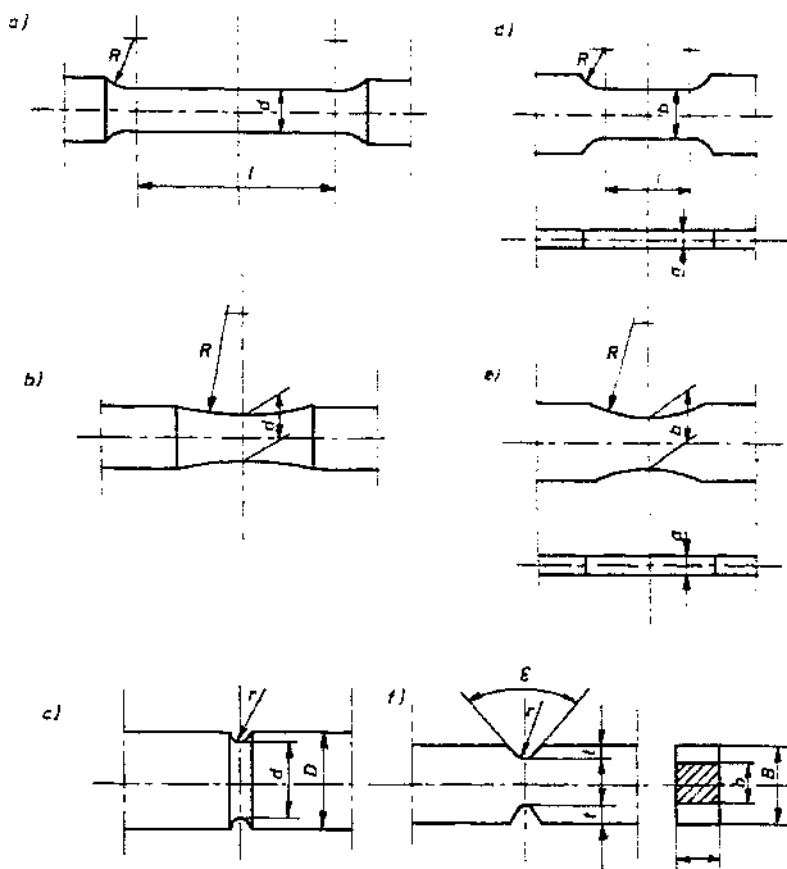
Kształt i wymiary próbek do prób zmęczenia aluminium i staliwa podaje norma PN-84/H-04662. Próbkę pobiera się z wlewków, a tych pomiarowych próbek są tylko cylindryczne. Chropowatość tych pomiarowych próbek, wyrażona parametrem R_a powinna wynosić $0,32 \div 0,16 \mu\text{m}$.

Próba zmęczenia metali polega na wielokrotnym obciążeniu próbek wywołującym zmienny stan naprężenia. Zmiany obciążenia podczas próby powinny występować cyklicznie w sposób kontrolowany, przy utrzymaniu stałego naprężenia (lub odkształcenia). Próby osiowego rozciągania - ciskania wg PN-74/H-04327 przeprowadza się za pomocą maszyn działających siłą rozciągającą, rozciągającą - ciskającą lub ciskającą. Wg PN-76/H-04326 przeprowadza się próby zginania obrotowego lub płaskiego. Dla aluminium i staliwa przeprowadza się próby zginania obrotowego lub płaskiego, rozciągania - ciskania oraz skręcania wg PN-84/H-04662.

Przy zginaniu obrotowym próbki mocuje się współosiowo w uchwytach maszyny wytrzymałościowej. Podczas próby próbka obraca się, a moment zginający działa stale w jednej płaszczyźnie przechodzącej przez oś próbki. Przy próbie płaskiego zginania próbki należy zamocować w uchwytach maszyny wytrzymałościowej osiowo w ten sposób, aby moment zginający działał w płaszczyźnie symetrii próbki.

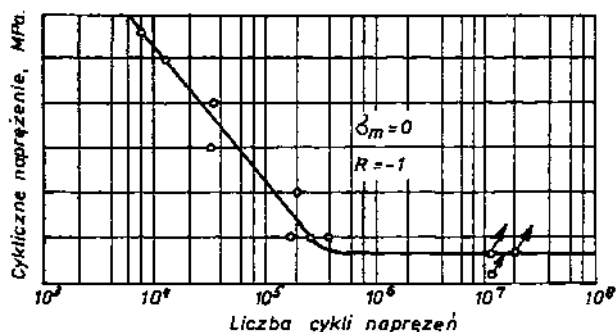
Próbki z jednej serii należy badać na jednym typie maszyny wytrzymałościowej, przy tej samej częstotliwości zmian obciążenia. Częstotliwość zmian obciążenia powinna wynosić 5—100 Hz. Próby prowadzi się aż do zniszczenia próbki (wystąpienia pęknięcia) lub do osignięcia przez próbkę tzw. bazowej liczby cykli zmian naprężenia N_G , przy której wyznacza się wytrzymałość badanego metalu na zmęczenie.

Wyniki badań serii próbek przedstawia się graficznie w postaci wykresów Wöhlera. Wykres Wöhlera sporządza się w sposób następujący: na osi



Rys. 6.12. Rodzaje próbek do prób zmęczenia: a) próbka okrągła o stałym przekroju, b) próbka okrągła o zmiennym przekroju, c) próbka okrągła z karbem U, d) próbka płaska o stałym przekroju, e) próbka płaska o zmiennym przekroju, f) próbka płaska z karbem V: R — promień przejścia części roboczej w części uchwytów próbki, r — promień karbu, l — długość części roboczej równa $4d$ dla próbek okrągłych i $4a$ dla próbek płaskich do prób osiowego rozciągania-ciskania oraz $5d$ dla próbek okrągłych i $5,65 \cdot s_b$ dla próbek płaskich do prób zginania, D — średnica próbki, d — średnica przekroju roboczego próbki, B — szerokość próbki, b — szerokość przekroju roboczego próbki, a — grubość próbki, t — głębokość karbu, ϵ — kąt rozwarcia karbu

rzędnych odклада się naprężenie (σ_{max} , σ_a) w skali proporcjonalnej, a na osi odciętych odклада się w skali logarytmicznej liczba cykli do zniszczenia próbki lub przerwana próba. Wykresy sporządza się dla próbek badanych przy jednakowym średnim naprężeniu $\sigma_m = \text{const}$, dla próbek badanych przy cyklach podobnych, gdy współczynnik asymetrii cyklu jest stały $R = \text{const}$ lub przy stałym minimalnym naprężeniu $\sigma_{min} = \text{const}$. Dla przykładu na rys. 6.13 pokazano wykres Wöhlera dla serii próbek w przypadku obciążenia wahadłowego.



Rys. 6.13. Wykres Wöhlera. Naprężenia odłożono w skali proporcjonalnej, natomiast liczbę cykli w skali logarytmicznej. Kółko ze strzałką oznacza próbkę nie złąamaną, a kółko bez strzałki oznacza próbkę złąamaną w czasie próby

Podstawową charakterystyką zmęczenia metalu jest **wytrzymałość na zmęczenie** czyli naprężenie σ_{max} , które nie doprowadza do zniszczenia próbki przy określonej podstawie próby zmęceniowej (bazie). Podstawa próby zmęceniowej N_G (umowna liczba cykli N) zależy od materiału próbek. Przy badaniach stali, staliwa i eliw stosuje się podstawę 10^7 cykli, a dla metali nie elastycznych $2 \cdot 10^7 \div 10 \cdot 10^7$ cykli. W badaniach porównawczych stali stosuje się bazę $2 \cdot 10^6$ cykli, a w badaniach porównawczych metali nie elastycznych $5 \cdot 10^6$ cykli.

Przy wyznaczaniu wytrzymałości metalu na zmęczenie należy przeprowadzić badanie jednakowych próbek przy kilku poziomach naprężeń. Badania zaczyna się od najwyższego poziomu naprężeń, przy którym wystąpi zniszczenie próbek po około 10^4 cyklach, a następnie kolejno obniża się poziom naprężeń, aż do momentu, w którym badane próbki nie ulegną zniszczeniu przy N_G cyklach odpowiadających przyjętej podstawie próby zmęczenia. Wyniki badań nanosi się na wykres Wöhlera w skali półlogarytmicznej (rys. 6.13). Poziomy lub lekko nachylony odcinek krzywej Wöhllera wyznacza wartość wytrzymałości metalu na zmęczenie.

Na poziomie naprężeń odpowiadającym wytrzymałości na zmęczenie należy zbadać co najmniej trzy próbki. Liczba poziomów naprężeń do sporządzenia krzywej Wöhlera dla wyznaczenia wytrzymałości na zmęczenie nie może być mniejsza od pięciu. Zwiększenie liczby próbek badanych na jednym poziomie naprężeń zwiększa dokładnie wyznaczenia charakterystyk zmęczenia metali.

Zjawiska zmęceniowe występują w materiale próbki poddanej jednoosiowemu przemiennemu rozciąganiu-ściskaniu (cykle odkształcenia lub naprężeń), które prowadzą do zniszczenia próbki przy liczbie cykli niewiększej niż 10^4 , wyznacza się w badaniach niskocyklowego zmęczenia metali wg PN-84/H-04334. Stosuje się próbki o cylindrycznej części pomiarowej, bez karbu, o chropowatości $R_a = 0,32 \mu m$. Próby prowadzi się na serii próbek

przy sterowaniu naprężeniem lub odkształceniem, dla co najmniej pięciu wartości amplitudy zmiennej sterującej, przy częstotliwości $f = 0,20$ Hz. W czasie próby rejestruje się w sposób ciągły liczbę cykli oraz okresowo szczytowe dodatnie wartości zmiennej zależnej (σ_{\max} , ϵ_{\max}) i poziom histerezy (co najmniej 15 punktów). W ten sposób uzyskuje się informacje o przebiegu cyklicznej stabilizacji, umacniania i osłabiania materiału, a także do zniszczenia próbki.

Wyniki badań opracowuje się statystycznie i przedstawia najczęściej graficznie we współrzędnych logarytmicznych w postaci krzywej cyklicznego odkształcenia lub wykresu trwałości zmęczeniowej.

7. MECHANIZMY ZNISZCZENIA

W określonych warunkach pracy materiał może ulec zniszczeniu wywołanemu różnymi procesami jak na przykład zmęczenie, korozja naprężeniowa, pękanie, kawitacja. W rozdziale tym rozpatrzono kilka mechanizmów zniszczenia w zależności od warunków obciążenia i środowiska, w którym materiał pracuje.

7.1. Rodzaje złomu

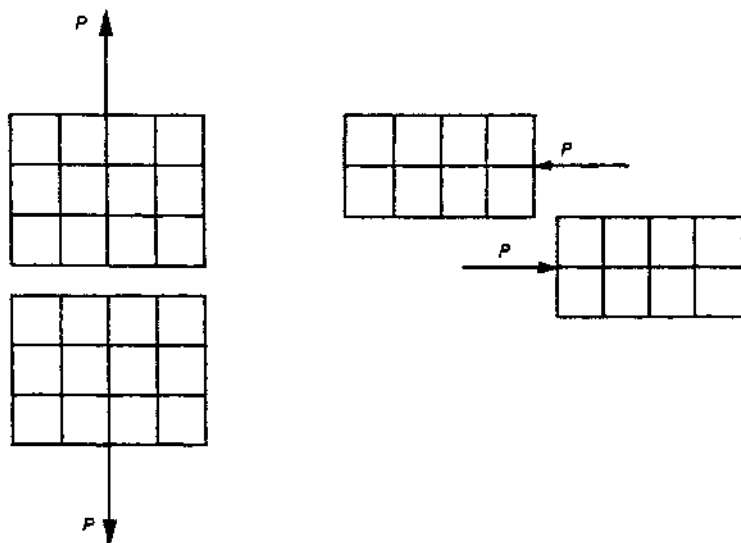
Rozciągnięta próbka materiału, po przekroczeniu pewnej wartości obciążenia ulega rozerwaniu na dwie części — ulega ona więc zniszczeniu czyli utracie spójności w miejscu powstania złomu. Podobnemu zniszczeniu może ulec materiał w konstrukcji, maszynie lub urządzeniu.

Dla monokryształu utratę spójności można przedstawić w postaci dwu elementarnych modeli zniszczenia — oderwania, czyli rozdzielenia w określonej płaszczyźnie, na skutek działania naprężeń rozciągających, oraz przesunięcia dwu bloków krystalicznych w określonej płaszczyźnie nie krystalograficznej na skutek działania naprężeń stycznych (rys. 7.1).

Ciało polikrystaliczne ulega zniszczeniu w sposób bardziej złożony. Rozróżnia się dwa zasadnicze sposoby zniszczenia — kruchy i ciągliwy.

Rozciągnięta lub zginana próbka z żeliwa, szkła, betonu i podobnych materiałów kruchych ulega zniszczeniu po przekroczeniu pewnej wielkości odkształceń sprężystych, lecz bez widocznych odkształceń plastycznych. Materiały zachowujące się w ten sposób przy ich odkształcaniu nazywa się kruchymi.

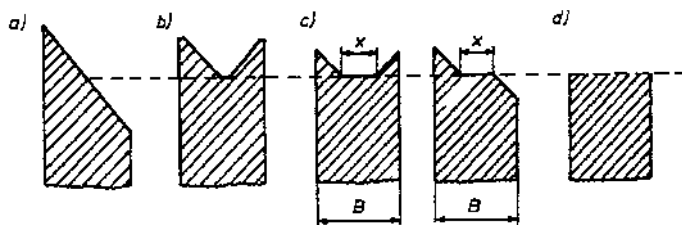
Wielkość odkształceń konstrukcyjnych przy statycznym rozciąganiu lub zginaniu gładkich próbek bez karbów ulega zniszczeniu dopiero po znacznym odkształceniu plastycznym. Zjawisko utraty spójności rozwija się stopniowo. Najpierw następuje proces odkształcenia plastycznego związany równocześnie ze zjawiskiem umocnienia, potem występuje proces zarodkowania mikropęknięć, następnie proces kumulacji mikropęknięć. Gdy kumulujące się mikropęknięcia osiągną określoną wartość, następuje dalszy rozwój pęknięcia i ostateczny złom.



Rys. 7.1. Sposoby rozdzielenia sieci krystalicznej przy naprężeniach rozciągających i ścinających

Wygląd powierzchni złomu zależy od sposobu zniszczenia. Dla pęknięć **kruchych** powierzchnia złomu jest płaska, ma wygląd ziarnisty, o metalicznym połysku poszczególnych ziarn. Złomy o takim wyglądzie powierzchni mogą być nazywane w różny sposób jak na przykład złom rozdzielczy, prosty lub też płaski.

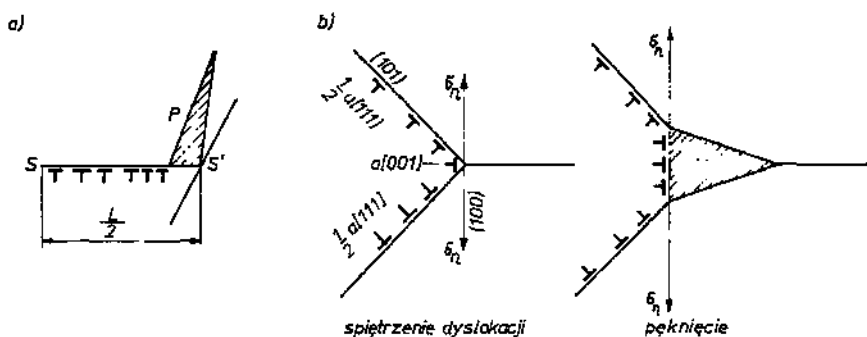
Przy zniszczeniu metalu powstającym po znacznym odkształceniu plastycznym wygląd powierzchni złomu jest matowy lub włóknisty. Złom taki może być określany jako **cięgliwy** lub poślizgowy, względnie skośny. Mogą też występować złomy mieszane (rys. 7.2).



Rys. 7.2. Klasyfikacja złomów w mechanice materiału: a - ukośny, b - dwuskośny, c - mieszany, d - prosty, B - grubość próbki, x - udział złomu prostego

7.1.1. Zarodkowanie p kni

Obecne teorie są zgodne co do tego, że zarodkowanie p kni w ciałach krystalicznych związane jest z odkształceniem plastycznym. Ruch dyslokacji, jaki występuje przy odkształceniu plastycznym, może być blokowany na przeszkodach, którymi mogą być granice ziarn, obce fazy, przecinające się płaszczyzny poślizgu itp. Po napotkaniu przeszkody poruszające się dyslokacje ulegają spiętrzeniu, co prowadzi do powstania dyslokacji o wielokrotnym wektorze Burgersa. Rysunek 7.3 podaje dwa przykłady różnych modeli



Rys. 7.3. Przykłady możliwości zainicjowania p kni cia w wyniku spiętrzenia dyslokacji na granicy ziarna

zarodkowania p kni cia. Wskazywane z przykładów poruszające się dyslokacje muszą wywoływać silną koncentrację naprężeń, które działają jak klin rozdzielający materiał. Dla pokonania sił spójności materiału liczba spiętrzonych dyslokacji powinna być wystarczająca. Liczba ta może być obliczona z wyrażenia

$$n \approx \frac{2L(\sigma - \sigma_{os})}{Gb}$$

gdzie: n — liczba spiętrzonych dyslokacji o wektorze Burgersa „b”,
 L — odległość od dyslokacji od przeszkody,
 σ — naprężenie przyłożone,
 σ_{os} — naprężenie przeciwdziałające doładowaniu nowych dyslokacji na przeszkodzie,
 G — moduł sprężystości poprzecznej.

7.1.2. Warunki rozprzestrzeniania się p kni w materiałach kruchych

Warunki rozprzestrzeniania się zarodkowanego p kni cia lub istniejącej w materiale wady opisuje teoria Griffitha. Uczony ten na podstawie badań rozciągania płyty szklanej z eliptycznym wycięciem (rys. 7.4) ustalił, że rozprzestrzenianie się p kni cia - czyli zwiększenie długości eliptycznego

wyci cia zale y od wzajemnego stosunku dwu energii, które powstaj przy rozro cie p kni cia - wielko ci wyzwolonej energii spr ystej i przyrostu energii powierzchniowej. Energia spr ysta obci onej płyty z wad o długo ci $2a$ wynosi $U_e = \frac{\pi \cdot \sigma^2 \cdot a^2}{E}$

za energii powierzchniow szczeliny Griffitha przedstawia wyra nie $U_p = 4a$ gdzie jest jednostkow energii powierzchniow . Bilans energetyczny w wyniku przyrostu długo ci mo na przedstawi jako

$$\frac{dU_e}{da} \geq \frac{dU_p}{da}$$

je eli $\frac{dU_e}{da} > \frac{dU_p}{da}$ nast puje rozwój

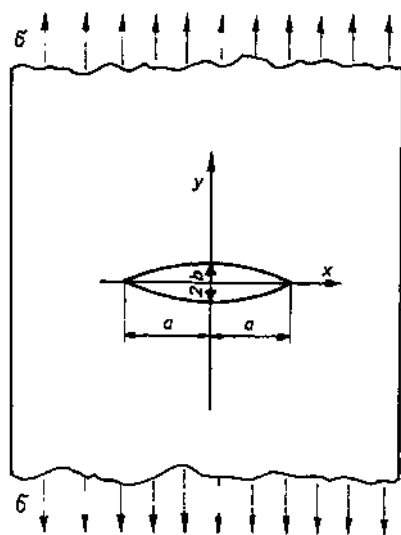
p kni cia. Na podstawie tego zało enia mo na obliczy napr enie krytyczne przyło one na ko cach rozci ganej płyty, które powoduje rozwój p kni cia szklanej płyty

$$\sigma_{kr} = \left[\frac{2E\gamma}{\pi a} \right]^{1/2} \quad (7.1)$$

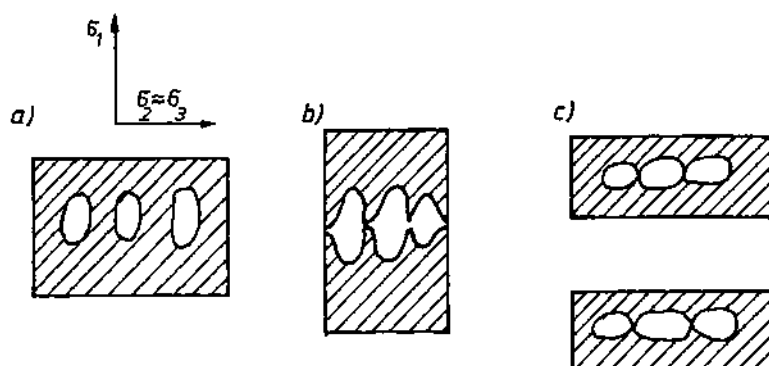
Poniewa szkło jest materiałem kruchym, zapocz tkowane p kni cie powoduje złom płyty w sposób gwałtowny.

7.1.3. Warunki rozprzestrzeniania si p kni w materiałach spr ysto-plastycznych

Materiały spr ysto-plastyczne przy jednoosiowym rozci ganiu gładkich próbek ulegaj zniszczeniu w sposób ci gliwy. Zniszczenie powstaje w wyniku tworzenia si mikropustek i ich ł czenia si w jedn cało . Mikrop kni cie tworzy si przewa nie na granicy wtr ce . Z powodu niejednakowej spr ysto ci i plastyczno ci wtr cenia i podło a mikrop kni cie zaokr gla si tworzc mikropustk — mikropor. Rysunek 7.5 ilustruje wygl d złomów spowodowanych ł czeniem si mikropustek w zale no ci od składowych stanu napr enia. Taki rodzaj włóknistego zniszczenia wyst puje przy znacznych odkształceniach plastycznych, a praca zniszczenia jest du a. Ten rodzaj zniszczenia nie jest niebezpieczny dla konstrukcji, gdy zanim dojdzie do zniszczenia,



Rys. 7.4. Płyta Griffith'a ze szczelin o długo ci $2a$

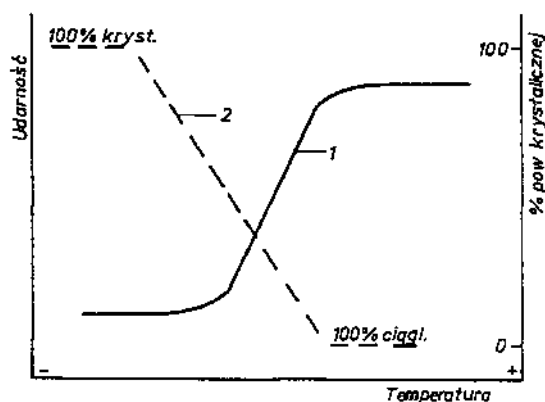


Rys. 7.5. Warunki powstawania mikropustek pod wpływem naprężenia: a - wytworzenie się pustki, b - połączenie się pustek i powstanie złomu, c - wygląd pustek w przekroju poprzecznym

najpierw pojawi się odkształcenie plastyczne powodujące rozładowanie — relaksację naprężenia w miejscach ich koncentracji. Dla dalszego odkształcenia plastycznego, po relaksacji naprężenia, potrzebna jest wystarczająca siła zewnętrzna wymuszająca dalsze odkształcanie się materiału i ewentualny jego złom.

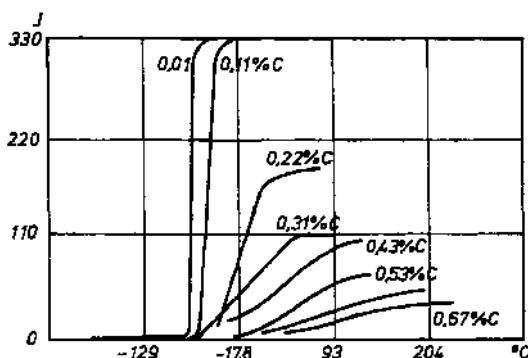
7.1.4. Kruche pękanie materiałów sprężysto-plastycznych

Materiały sprężysto-plastyczne przy rozciąganiu gładkich próbek, jak wiadomo ulegają zniszczeniu w sposób ciągły. Istnieją jednak warunki, w których również materiał sprężysto-plastyczny może pękać w sposób kruchy. Do warunków takich należą — trójosiowy stan naprężenia i duża szybkość odkształcenia. Niektóre materiały, w szczególności stopy elaza stają się kruche w niskich temperaturach.



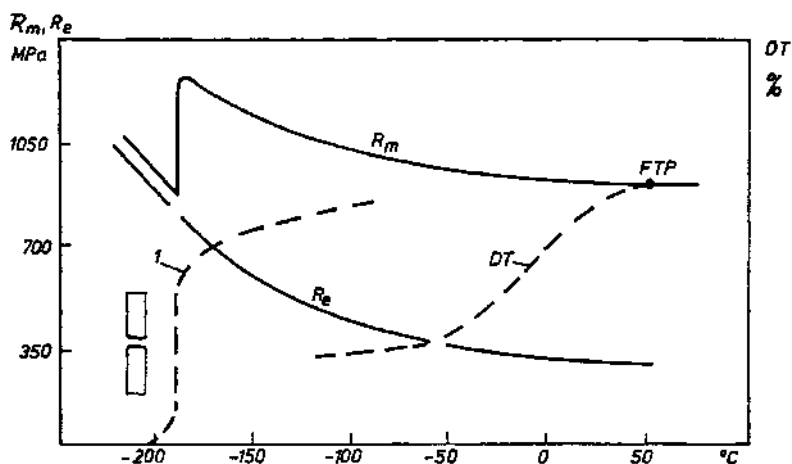
Rys. 7.6. Schematyczny przebieg krzywej udarności stali w zależności od temperatury badania — 1 oraz krzywej udziału złomu krystalicznego — 2

Trójosiowy stan naprężenia wywołują przede wszystkim ostre karby. Ostre karby obniżają zatem plastyczność materiału. Wrażliwość materiału na działanie karbu mierzona jest za pomocą prób udarności. Rys. 7.6, przedstawia schematycznie krzywe udarności w funkcji temperatury. Z rysunku wynika, że w pewnym zakresie temperatur udarność gwałtownie spada. Jest to **temperatura przejścia materiału w stan kruchy**. Nie wszystkie materiały w sposób jednakowy są wrażliwe na działanie niskich temperatur. Nikiel i jego stopy, aluminium i jego stopy, miedź i jej stopy nie są wrażliwe na działanie obniżonej temperatury. W stopach elaza, a w szczególności w stali temperatura progu kruchości jest wyrażona, a spadek udarności może być bardzo duży. Rys. 7.7, ilustruje kilka przykładów krzywych udarności dla stali o różnej zawartości węgla. Kruchość materiału spowodowana niską temperaturą może być niebezpieczna szczególnie wówczas gdy równocześnie działają ostre karby



Rys. 7.7. Wpływ zawartości węgla na pracę łamania stali w zależności od temperatury badania poniżej 0°C

(trójosiowy stan naprężenia) i obciążenie dynamiczne. Rys. 7.8 podaje zachowanie się materiału (stali) w funkcji temperatury przy rozciąganiu statycznym gładkich próbek oraz dynamicznym zginaniu próbek z karbem. Wraz z obniżeniem się temperatury wzrasta R_m i R_e . Dla próbki ze stali bez karbów temperatura kruchości jest bardzo niska rzędu -200°C (gwałtowny spadek R_m). Dynamiczne obciążenie oraz karby przesuwają próg kruchości w kierunku dodatnich temperatur. Łamana w sposób dynamiczny próbka z ostrym karbem z tej samej stali ma próg kruchości w temperaturze około 0°C. Ostry karb i dynamiczne obciążenie przesuwają zatem próg kruchości w kierunku dodatnich temperatur o około 200°C. Fakt ten dla praktyki inżynierskiej jest zjawiskiem wysoce niekorzystnym. Pod wpływem działania niskiej temperatury i ostrych karbów uległo zniszczeniu wiele takich konstrukcji jak mosty, zbiorniki, kadłuby statków, rurociągi itp.



Rys. 7.8. Granica plastyczności i wytrzymałość na rozciąganie stali w zależności od temperatury badania poniżej 0°C (schematycznie) δ — wydłużenie próbki w %, DT — energia łamania przy dynamicznym obciążeniu próbek z korbem

Wynika stąd, że nie tylko szkło lub inne materiały kruche ulegają zniszczeniu w sposób kruchy, takiemu zniszczeniu może ulegać również stal uważana jako doskonały materiał konstrukcyjny o własnościach sprężysto-plastycznych. Pomimo, że stal może ulegać zniszczeniu w sposób kruchy, mechanizm kruchego zniszczenia — czyli mechanizm rozwoju pęknięcia jest tu nieco inny aniżeli w szklanej płytce Griffitha przedstawionej na rys. 7.4. W materiale sprężysto-plastycznym, zanim nastąpi kruchy złom wystąpi pewne odkształcenie plastyczne. Wiadomo, że sam mechanizm зароdkowania pęknięcia jest związany z odkształceniem plastycznym. Zarodkowanie pęknięcia przebiega wzdłuż określonych płaszczyzn krystalograficznych ziarna — płaszczyzn łupliwości. Pomimo, że wygląd powierzchni złomu jest w stu procentach ziarnisty, sam proces rozprzestrzeniania się pęknięcia wiążę się z pewnymi lokalnymi odkształceniami plastycznymi. Na powierzchni przełomu można zaobserwować przeskok powierzchni rozdziału nie tylko na granicach ziarna, lecz również w obrębie ziarna, pęknięcie przeskakuje z jednej płaszczyzny łupliwości na drugą przez cięciwę. Przy powstawaniu uskoków współdziałają dyslokacje rubrowe oraz dyslokacje tworzące się przed frontem pęknięcia. Z powstawaniem uskoków wiąże się wzrost energii absorbowanej podczas pęknięcia. Warunki określające odporność materiałów sprężysto-plastycznych na działanie ostrych korbów wywołujących kruchy złom opisuje mechanika pęknięcia.

7.15. Elementy mechaniki pkania

Kryterium energetyczne rozwoju pkania (G_c)

Dla analizy pkania materiałów konstrukcyjnych w sposób kruchy można zastosować model szklanej płyty Griffitha z eliptyczną szczeliną (rys. 7.4), jednak w inny sposób wygląda tu bilans energetyczny pkania. W materiale sprężysto-plastycznym na dnie szczeliny przed wystąpieniem zarodka pkania pojawia się strefa odkształcona plastycznie. Dla jej wywołania potrzebna jest pewna ilość energii, którą należy uwzględnić w bilansie. Bilans energetyczny płyty ze szczeliną w czasie zarodkowania pkania na dnie karbu przedstawia następujące równanie

$$W + U_e \stackrel{?}{=} U_p + P \quad (7.2)$$

gdzie: W — przyrost pracy zewnętrznej,
 U_e — wyzwolona energia sprężysta na skutek wzrostu długości szczeliny,
 U_p — przyrost energii powierzchniowej,
 P — energia odkształcenia plastycznego.

Przyrost rozproszonej energii odkształcenia plastycznego jest dany w porównaniu do przyrostu energii powierzchniowej. Stąd można ostatni pominiąć. Przy utwardzonych nieruchomych uchwytach próbki $W = 0$, energia własna na nieskończenie mały rozwój pkania jest niezależna od warunków obciążenia. W związku z tym równanie (7.2) przyjmuje postać

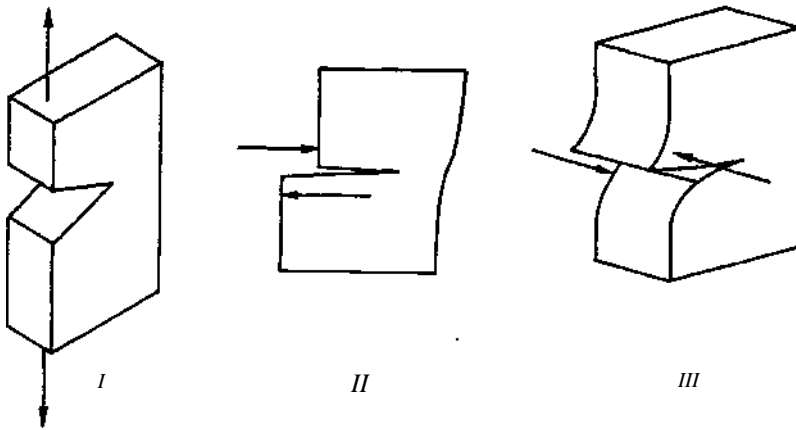
$U_e \stackrel{?}{=} P$. Motorem inicjacji pkania jest energia δU_e ; jeżeli jej wartość przekracza P , następuje rozwój pkania. Wielkość uwolnionej energii sprężystej w czasie rozwoju pkania określa pochodna $\frac{dU_e}{da} = \frac{\pi \cdot \sigma^2 \cdot a}{E} = G$

nazywana prędkością uwalniania energii sprężystej lub też siłą rozwoju pkania (nie należy mylić tu G z modułem sprężystości poprzecznej). Dla warunków inicjacji pkania, a więc warunków krytycznych G otrzymuje symbol G_c i charakteryzuje odporność materiału na pkanie przy długości szczeliny $2a$ i obciążeniu zewnętrznym.

Kryterium K_{Ic} i K_{Ic}

Warunki pkania materiału zawierającego ostry karb można ustalić również w oparciu o analizę pola naprężeń i odkształceń w obszarze dna karbu. Ponieważ analiza taka dokonywana jest dla warunków liniowo sprężystych, jest ona określana jako liniowo sprężysta mechanika pkania.

Warunki liniowo sprężyste w obszarze karbu są spełnione, gdy występuje tam płaski stan odkształceń, to znaczy gdy trzeci kierunek odkształceń $\epsilon_z = 0$ czyli gdy $\epsilon_z = (\epsilon_x + \epsilon_y)$. Gdy te warunki nie są spełnione, występuje wówczas płaski stan naprężeń, charakteryzujący się znacznym odkształceniem plastycznym na dnie karbu.



Rys. 7.9. Sposoby rozwarcia szczeliny w zaleznosci od sposobu obciazenia

Mechanika pkania rozrónia trzy sposoby zniszczenia (rys. 7.9). Sposoby te okrełane s przy pomocy rzymskich cyfr I, II, III. Sposób I dotyczy zniszczenia w wyniku napr e rozciągaj cych, a sposoby II i III w wyniku działania napr e stycznych w płaszczy nie karbu.

Warunki liniowo spryste czyli płaski stan odkształce na dnie karbu zapewniaj nastpuj ce czynniki:

- a) wysoka wytrzymało materiału — co jest równoznaczne z mał jego plastyczno ci ,
- b) odpowiednia grubo materiału,
- c) odpowiednio niska temperatura (ten czynnik dotyczy tylko materiałów wra liwych na działanie niskich temperatur).

Napr enie w okolicy wierzchołka szczeliny mo na opisa przy pomocy równa Sneddona i Williamsa

$$\begin{aligned} \sigma_x &= \frac{K}{\sqrt{2r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right) \dots \\ \sigma_y &= \frac{K}{\sqrt{2r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 + \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right) \dots \\ \sigma_{xy} &= \frac{K}{\sqrt{2r}} \sin \frac{\theta}{2} \cos \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} \dots \end{aligned} \quad (7.3)$$

W równaniach tych wystpuje symbol K. Charakteryzuje on intensywno napr e w obszarze karbu i nazywany jest **współczynnikiem intensywno ci napr enia**. Współczynnik ten zdefiniowany jest jako granica, do której d y wyrażenie

$$K = \lim_{r \rightarrow 0} \sqrt{2r} \sigma_y \quad [r, \sigma]$$

Dla szczeliny płaskiej typu Griffitha (rys. 7.4) współczynnik intensywności naprężeń określa wyrażenie

$$K = \sqrt{a} (M N^{-2/3}) \quad (7.4)$$

Dla warunków, gdy przy danym σ i danej wielkości „a” zaczyna się rozwijać pęknięcie, współczynnik intensywności naprężeń uzyskuje wartość krytyczną i określany jest jako K_c . K_c posiada dwa pojęcia — z jednej strony charakteryzuje on intensywność naprężeń — z drugiej zaś własności materiału (ciężkość odporność materiału na pęknięcie). Wartość K_c może być ustalona eksperymentalnie.

Tak więc odporność materiału na pęknięcie, gdy działa ostry karb, może być określona za pomocą G_c lub K_{Ic} .

$$G_c = \frac{K_{Ic}^2}{E} \quad (\text{płaski stan naprężeń}) \quad (7.5)$$

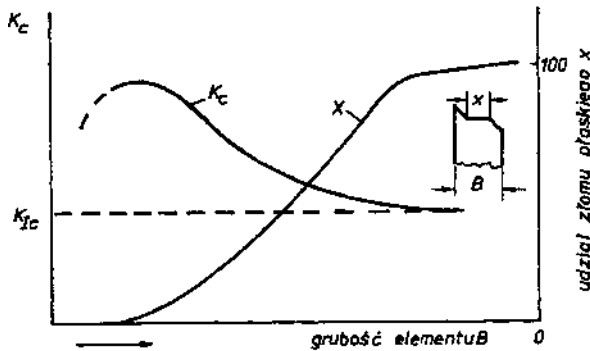
Gdy zachowany jest płaski stan odkształceń G_c i K_{Ic} uzyskuje dodatkowo indeks I; K_{Ic} i G_{Ic} .

$$G_{Ic} = \frac{K_{Ic}}{E} (1 - \nu^2) \quad (\text{płaski stan odkształceń}) \quad (7.5a)$$

W materiałach konstrukcyjnych na końcu wierzchołka szczeliny przed zarodkowaniem pęknięcia zawsze pojawia się strefa odkształcona plastycznie. Wielkość tej strefy można obliczyć. Wykazano, że strefa odkształcona plastycznie nie ma wpływu na wartość K_{Ic} , w przypadku gdy jej wielkość jest mała w porównaniu do wielkości szczeliny i grubości materiału. Aby strefa odkształcona plastycznie była wystarczająco mała i nie wywierała wpływu na wartość K_{Ic} , powinien być spełniony warunek minimalnej grubości B .

$$B \geq 2,5 \left(\frac{K_{Ic}}{R_e} \right)^2 \quad (7.6)$$

gdzie: R_e — granica plastyczności



Rys. 7.10. Zależność K_c od grubości materiału. Powyżej pewnej grubości K_c przyjmuje stałą wartość określoną jako K_{lc} .

Warunki te charakteryzuje rys. 7.10. Z rysunku tego wynika, że K_{lc} przyjmuje stałą wartość powyżej określonej grubości materiału. Minimalna grubość dla określenia K_{lc} zależy od granicy plastyczności. Dla stali niskowęglowych w normalnej temperaturze minimalna grubość B wynosi około 250–300 mm. Tablica 7.1 zawiera wartości K_{lc} dla kilku stali.

Kryterium COD i całki J

Zastosowanie K_{lc} jako kryterium odporności na pękanie jest ograniczone warunkami liniowo sprężystymi. Dla warunków nieliniowych, to znaczy gdy w obszarze dna karbu pojawiają się znaczne odkształcenia plastyczne, odporność na pękanie można określić albo przy pomocy krytycznej wartości rozwarcia karbu COD (crack opening displacement) lub za pomocą krzywoliniowej całki J zwanej również całką Rice'a.

Wielkość rozwarcia szczeliny (rys. 7.11) w obszarze jej wierzchołka można określić za pomocą wyrażenia

$$= \frac{8 \sigma_{pl} a}{E} \log \sec \left(\frac{\pi \sigma}{2 \sigma_{pl}} \right).$$

Rozwijając $\log \sec \left(\frac{\pi \sigma}{2 \sigma_{pl}} \right)$ w szereg McLaurina i biorąc pod uwagę tylko pierwszy człon wyrażenia, otrzymamy

$$= \frac{\pi^2 a}{8 E}$$

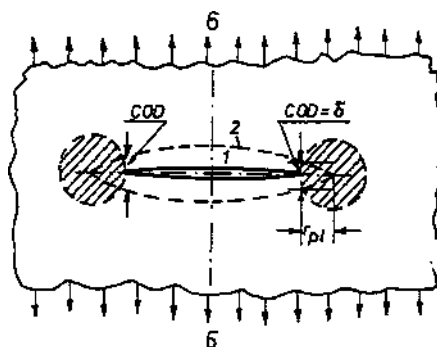
Ponieważ $\frac{\pi^2 a}{8 E} = G$ stąd

$$G = \frac{\pi^2 a}{8 E} \cdot \sigma_{pl} \quad (7.7)$$

Tablica 7.1

Przykłady odporności na pkanie K_{Ic} kilku stali
w zależności od temperatury badania

Gatunek stali	Charakterystyka stali — skład chemiczny [%] — stan obróbki cieplnej	Właściwości mechaniczne		Odporność na pkanie	
		R_e [MPa]	R_m [MPa]	K_{Ic} [MPa m ^{1/2}]	w temperaturze [°C]
Domex 450	C-0,15 Si-0,5 Mn-1,27 Cr-0,2 Ni-0,63 Cu-0,7 normalizowana i odprężona	480		75 40 35	- 20 - 50 -100
AISI 4340	C-0,4 Mn-0,7 Si-0,3 Ni-1,75 Cr-0,8 Mo-0,25 hartowana 830°C odpuszczona 425°C	1500	1830	50 30 16	100 0 - 75
A 514	C-0,17 Si-0,01 Mn-0,89 Ni-0,84 Cu-0,3 Cr-0,52 Mo-0,42 V-0,04 hartowana 930°C odpuszczona 650°C	690	830	125 66 38	- 50 -100 -200
14HNMBCu	C-0,18 Mn-0,86 Si-0,34 Cr-0,55 Ni-0,7 V-0,1 Mo-0,4 Cu-0,25 B-0,003 hartowana 940°C odpuszczona 650°C	810	870	114 95 188	+ 20°C - 40°C - 85°C



Rys. 7.11. Strefy odkształcone plastycznie przy końcach szczeliny oraz pojęcie rozwarcia karbu COD

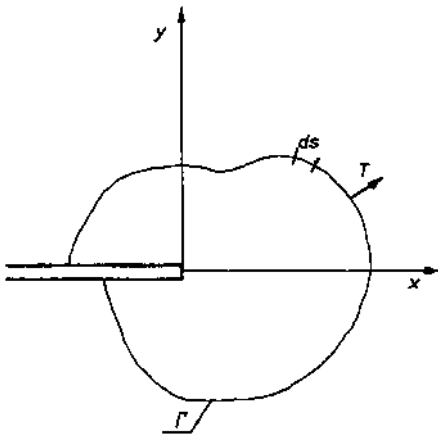
A więc rozwarcie karbu ma ściśle związek z prędkością uwalniania energii sprężystej G . Krytyczna wartość c (czyli COD) określana jest eksperymentalnie. Znajomość c oraz rozkład odkształceń w obszarze szczeliny (na przykład w zbiornikach ciśnieniowych) można ustalić **maksymalną krytyczną wartość**, która w danych warunkach odkształcenia doprowadzi do rozwoju pęknięcia

$$a_{\max} = C \left(\frac{\delta_c}{\epsilon_{pl}} \right) \quad (7.8)$$

gdzie: ϵ_{pl} — odkształcenie równe granicy plastyczności,

C — stała, której wielkość dla zbiorników ciśnieniowych wynosi 0,25.

Kryterium COD znajduje dość szerokie praktyczne zastosowanie do oceny odporności materiału na pękanie.



Rys. 7.12. Obszar zamknięty wokół dna karbu krzywą do wyznaczania całki J . — krzywa otaczająca karb, ds — długość łuku, $T = n$ — wektora siły działającej na n — jednostkowy wektor normalny

Bardziej uniwersalną metodą ni COD jest krzywoliniowa całka J , rys. 7.12. Całka ta uwzględnia energię odkształcenia zarówno sprężystą jak i plastyczną wokół karbu i nie zajmuje się ona zjawiskami występującymi na dnie karbu. Całka J przedstawiona jest w ogólnej postaci w sposób następujący

$$J = \int_{\Gamma} \left(W dy - T \frac{\partial u}{\partial x} ds \right) \quad (7.9)$$

gdzie: W — energia stanu naprężenia,

T — naprężenie w kierunku zewnętrznej normalnej do krzywej r ,

ds — łuk elementarny,

u — przemieszczenie wzdłuż x .

Dla próbki zginanej z bocznym karbem o długości „ a ” całka J można obliczyć z wyrażenia

$$J = \frac{2}{B(W-a)} \int_0^{V_p} P dV_p \quad (7.10)$$

gdzie: B — grubość próbki,

V_p — przemieszczenia punktu obciążenia a do momentu inicjacji pęknięcia,

W — szerokość próbki,

P — obciążenie.

Między K_c , G_c i J_c występują zależności

$$G_c = J_c = \frac{K_c^2}{E} \quad (\text{płaski stan naprężenia}) \quad (7.11)$$

Dla płaskiego stanu odkształce

$$G_{Ic} = J_{Ic} = \frac{K_{Ic}^2}{E} (1 - \nu^2)$$

7.1.6. Znaczenie badań materiałów metodami mechaniki pkania

Jak już wspomniano wyżej, wymienione wielkości K_c , G_c lub J_c określają zależność między wielkością wady i naprężeniem powodującym przy danej wielkości nieciągłości w materiale inicjację rozrostu nieciągłości (krytyczne warunki inicjacji złomu). Za pomocą wyżej wymienionych wielkości mechanika pkania stworzyła zatem możliwość precyzyjnego badania odporności materiału na pkanie w obecności ostrych krawędzi.

Dotychczas, bez wyżej wymienionych pojęć, była również możliwość dokładnych badań odporności materiału na pkanie w obecności krawędzi (na przykład chociażby przy pomocy próby udarowej). Wyników tych badań nie można jednak było powiązać z wielkością naprężenia inicjującego pkanie. Stąd wyniki takich badań służyły i nadal służą jedynie do określenia jakości materiału (do porównywania jakości dwóch materiałów) i do kwalifikowania materiałów pod względem odporności na pkanie do określonych grup jakości.

Wprowadzając pojęcie współczynnika intensywności K_c mechanizm zniszczenia został dokładnie sprecyzowany, a dla warunków krytycznych (dla próbek typu Griffitha, rys. 7.4) przedstawia go wyrażenie wzór

$$K_c = \sigma \sqrt{\pi \cdot a_c} \quad \text{MPa} \cdot \sqrt{\text{m}}$$

gdzie: K_c — odporność materiału na pkanie (zbadana eksperymentalnie),

— naprężenie wynikające z obciążenia,

a_c — krytyczna wielkość wady.

Dla określonego σ , znając K_c , nieciągłości w materiale można scharakteryzować pod względem ich wielkości jako podkrytyczne i krytyczne. Dla wielu przypadków istnienie nieciągłości o wielkości podkrytycznej może być dopuszczalne, są one bowiem nieszkodliwe, jeżeli w czasie zachowują swoje rozmiary niezmiennie poniżej wartości a_c . Jednakże w przypadku obciążeń zmiennych, korozji i innych czynników, podkrytyczna wada nie posiada charakteru stabilnego i po określonym czasie może osiągnąć wartość krytyczną a_c . Warunki rozwoju i przódki rozwoju istniejących nieciągłości można jednakże zbadać korzystając z wyżej wymienionych zależności mechaniki pkania i tym samym można określić czas bezpiecznej pracy konstrukcji.

7.2. Zniszczenie metali przez korozję

Słowo „korozja” pochodzi od łacińskiego wyrazu „corrosio”, które oznacza gryzienie.

Według PN-69/H-04609 korozja metali jest to niszczenie na skutek wzajemnej reakcji chemicznej lub elektrochemicznej metalu ze środowiskiem korozyjnym. Zjawiska korozyjne wywołują straty korozyjne, które określa się masę metalu przetworzoną w produkty korozyjne w określonym okresie czasu. Z pojęciem strat korozyjnych wiąże się definicja szybkości korozji (ubytku masy). Szybkość korozji stanowi ubytki korozyjne przeliczone na jednostkę powierzchni metalu i jednostkę czasu, np. $\text{g}/(\text{m}^2 \cdot \text{godz.})$.

7.2.1. Rodzaje korozji w zależności od środowiska

Przebieg procesu korozyjnego i jego mechanizm w znacznym stopniu jest zależny od rodzaju środowiska korozyjnego. Ogólnie wyróżnia się dwa zasadnicze typy korozji:

- 1) korozję chemiczną,
- 2) korozję elektrochemiczną.

Do **korozji chemicznej** zalicza się korozję metalu, podczas której w jednoczesnej reakcji następuje utlenianie metalu i redukcja utleniającego składnika środowiska korozyjnego, a której nie towarzyszą zjawiska natury elektrycznej.

Do tego rodzaju korozji należy niszczenie łopatek turbin stykających się z gorącymi gazami spalinowymi, korozja elementów grzejnych pieców elektrycznych, korozja zbiorników, przewodów i reaktorów chemicznych powodowana działaniem gazów: H_2S , H_2 , CO , CO_2 , NH_3 , przegrzany par wodny lub ciekłymi nieelektrolitami. Spośród wielu przypadków korozji chemicznej największe znaczenie (ze względu na wielkość strat) ma korozja gazowa, stanowi ona chemiczną korozję metali w suchych gazach (zwykle w wysokich temperaturach).

Korozja elektrochemiczna zachodzi w środowisku elektrolitu (tworzy się ogniwa korozyjne), podczas której jonizacja atomów metalu i redukcja utleniającego składnika środowiska korozyjnego nie przebiegają w jednej reakcji, a szybkość reakcji zależy od potencjału elektrodowego.

Przyczyny powstawania ogniw korozyjnych są różne i wynikają z właściwościami zarówno metali (rodzaj, struktura, niejednorodność) jak i środowiska elektrolitycznego (rodzaj, stężenie, temperatura, kwasowość). W tej grupie korozji można wyróżnić:

- korozję atmosferyczną,
- korozję ziemną,
- korozję morską,
- elektrokorozję,
- korozję biologiczną.

Korozja atmosferyczna jest to korozja w atmosferze powietrza. Korozja metali spowodowana agresywnym działaniem gleby nazywa się korozją ziemną. Korozja morska zachodzi w wyniku agresywnego działania środowiska morskiego (atmosfery i wody morskiej).

Elektrokorozja może być wywołana prądami błędowymi (korozja urządzeń metalowych zakopanych w ziemi w pobliżu przewodów elektrycznych), lub prądami pochodzącymi z zewnętrznych źródeł prądu.

Korozja biologiczna (biokorozja) zachodzi na skutek zmian powstałych w środowisku korozyjnym pod wpływem działania mikroorganizmów (np. bakterii), lub innych organizmów żywych (np. glonów, pleśni, grzybów).

7.2.2. Rodzaje korozji w zależności od obrazu zniszczeń korozyjnych

Obraz zniszczeń korozyjnych spotykanych w praktyce umożliwia znalezienie przyczyn uszkodzeń korozyjnych oraz dobranie właściwych środków zapobiegawczych. W zależności od rodzaju i charakteru zniszczenia korozyjnego rozróżnia się:

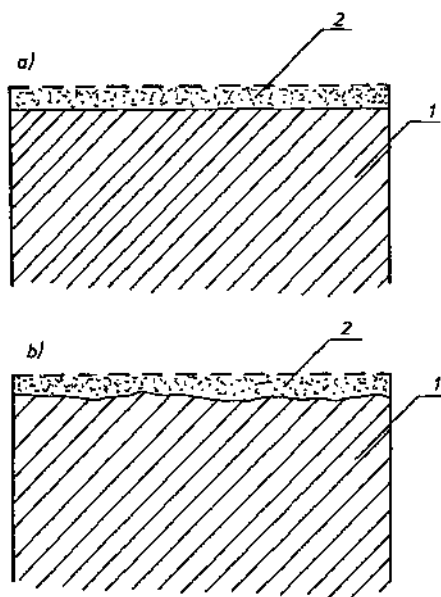
Korozja ogólna (rys. 7.13), która zachodzi na całej powierzchni metalu. Może ona zachodzić z jednakową szybkością na całej powierzchni metalu i wówczas nazywa się równomierną, ewentualnie z niejednakową szybkością na różnych częściach powierzchni metali będąc nierównomierną.

Korozja galwaniczna, zachodząca na skutek istnienia ogniwa korozyjnego powstałego między dwoma lub kilkoma różnymi metalami znajdującymi się w środowisku elektrolitycznym.

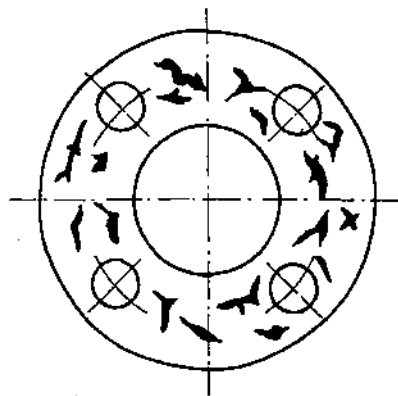
Korozja szczelinowa (rys. 7.14), rozwijająca się w sposób przypięzony w szczelinach, w szparach oraz w miejscach niedostatecznego kontaktu metalu z tworzywami metalicznymi i niemetalicznymi. Szczególnym przypadkiem korozji szczelinowej jest korozja nitkowa (rys. 7.15). Rozprzestrzenia się ona w postaci nitów, głównie pod niemetalowymi powłokami ochronnymi.

Korozja erozyjna (rys. 7.16), zachodząca w określonych miejscach na powierzchni, powodująca znaczne zniszczenia w głębi metalu na skutek tworzenia się erozji. Obserwuje się ją bardzo często w stalach wysokostopowych stykających się z agresywnym działaniem jonów chlorkowych (np. w wodzie morskiej).

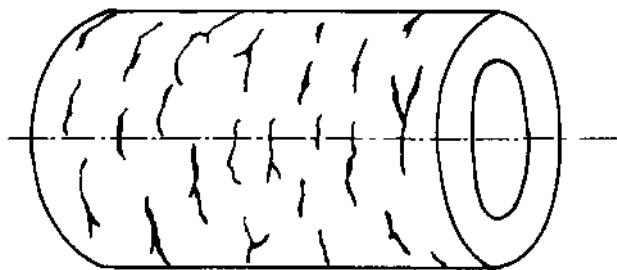
Korozja międzykrystaliczna (rys. 7.17), rozwijająca się wzdłuż granic ziarn metalu lub stopu. Mechanizm jej polega na tym, że w bezpośrednim sąsiedztwie granic ziarn tworzą się ogniwa korozyjne, w których granice ulegają rozpuczeniu, a tym samym zostaje naruszona spójność metalu. Ten typ korozji obniża bardzo mocno własności mechaniczne, przy prawie niewidocznej zmianie wyglądu zewnętrznego. Do szczególnych przypadków korozji międzykrystalicznej stali chromoniklowych zaliczyć należy



Rys. 7.13. Obraz korozji ogólnej: a) równomiernej, b) nierównomiernej, 1 — podłoże, 2 — produkty korozji

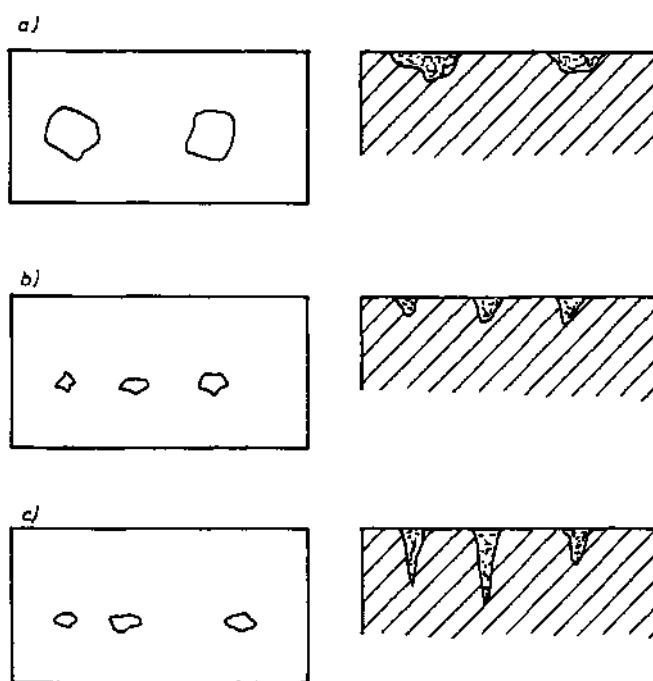


Rys. 7.14. Przykład korozji szczelinowej kołnierza rury stalowej

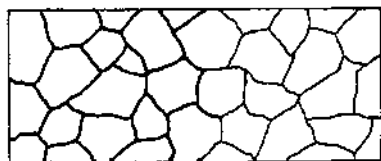


Rys. 7.15. Przykład korozji nitkowej tulei z powłoką ochronną

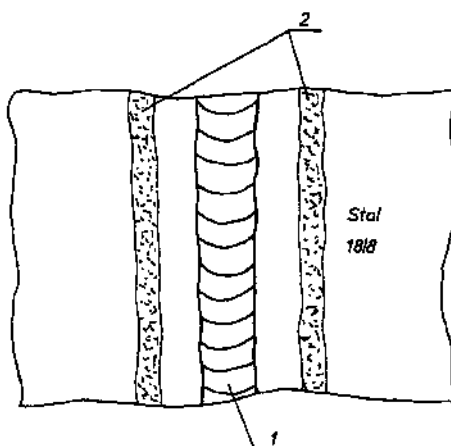
korozji przyspoinow i korozji no ow . Korozja przyspoinowa (rys. 7.18), występuje w pewnej odległości od spoiny. W trakcie spawania strefa ta zostaje nagrzana do temperatury 400—900°C. Korozja noowa (rys. 7.19), powstaje wyłącznie w stalach chromowoniklowych z dodatkiem Ti lub Nb. Rozwija się w obszarach bezpośrednio przyległych do spoiny (w strefie wtopienia) pozostawiając ślad podobny do cięcia nożem.



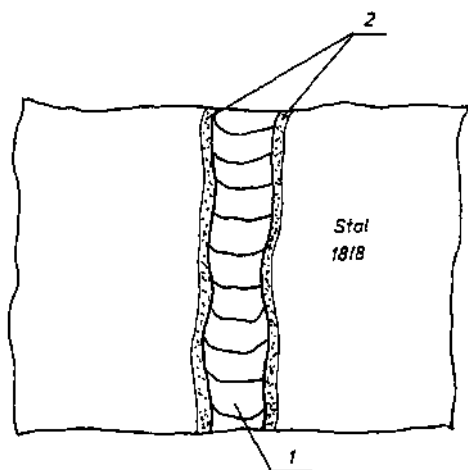
Rys. 7.16. Obraz korozji w erowej: a) w ery szerokie, b) w ery rednie, c) w ery w skie



Rys. 7.17. Przykład korozji mi dzykrystalicznej



Rys. 7.18. Obraz korozji przyspoinowej stali 18/8: 1 - spoina, 2 - strefa korozji



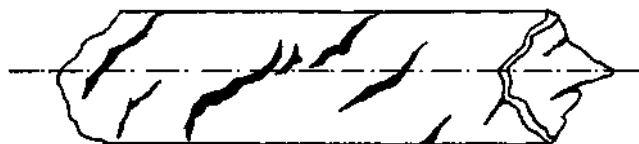
Rys. 7.19. Obraz korozji na owej stali 18/8:

1 — spoina, 2 — strefa korozji

nych lub wewn trznych napr e mechanicznych. Szczególnym przypadkiem korozji napr eniowej jest tzw. p kanie korozyjne.

Korozj selektywn , polegaj c na rozpuszczaniu w rodowisku korozyjnym jednego ze składników strukturalnych stopu, co prowadzi do obni enia jego własno ci mechanicznych. Ten typ korozji mo na zaobserwowa w eliwach szarych, mosi dzach, br zach aluminiowych i innych stopach, w których składniki fazowe ró ni si znacznie potencjałem elektrochemicznym.

Korozj napr eniow (rys. 7.20), rozwijaj c si pod wpływem jednoczesnego działania rodowiska korozyjnego i zewn trz-



Rys. 7.20. Przykład korozji napr eniowej rury z mosi dzu M63

Korozj zm czeniow (zm czenie korozyjne), powstaj c na skutek jednoczesnego oddziaływania rodowiska korozyjnego i cyklicznie zmiennych napr e .

Erozj — korozj , powodowan jednoczesnym mechanicznym i korozyjnym oddziaływaniem rodowiska. Wyst puje w dwóch formach: atak uderzeniowy i uszkodzenie kawitacyjne. Pierwsza forma zwi zana jest z burzliwym przepływem wody z du zawarto ci powietrza, druga wywołana jednoczesnym działaniem korozji i kawitacji, tj. uderzaniem powstaj cych i znikaj cych (w wyniku zmian ci nienia) p cherzyków gazu w strumieniu płyn cej cieczy.

Do zjawisk erozji - korozji zalicza si tak e korozj ciern , wywołan jednoczesnym działaniem rodowiska korozyjnego i tarcia (np. łożyska, czopy, krzy ulce).

7.2.3. Zapobieganie korozji ogólnej i galwanicznej

Zmniejszenie skutków korozji ogólnej i galwanicznej, które występują najczęściej, można uzyskać drogą:

- doboru odpowiedniego materiału odpornego na korozję w danym środowisku korozyjnym,
- unikania tworzenia się galwanicznych ogniw korozyjnych. Stykające się metale winny znajdować się jak najbliżej siebie w szeregu napięciowym,
- izolowania metali od siebie,
- starannego doboru stosowanych powłok ochronnych,
- unikania w łączonych konstrukcjach niekorzystnego stosunku między powierzchniami anody i powierzchni katody,
- stosowania inhibitorów korozji,
- stosowania ochrony elektrochemicznej, np. ochrony protektorowej.

7.3. Niszczenie metali w wyniku kawitacji

7.3.1. Zjawisko kawitacji. Mechanizm niszczenia kawitacyjnego

Jedną z form niszczenia tworzyw konstrukcyjnych jest erozja kawitacyjna, nazywana również niszczeniem lub uszkodzeniem kawitacyjnym. Zjawisko niszczenia kawitacyjnego występuje w elementach maszyn omywanych szybkimi przepływami cieczy lub pracujących w polu ultradźwiękowym o wysokiej intensywności. Należą do nich elementy pomp, turbin wodnych, turbin parowych, silników spalinowych, statków, samolotów, pojazdów kosmicznych, sond akustycznych, ultradźwiękowej aparatury czyszczącej, emulgującej itp. Erozja kawitacyjna, a także szumy, trzaski, drgania korpusów maszyn, straty energii są poważnymi ujemnymi skutkami kawitacji.

Zjawiskiem kawitacji określa się proces powstawania w cieczy obszarów nieciężko wypełnionych parą lub gazem, wywołany miejscowym spadkiem ciśnienia poniżej pewnej wartości progowej. Za progową wartość ciśnienia przy której występuje naruszenie ciśnienia, przyjmuje się praktycznie próg parowania cieczy w danej temperaturze.

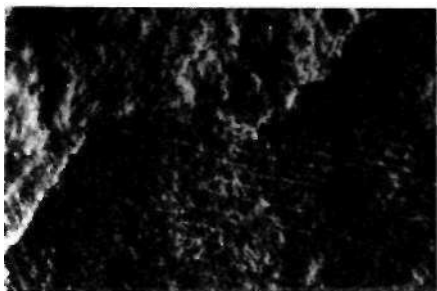
W wypadku kawitacji, nazywanej hydrodynamiczną, warunki do powstania nieciężko występują, gdy na drodze przepływu strumienia pojawi się przeszkoda powodująca lokalny spadek ciśnienia poniżej wartości progowej. Powstałe nieciężko wypełniają się parami i gazami rozpuszczonymi w cieczy, tworząc parowo-gazowe piercherze, które unoszone z prądem zanikają w obszarach o podwyższonym ciśnieniu. Zanikowi piercherza kawitacyjnego towarzyszy powstanie fali uderzeniowej o ciśnieniu rzędu kilkuset, a nawet kilkuset MPa i mikrostrumienia cieczy o szybkości rzędu 10^2 m/sek. Ich oddziaływanie na dostatecznie bliską powierzchnię ciała stałego powoduje uszkodzenie kawitacyjne.

W czasie wibracji cieczy, spowodowanej rozprzestrzenieniem si fali akustycznej lub szybkimi drganiami ciała stałego w niej zanurzonego, wystpuje kawitacja nazywana akustyczn b d wibracyjn . Istota jej polega na periodycznych wzroscach i spadkach ci nienia cieczy. P cherzyki powstaj wskutek rozrywania cieczy w półokresach rozrzedzania, a zamykaj si w półokresach ciskania.

Cech szczególn mechanicznego oddziaływania mikrostrumieni cieczy i impulsów ci nienia na powierzchni materiału jest dynamiczny charakter obci e (czas trwania impulsu rz du mikrosekundy) w mikroobszarach obejmuj cych ziarna, podziaania lub oddzielne składniki strukturalne. Obci e nia te wywołuj w warstwach wierzchnich zło ony stan napr e doprowadzaj c do ich uszkodzenia. Materiał poddany jest napr eniom dwojakiego rodzaju:

- 1) pochodz cym od uderze mikrostrumieni oddziaływuj cych jak szybko poruszaj ce si obce cz stki,
- 2) napr eniom o charakterze zm czeniowym od impulsów ci nienia.

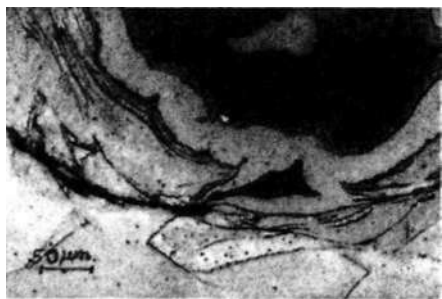
W wypadku materiałów metalowych powierzchnia ulega odkształceniu, czego dowodem jest wzrost twardo ci, tworzenie pasm po lizgu i bli niaków deformacji (rys. 7.21). Mi kkie metale, takie jak mied , nikiel czy aluminium wykazuj prawie natychmiast oznaki odkształcenia plastycznego; powierzchnia staje si znacznie i nierównomiernie pofalowana. Przy dalszym oddziaływaniu kawitacyjnym tworz si wyra ne wzniesienia i wgł bienia (rys. 7.22), które z upływem czasu ulegaj plastycznemu odrywaniu od powierzchni. W obszarach lokalnych wgł bie , na granicach ziarn, bli niaków i w pasmach po lizgu powstaj p kni cia rozprzestrzeniaj ce si w warstwach wierzchnich (rys. 7.23), powoduj c dalsze ubytki materiału.



Rys. 7.21. Pasma po lizgu na powierzchni stali OH18N9. Bez trawienia



Rys. 7.22. Wzniesienia i wgł bienia na powierzchni miedzi. Trawiono $\text{FeCl}_3 + \text{HCl}$ (przekrój poprzeczny próbki materiału)



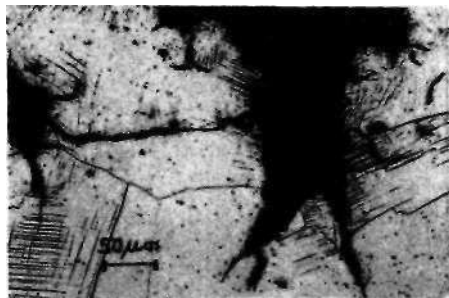
Rys. 7.23. Pęknięcia rozwijające się w warstwach wierzchnich miedzi. Trawiono $\text{FeCl}_3 + \text{HCl}$ (przekrój poprzeczny próbki materiału)



Rys. 7.24. Pęknięcia zarodkujące na powierzchni stali OH17T. Bez trawienia

W twardszych materiałach, takich jak stale, nie obserwuje się pęknięć plastycznego. Po umocnieniu powierzchni do określonego poziomu, na powierzchni zarodkują pęknięcia — na granicach ziarn, bliźniaków, w pasmach po lizgu, granicach miedzyfazowych (rys. 7.24). Rozwijające się pęknięcia mają charakter zmęczeniowy (rys. 7.25).

Erozji kawitacyjnej towarzyszą także zjawiska niemechaniczne: chemiczne, cieplne, elektryczne, które mogą wielokrotnie efekty erozyjne, lecz nie są podstawową przyczyną uszkodzeń kawitacyjnych.

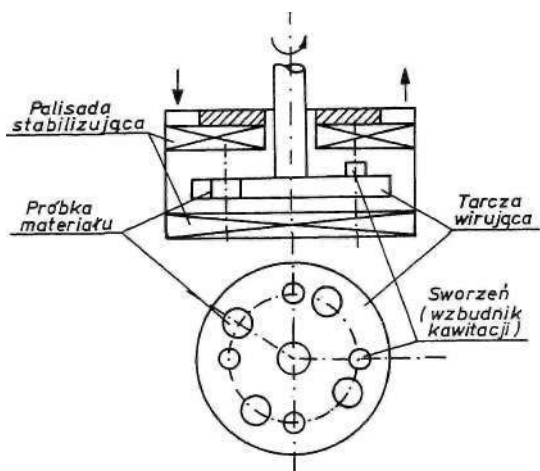


Rys. 7.25. Liczne pęknięcia w pasmach po lizgu, stal OH18N9. Trawiono $\text{HNO}_3 + \text{HF}$ (przekrój poprzeczny próbki materiału)

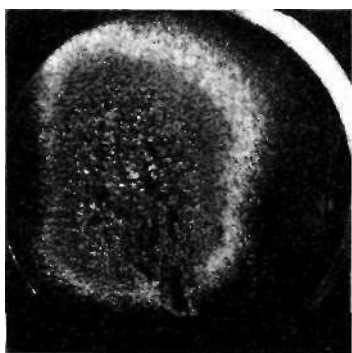
73.2. Urządzenia do wytwarzania kawitacji i badania próbek materiałów

Do oceny zachowania się materiałów pod wpływem mechanicznego działania kawitacji wykorzystuje się różne laboratoryjne zestawy aparaturowe. Najbardziej rozpowszechnione są urządzenia przepływowe i wibracyjne.

W urządzeniach przepływowych, modelujących kawitację hydrodynamiczną, zjawisko to wytwarzane jest podczas przepływu cieczy przez dysze i kanały przepływowe bądź w czasie wirowania próbek w stacjonarnej masie cieczy. Na rys. 7.26 przedstawiony jest schemat jednego z tych urządzeń — urządzenia z wirującą tarczą. Tarcza z umieszczonymi w niej próbkami



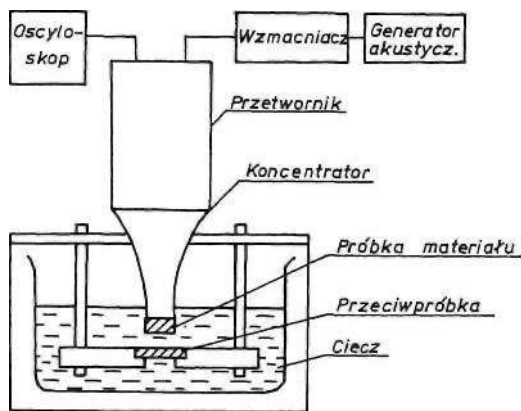
Rys. 7.26. Schemat urządzenia z wirującą tarczą



Rys. 7.27. Próbka materiału poddana kawitacji na stanowisku z wirującą tarczą (pow. $\times 2$)

wiruje w stacjonarnej cieczy. Elementy walcowe lub otwory umieszczone w siedziwie próbek wywołują podczas obrotu tarczy zjawisko kawitacji. Stosowane prędkości obrotowe próbek wynoszą zwykle od kilkunastu do kilkudziesięciu metrów na sekundę. Próbka materiału, poddana działaniu kawitacji na opisanym urządzeniu, przedstawiona jest na rys. 7.27.

W urządzeniach wibracyjnych, modelujących kawitację wibracyjną, wykorzystuje się często zjawisko magnetostrykcji, polegające na zmianach wymiarów elementów, wykonanych z metali ferromagnetycznych, pod wpływem zmiennego pola magnetycznego. Magnetostrykcyjny wzbudnik drga (przetwornik) sprężony jest z koncentratorem — transformatorem akustycznym (rys. 7.28), spełniającym rolę mechanicznego wzmacniacza amplitudy drgań. Zanurzenie w cieczy drgającej kołcówki koncentratora wywołuje zmienne pole ciśnienia, które przy określonej intensywności powoduje wystąpienie kawitacji. Przykładowo, aby wywołać zjawisko kawitacji w wodzie wodociągowej, przy częstotliwości drgań 20 kHz, konieczna jest intensywność około 1 W/cm^2 . Próbki materiałowe mocuje się na końcu koncentratora, bądź naprzeciw niego — w niewielkiej odległości. Na rys. 7.29 przedstawiono próbkę materiału poddaną działaniu kawitacji na urządzeniu magnetostrykcyjnym.



Rys. 7.28. Schemat urządzenia magnetostrykcyjnego

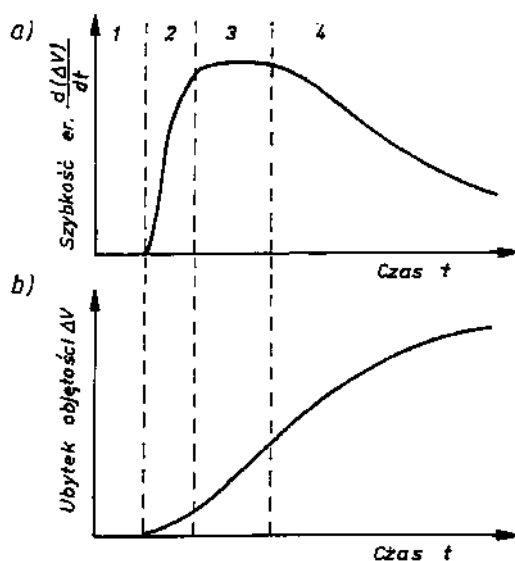
7.3.3. Przebieg erozji kawitacyjnej w czasie. Wskaźniki odporności kawitacyjnej

W warunkach laboratoryjnych niszczenie spowodowane zjawiskiem kawitacji jest oceniane najczęściej za pomocą pomiaru ubytku masy lub objętości próbki materiału. Zależność ubytku masy m (lub ubytku objętości V) od czasu działania kawitacji t przedstawia krzywa erozji całkowitej, rys. 7.30a. Na jej podstawie wyznacza się cztery charakterystyczne okresy niszczenia, zaznaczone na obu krzywych.



Rys. 7.29. Próbka materiału poddana kawitacji na stanowisku magnetostrykcyjnym (pow. $\times 4$)

Przedstawione krzywe stanowią podstawę dla ilościowej oceny skutków działania kawitacji na materiał. Najczęściej stosowanymi wskaźnikami są czas okresu inkubacji i szybkość ubywania materiału w okresie ustalonego niszczenia. Im dłuższy jest czas inkubacji i im mniejsza szybkość niszczenia — tym większa jest zdolność materiału do przeciwstawienia się niszczeniu działaniu kawitacji, czyli większa odporność kawitacyjna. W tabelicy 7.2 przedstawiono wskaźniki odporności kawitacyjnej niektórych materiałów metalowych. Należy zauważyć, że nie zawsze oba wskaźniki dają zgodne uszeregowanie, czego przykładem jest przedstawiona tablica.



Rys. 7.30. Przebieg niszczenia kawitacyjnego w czasie: a) krzywa erozji całkowitej, b) krzywa szybkości niszczenia, 1 — okres inkubacji, 2 - okres wzmożonego niszczenia, 3 - okres ustalonego niszczenia, 4 — okres osłabionego niszczenia

Tablica 12

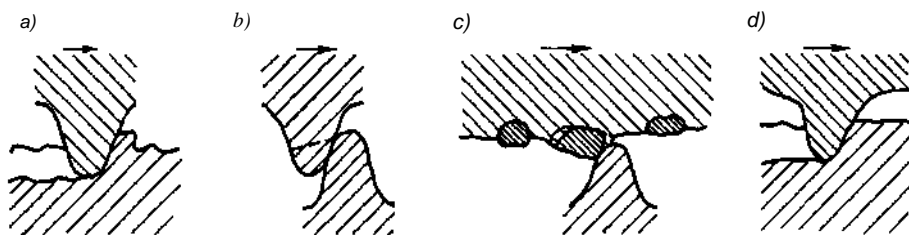
Wskaźniki odporności kawitacyjnej. Stanowisko magnetostrykcyjne:
 cz. stł. 6,5 kHz, amplituda 50 μm , woda destylowana 20°C

Material	HV	R_m [MPa]	Czas okresu inkubacji [s]	Odwrotność szybkości niszczenia jednostki powierzchni $\left[\frac{s \cdot m^2}{m^3}\right] \cdot 10^7$
stal 2H13	469	—	3600	112,0
stal H17N2	426	—	2400	66,7
brz. BM1273	252	715	2600	30,3
stal OH18N9	187	609	3300	28,5
mosi. MM55	161	542	2700	24,3
el. ZI250	199	257	1600	9,4
el. E04	89	314	1600	8,6
stal OH17T	150	442	1200	8,4
mosi. M70	65	327	1300	8,3
mied. Cu99,7G	50	240	280	2,3

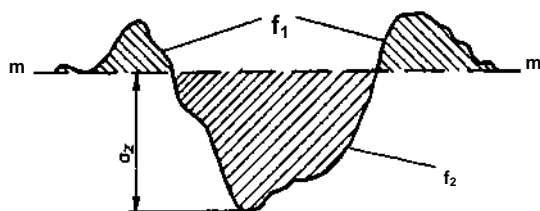
Obecnie uważa się, że zasadnicze cechy metalu decydujące o jego zdolności przeciwstawiania się niszczeniu działaniu kawitacji jest struktura krystaliczna i mikrostruktura — wielkość ziarna, rodzaj i rozmieszczenie wtrąceń dyspersyjnych, charakter faz powstających w stopach niestabilnych pod wpływem kawitacji, rodzaj i rozmieszczenie faz w materiałach wielofazowych.

7.4 cieranie

Cieranie jest to proces zużycia materiału w warstwie wierzchniej spowodowany oddziaływaniem sił cząstek materiału wskutek mikroskrawania, ścinania lub odrywania nierówności. Zjawiskom tym towarzyszą ponadto odkształcenia sprężyste i plastyczne oraz bruzdowanie względnie rysowanie materiału. Na rys. 7.31 przedstawiono model dynamiczny elementarnych procesów zużycia na skutek cierania. Jako kryterium wyróżniające rodzaje zużycia przyjmuje się iloraz powierzchni przekrojów poprzecznych zagłębienia rysy f_2 oraz ścinania materiału wokół rysy f_1 — rys. 7.32. Jeżeli $f_2/f_1 = 1$, wówczas powstaje wyłącznie odkształcenie plastyczne obszarów styku czyli bruzdowanie. Materiał wgnieciony przez występ nierówności lub ziarno ścierniwa jest przeniesiony na zewnętrzną powierzchnię (ścienienie materiału z obu stron rysy). Jeżeli $f_1/f_2 = 0$, czyli powierzchnia przekroju poprzecznego ścieranego materiału jest równa zero, $f_1 = 0$, wtedy występuje wyłącznie skrawanie. Jeżeli $0 < f_1/f_2 < 1$, to następuje wówczas mikroskrawanie, odkształcenie plastyczne i rysowanie.



Rys. 7.31. Model dynamiczny elementarnych procesów zużycia: a - bruzdowanie, b - ścinanie nierówności, c - odrywanie sił nierówności, d — odkształcenie plastyczne materiału



Rys. 7.32. Kryterium wyróżniania rodzaju zużycia: a_z — głębokość brzozy, m-m — poziom odniesienia

Zużycie ciernie można podzielić na: cieranie przez ziarna umocowane, cieranie przez warstw cierną występującą pomiędzy powierzchniami tarcia, cieranie przez strumień cierny, cieranie w masie lub środowisku ciernym.

cieranie przez ziarna umocowane występuje przez tarcie metali o materiał cierny (np. papier cierny) oraz cieranie metali wskutek współpracy z chropowatą powierzchnią. Pierwszy przypadek występuje w procesach obróbki powierzchni, drugi w procesach tarcia elementów maszyn.

cieranie przez warstw cierną występuje wówczas, gdy pomiędzy powierzchniami tarcia znajdują się twarde zanieczyszczenia na przykład ziarna piasku, które przedostały się z zewnątrz (maszyny rolnicze, budowlane, drogowe) lub stanowi produkty zużycia. Można wyróżnić kilka przypadków zachowania się ziarn, które przedostały się do obszaru styku współpracujących powierzchni:

- wnikanie ziaren w współpracującą powierzchnię spowodowane różnicą twardości ziarn oraz korzystnym kształtem. Ziarna te stają się (chwłowo lub trwale) ziarnami umocowanymi i powodują intensywne mikroskrawanie, rysowanie lub bruzdowanie współpracujących powierzchni,
- przetaczanie się drobnych i zaokrąglonych ziarn między powierzchniami,
- rozkruszanie ziarn, gdy obciążenie działające na nie przekroczy jego wytrzymałość.

cieranie w strumieniu ciernym polega na oddziaływaniu strumienia płynu, w którym są zawieszone cząstki cierniwa (np.: cieranie przez piaszkowanie, cieranie przez cząstki cierniwa zawieszone w wodzie lub innych płynach).

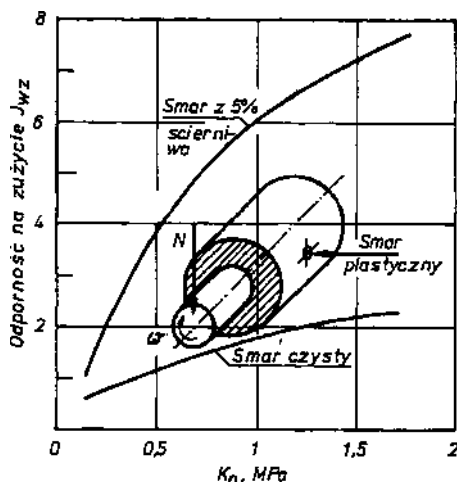
cieranie metali w środowisku ciernym (np. gąsienic pojazdów) charakteryzuje się znaczną energią kinetyczną ziarn ciernych. Styk ziarna ze cieraną powierzchnią następuje pod działaniem sił wykonujących pracę cierania i zginięcia materiału. W wielu przypadkach masa cierna stanowi gleba, w której osnowie znajdują się ziarna mineralne (głównie kwarcowe) stanowiące cierniwo.

Proces zużycia ciernego jest typowy dla tarcia suchego. Jednakże stwierdzono, że zużycie ciernie może być dominujące także w przypadku

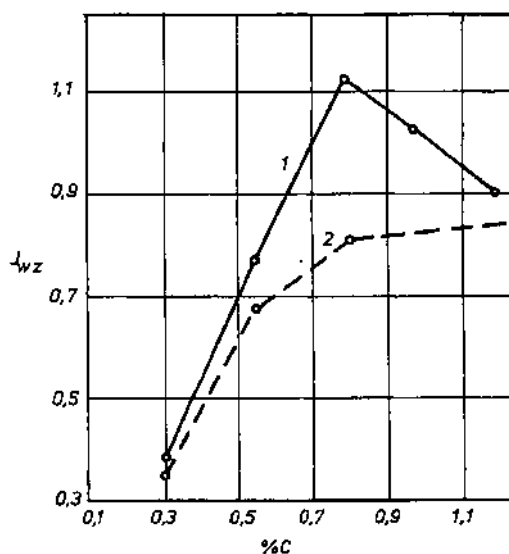
zastosowania smarowania, je eli nie nast piło wyra ne unoszenie spowodowane wytworzeniem klina smarowego i je eli w smarze s zawarte cz stki cierniwa — rys. 7.33.

Badania zale no ci zu ycia stali w głowych od ich struktury przy tarciu o płótno korundowe dały nast -puj ce wyniki:

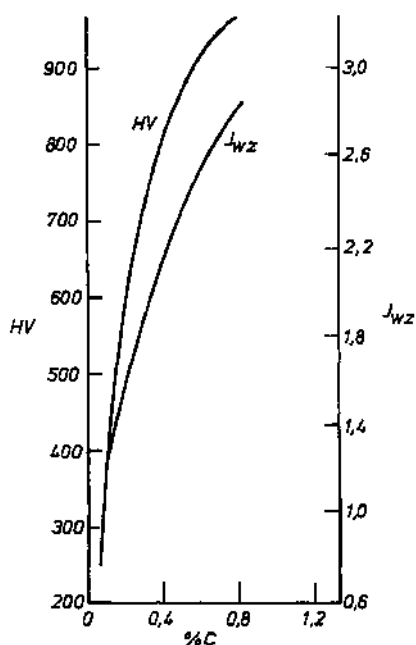
- a) odporno na cieranie stali w głowych wy arzonych ro nie ze wzrostem zawarto ci w gla do zawarto ci bliskiej eutektoidalnej, a z dalszym wzrostem maleje (dla perlitu) albo ro nie, lecz znacznie wolniej (dla cementytu kulkowego) — rys. 7.34. Struktury perlityczne s nieco bardziej odporne na cieranie ni z cementytem kulkowym,



Rys. 7.33. Zale no pomi dzy wzgl dn odporno ci na zużycie cierne I_{wz} a naciskiem jednostkowym K_n dla oleju czystego i ze ścierniwem przy pr dko ci wzgl dnej $V = 0,5$ m/s

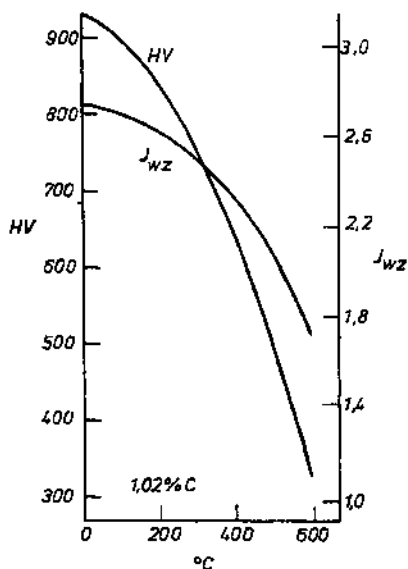
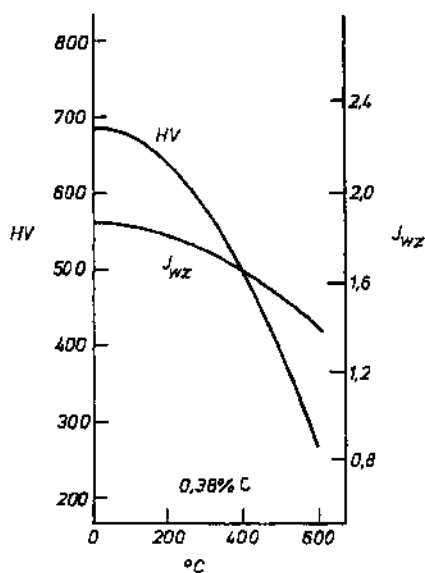


Rys. 7.34. Zale no odporno ci na zużycie cierne stali w głowej wy arzonej od zawarto ci w gla: 1 - stal z perlitem płytkowym, 2 - stal z cementytem kulkowym



Rys. 7.35. Zależności twardości HV i odporności na uderzenie cieplne J_{wz} stali hartowanych, a zawartości w nich węgla

- b) odporność na cieranie stali hartowanych rośnie ze wzrostem zawartości w nich węgla, jednakże od 0,8% wzrost ten staje się coraz mniejszy, a od 1% C niemal całkowicie zanika — rys. 7.35,
- c) ze wzrostem zawartości austenitu szkieletowego w strukturze martenzytycznej stali narzędziowych odporność na cieranie cięgle maleje.
- d) w stalach ulepszonych cieplnie ze wzrostem temperatury odpuszczania odporność na cieranie maleje, ale w mniejszym stopniu niż twardość — rys. 7.36,
- e) najbardziej odporne na cieranie są struktury martenzytyczne nieodpuszczone.



Rys. 7.36. Zależności twardości HV i odporności na uderzenie cieplne J_{wz} stali a temperaturę jej odpuszczania

7.5. Pitting

Zuycie przez pitting (zuycie gruzelkowe) jest zuyciem zmieniowym przy tarcu tocznym w obecności oleju. Przy zuzywaniu przez pitting można wyróżnić trzy etapy: 1) zmniejszenie materiału i inicjacja pęknięć, 2) rozprzestrzenianie się pęknięć, 3) wyrywanie przez olej cząstek metalu.

W etapie pierwszym zmniejszenie materiału na powierzchni tarcia występuje w wyniku cyklicznego oddziaływania naprężenia. Inicjacja pęknięć wiąże się zazwyczaj z miejscami, w których powtarzające się mikroodkształcenia plastyczne stopniowo powiększają stopień zgniotu materiału, czego następstwem są zjawiska doprowadzające do wyczerpania się zdolności odkształcenia plastycznego materiału. Dalsze impulsy obciążenia powodują powstanie pierwszych mikropęknięć. Wszelkie wady powierzchni i nieciągłości struktury mogą tak stanowiwać źródło inicjacji pęknięć zmieniowych. W czasie pierwszego etapu olej działa hamująco na postęp procesów zmieniowych, gdy łagodzi naciski jednostkowe w strefie kontaktu, co wpływa dodatnio na wytrzymałość powierzchni materiału. W wyniku tego działania zuycie zmienne w obecności oleju występuje znacznie później niż w przypadku zuzywania powierzchni elementów niesmarowanych.

W etapie drugim mikropęknięcia zmienne powiększają się i obejmują coraz większą część materiału. Istotną i niekorzystną rolę odgrywa olej w rozprzestrzenianiu pęknięć. Olej jako ciecz nieciągliwa, wtłaczany pod znacznym ciśnieniem w mikropęknięcia, wywiera działanie rozklinujące, powodując powiększenie ich wymiarów. Efekt jest tym intensywniejszy, im olej ma większą zdolność wnikania w szczeliny, tzn. im ma mniejszą lepkość i napięcie powierzchniowe (oleje wysokouszlachetnione).

W trzecim etapie powierzchnia tarcia elementów posiada już znacznie rozwiniętą siatkę pęknięć. W etapie tym następuje wyrywanie przez olej cząstek metalu, które na skutek zmniejszenia zmniejszyły lub utraciły spójność z rodzimym materiałem.

Powierzchnie części maszyn objęte pittingiem wykazują lądy zuycia jak drobne, głębokie i do góry wystające wyrwania. Zuycie nosi charakter gruzelkowy. Zuycie przez pitting występuje przy tarcu kół z batych w okolicy rednicy podziałowej, w łaskach tocznych smarowanych smarem płynnym (olejem).

8. STOPY ELAZA Z W GLEM

8.1. elazo

Pierwiastek chemiczny elazo (Fe - ferrum) nie występuje w przyrodzie w stanie rodzimym, gdyż wykazuje duże powinowactwo do tlenu, wodoru, siarki i innych pierwiastków. Najczęstsze domieszki w elazie technicznym to węgiel, mangan, krzem, siarka, fosfor oraz gazy, jak tlen, wodór i azot. Właściwości metalu są uzależnione od ilości domieszek.

Do technicznych odmian elaza zalicza się:

- elazo chemicznie czyste, otrzymywane przez redukcję tlenków; zawierające do 0,007% domieszek,
- elazo elektrolityczne, zawierające do 0,02% domieszek,
- elazo karbonylkowe, otrzymywane przez dysocjację tlenku elaza, zawierające do 0,03% domieszek,
- elazo otrzymywane w drodze metalurgicznej (armco, svea) zawierające do 0,1% domieszek.

Technicznie czyste odmiany elaza wytwarzane są ze względu na dobre właściwości magnetyczne; znajdują zastosowanie głównie w elektronice i automatyce. Właściwości mechaniczne niektórych odmian elaza zestawiono w tablicy 8.1.

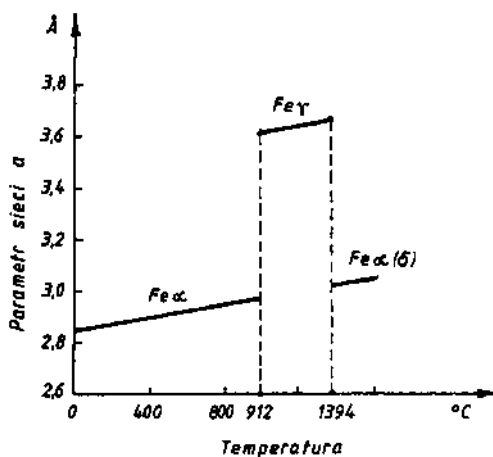
Elazo jest pierwiastkiem występującym w dwóch odmianach alotropowych Fe¹⁾ i Fe. Odmiana Fe istnieje od temperatury otoczenia do 912°C, krystalizuje w sieci FCC o parametrze $a = 2,86 \text{ \AA}$ (przy temperaturze otoczenia). W temperaturze 770°C Fe traci właściwości ferromagnetyczne (nie zmieniając sieci). Od temperatury 770°C do 912°C występuje odmiana alotropowa Fe — paramagnetyczna. W temperaturze 912°C elazo ulega przemianom w elazo o sieci BCC i parametrze $a = 3,65 \text{ \AA}$ (przy temperaturze przemiany). Odmiana Fe jest trwała aż do temperatury 1394°C, w której przekształca się w odmianę Fe () — wysokotemperaturową o sieci FCC i parametrze $a = 2,94 \text{ \AA}$. Odmiana Fe () istnieje aż do temperatury topnienia, tj. 1538°. Zależność zmiany parametru sieci wraz ze zmianą temperatury przedstawia rysunek 8.1.

¹⁾ Fe — niskotemperaturowa i Fe () — wysokotemperaturowa odmiana elaza.

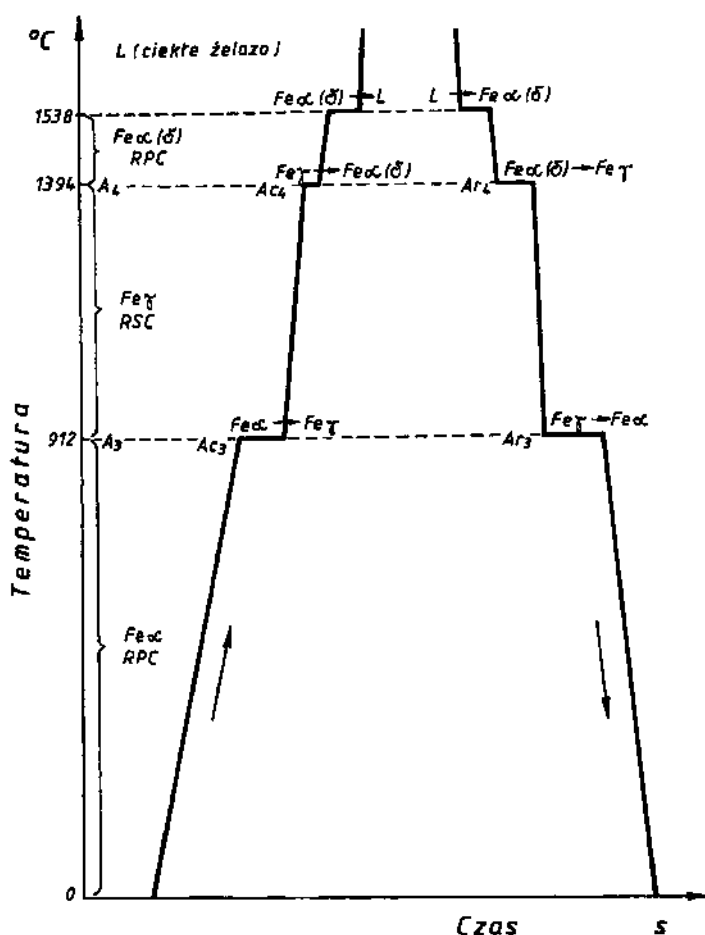
Tablica 8.1

Właściwości mechaniczne różnych odmian stali

Właściwość	stale elektrolityczne wytworzone (0,02 ÷ ÷0,07% domieszek)	stale karbońkowe (0,01÷0,7% domieszek)	stale armco wytworzone (0,1÷0,16% domieszek)
granica plastyczności R_e [MPa]	98-140	90-170	90-250
granica wytrzymałości na rozciąganie R_m [MPa]	180-250	200-270	180-310
wydłużenie A_{10} [%]	50 - 40	40 - 30	40 - 30
przewężenie Z [%]	80 - 70	80 - 70	80-70
moduł sprężystości podłużnej E [MPa]	206000	203000	196000-206000
moduł sprężystości poprzecznej G [MPa]	8100	—	—
twardość Brinella [HB]	45 - 55	50 - 80	80 - 90
uderzanie KU [J/cm ²]	—	18 - 25	27
współczynnik Poissona μ	0,28	—	—



Rys. 8.1. Zależność parametru sieci stali od temperatury.



Rys. 8.2 Przemiany alotropowe elaza przy nagrzewaniu i chłodzeniu

Przemiany elaza mo na przedstawi na krzywych chłodzenia lub nagrzewania, (rys. 8.2). Temperatary przemian elaza, tzw. punkty przełomowe lub krytyczne, przyj to oznacza liter A (od arrêt fr. — przystanek). Warto temperatur krytycznych zale y od szybko ci nagrzewania i chłodzenia (histereza przemiany), dlatego przy oznaczaniu punktów krytycznych do litery A dodaje si liter c (od chauffage, fr. — ogrzewanie), je li wyznaczono go przy nagrzewaniu lub r (od refroidissement, fr. — chłodzenie), gdy wyznaczono go przy chłodzeniu.

Przyj to nast puj ce oznaczenia dla przemian elaza w temperaturach równowagi:

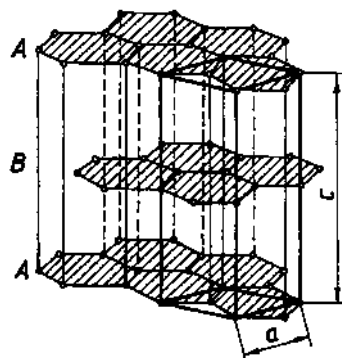
A_2 — przemiana magnetyczna Fe w temperaturze 770°C , nazwanej temperatur punktu Curie,

A_3 - przemiana alotropowa Fe - Fe w temperaturze 912°C ,
 A_4 - przemiana alotropowa Fe - Fe () w temperaturze 1394°C

Oznaczenia przemian elaza odnosz si równie do stopów elaza (rozdz. 8.3), ale w wypadku stopów warto ci temperatury zale od zawarto ci w gla w stopie. W stopach elaza ponadto wyst puj przemiany: A_1 — eutektoidalna w temperaturze 727°C i A_0 - magnetyczna cementytu w temperaturze 230°C

8.2. W giel w stopach elaza

W giel wyst puje w dwóch odmianach, jako grafit i diament. W stopach elaza z w glem wyst puje tylko **grafit**. Struktur grafitu tworz kolejno powtarzaj ce si warstwy heksagonalne ABA..., w których atomy w gla obsadzaj nario a foremnych sze cioboków. Schemat sieci przestrzennej grafitu z zaznaczon komórk strukturaln przedstawiono na rysunku 8.3, a jej parametry maj warto ci $a = 2,46 \text{ \AA}$ i $c = 6,80 \text{ \AA}$. Grafit jest ciemnoszarego koloru, posiada zdolno odbijania promieni wietlnych i podlega po lizgowi wzdlu płaszczyzny podstawy (0001). G - sto grafitu jest około trzykrotnie mniejsza od g sto ci elaza i wynosi $2,22 \text{ g/cm}^3$, a granica wytrzymałoci na rozci ganie $R_m = 20 \text{ MPa}$. Wraz ze wzrostem temperatury przewodno cieplna grafitu ro nie. Punkt topliwoci grafitu przyjmuje si jako równy 3800°C



Rys. 8.3. Schemat budowy sieci przestrzennej grafitu

Greber i Hanneman ustalili za pomoc bada rentgenograficznych, e grafit w eliwie szarym posiada identyczne warto ci parametrów sieci, jakie stwierdzono dla czystego naturalnego grafitu. Wydzielenia tzw. pierwotnego grafitu²⁾ s tym wi ksze, im wi cej jest w gla w stopie. W stopach najbogatszych w w giel — eliwach grubo płatków grafitu mo e osi ga warto $50 \mu\text{m}$. Grafit eutektyczny posiada form siatkow , a wi c odznacza si znacznie mniej

²⁾ Grafit pierwotny to grafit wydzielaj cy si z ciekłego roztworu w gla w elazie w trakcie krzepni cia, w odró nieniu od grafitu wtórnego wydzielaj cego si w stanie stałym.

grubo ci wydziele . W giel elementarny wydzielaj cy si w eliwach w stanie stałym, zgodnie z liniami E'S' i P'S'K' (rys. 8.4), zwany w glem arzenia (grafit wtórny), jest uwa any za t sam faz co grafit. (Istniej hipotezy uwzgl dniaj ce istnienie dwóch postaci alotropowych grafitu, tj. i , ale zagadnienie to, maj ce teoretyczne znaczenie, nie b dzie dalej uwzgl d- nione).

W stopach z elazem w giel najcz cieiej wyst puje w postaci fazy mi dzy-metalicznej Fe_3C , zwanej cementytem, zawieraj cej 6,7% C. Cementyt jest faz metastabiln , która mo e ulec rozpadowi z wydzielaniem grafitu; szczegółowy opis cementytu zawarto w rozdziale 8.3 i 8.4.

8.3. Układ elazo-w giel

W giel jest pierwiastkiem, który rozpuszcza si w Fe w niewielkich ilo ciach, maksymalnie 0,022% w temperaturze $A_1 = 727^\circ\text{C}$, a w Fe maksymalnie 2,14% w temperaturze 1147°C . Je eli stop elaza zawiera wi cej w gla, ni wynosi jego graniczna rozpuszczalno dla danej temperatury, to mo e on wyst powa w postaci wolnej fazy — jako grafit, lub w postaci zwi zanej — jako cementyt (Fe_3C). Praktycznie grafit wyst puje w stopach o wy szej zawarto ci w gla i odpowiedniej ilo ci pierwiastków grafitotwórczych (Si, Al, Ni). Najcz cieiej jednak w giel wyst puje w stopach elaza w postaci cementytu i dlatego te wi ksze praktyczne znaczenie ma układ równowagi Fe- Fe_3C ni Fe-grafit. Ró nice mi dzy układami s stosunkowo nieznaczne, co mo na stwierdzi porównuj c na rys. 8.4a poło enie linii ci głych przedstawiaj cych układ Fe- Fe_3C z liniami przerywanymi układu Fe-grafit.

Podstaw do budowy wykresu równowagi Fe- Fe_3C s krzywe chłodzenia elaza, cementytu i stopów o składzie charakterystycznym, które pozwalaj na wyznaczenie zakresów wyst powania pól utworzonych z jednakowych faz. Wa niejsze krzywe chłodzenia przedstawiono na rys. 8.4c. Nanosz c punkty charakterystyczne z krzywych ostygnia na rz dne dotycz ce składu chemicznego od 0% do 6,7% C, a nast pnie ł cz c je liniami ci głymi otrzymujemy wykres przedstawiony na rys. 8.4a.

Linia ABCD — łączy wszystkie punkty odpowiadające temperaturom początku krzepnięcia stopów (linia likwidus), zaś linia AHJECF — łączy wszystkie punkty odpowiadające temperaturom końca krzepnięcia stopów (linia solidus). Nad linią likwidus występuje tylko ciekły roztwór węgla w żelazie — faza ciekła — oznaczony przez L. Pomiędzy linią likwidus i solidus występuje zawsze faza ciekła i wydzielająca się z niej (krystalizująca) jedna faza stała. W układzie równowagi Fe-Fe₃C występują następujące fazy stałe:

- ferryt (F) — miedzywęglowy roztwór stały węgla w żelazie,
- ferryt wysokotemperaturowy - Fe₃Fe (F₃) - miedzywęglowy roztwór stały węgla w żelazie (F₃),
- austenit (A) — miedzywęglowy roztwór stały węgla w żelazie,
- cementyt (Fe₃C) — faza miedzymetaliczna.

Nazwy lub symbole faz umieszczone w polu ich występowania tworzą opis fazowy wykresu równowagi Fe-Fe₃C (rys. 8.4d).

Fazy stałe występujące w układzie równowagi Fe-Fe₃C — ferryt, austenit i cementyt mogą tworzyć mieszaniny:

- eutektyk (ledeburyt) — mieszanina eutektyczna austenitu z cementytem zawierająca 4,3% C, krzepnie w stałej temperaturze 1147°C; ledeburyt w temperaturze 727°C wskutek przemiany austenitu w perlit staje się ledeburytem przemienionym;
- eutektoid (perlit) — mieszanina eutektoidalna ferrytu z cementytem zawierająca 0,76% C, powstaje w stałej temperaturze 727°C

Krzepnięcie stopów o zawartości węgla do 0,53% C (linia AB) powoduje wydzielanie się ferrytu wysokotemperaturowego Fe₃Fe³⁾. Podczas krzepnięcia stopów od 0,53 do 4,3% C (linia BC) wydzielają się austenit, a podczas krzepnięcia stopów od 4,3% C do 6,7% C (linia CD) wydzielają się cementyt pierwotny. Koniec krzepnięcia stopów żelaza z węglem obrazują linie: AH — ferrytu, JE — austenitu, ECF — ledeburytu. Linia HB wskazuje na występowanie przemiany perytektycznej, w wyniku której z cieczy o składzie punktu B i ferrytu o składzie punktu H tworzy się austenit o składzie punktu J. Przemianie tej ulegają stopy zawierające od 0,09 do 0,53% C. Linia ECF jest linią przemiany eutektycznej. W punkcie eutektycznym - C ciekły roztwór o zawartości 4,3% C przemienia się w ledeburyt w stałej temperaturze 1147°C. Przemianie tej ulegają stopy żelaza zawierające powyżej 2,14% C.

³⁾ Ferryt Fe₃Fe posiada znaczenie praktyczne jedynie w nielicznych przypadkach, w których oddziałuje na strukturę materiału wyrobu.

Wszystkie linie poniżej linii solidus dotyczą bardzo ważnych dla celów praktycznych przemian w stanie stałym. Wzdłuż linii GOS odbywa się przemiana alotropowa austenitu w ferryt, a wzdłuż linii ES — wydzielanie cementytu wtórnego z austenitu wskutek obniżenia się rozpuszczalności węgla w Fe_γ wraz z obniżaniem się jego temperatury. W punkcie S należą do linii PSK (linii eutektoidalnej) w temperaturze 727°C austenit o zawartości 0,76% C przemienia się w perlit — mieszanin eutektoidalną ferrytu i cementytu. Przemiana eutektoidalna zachodzi we wszystkich stopach zawierających powyżej 0,022% C. Linia MO określa przemian magnetyczną ferrytu; powyżej temperatury określonej linią MO ferryt jest paramagnetyczny, poniżej — ferromagnetyczny. Linia PQ wskazuje na obniżenie się rozpuszczalności węgla w Fe wraz z obniżaniem się temperatury do 0% w temperaturze otoczenia. Efektem tego jest wydzielanie się z ferrytu cementytu trzeciorzędowego.

Znając wszystkie składniki tworzące struktury stopów, można dokonać opisu strukturalnego wykresu równowagi $Fe-Fe_3C$, który zamieszczono na rys. 8.4a. Ilościowy udział składników struktury stopów w temperaturze otoczenia odczytuje się na wykresie Sauveura, rys. 8.4b.

Wykres układu węzła-grafit stabilny (linie przerywane na rys. 8.4a) w stosunku do wykresu węzła-cementyt metastabilny (linie ciągłe na rys. 8.4a) jest przesunięty w kierunku wyższych temperatur oraz niższych zawartości węgla. Tak więc przemiana eutektyczna i eutektoidalna w układzie stabilnym występuje przy wyższych temperaturach niż w układzie metastabilnym — odpowiednio 1153°C i 738°C . Graniczna rozpuszczalność węgla w austenicie (punkt E'), pozostająca w równowadze z grafitem, wynosi 2,1%. Eutektyka tworzy się przy zawartości 4,2% C i składa się z drobnopłatkowego grafitu oraz austenitu o granicznej zawartości węgla 2,1%. Wzdłuż linii E'S' następuje wydzielanie się grafitu wtórnego, wskutek stopniowego zmniejszania się rozpuszczalności węgla w austenicie aż do 0,65% C w punkcie eutektoidalnym. Austenit o stężeniu 0,65% C w temperaturze 740°C podlega teoretycznie przemianie eutektoidalnej, wskutek czego powstaje ferryt i grafit.

Należy zaznaczyć, że otrzymywanie struktur zgodnych z układem stabilnym, szczególnie przy mniejszych zawartościach węgla, jest mało prawdopodobne. Należy to tłumaczyć tym, że zarodkowanie grafitu jest trudniejsze niż cementytu (wymaga dyfuzji węgla na większe odległości). Sporadycznie więc tylko dochodzi do bezpośredniego powstania eutektoidu grafitowego, ponieważ przemiana przez stadium równowagi metastabilnej jest kinetycznie łatwiejsza. Tak więc w punkcie S' dla układu węzła-grafit powstał wskutek ekstrapolacji. Nie obserwuje się też wydzielania grafitu trzeciorzędowego z ferrytu w układzie równowagi węzła-grafit. W stalach niskowęglowych, zawierających pierwiastki grafitotwórcze (Al, Si, Ni), a podlegających

długotrwałemu wyarzaniu w temperaturze powyżej 500°C, może wystąpić przemiana cementytu w ferryt i grafit⁴⁾.

Własności faz i składników struktury układu Fe-Fe₃C

Ferryt jest to mieszanina żelaza w gąsienicy w sieci FCC. Maksymalna rozpuszczalność żelaza w Fe występuje w temperaturze eutektycznej i wynosi 0,022% C, w miarę obniżania temperatury maleje, aby w temperaturze otoczenia osiągnąć wartość ok. 0% C. Maksymalna zawartość żelaza w ferrycie wysokotemperaturowym Fe (γ) wynosi 0,09% C przy temperaturze peritektycznej. W ferrycie poza węglem rozpuszczają się również inne pierwiastki o małej rednicy atomu, jak azot, wodór, bor, tworzą one mieszaniny. Atomy tych pierwiastków znajdują się w lukach sieciowych tetraedrycznych lub oktaedrycznych komórki strukturalnej.

Luki tetraedryczne występują w sieci przestrzennie centrowanej żelaza otoczone przez cztery atomy sieci i mogą pomieścić przy temperaturze 25°C atomy obce o rednicy 0,721 Å⁵⁾. Wynika to z zależności geometrycznych dla sieci ferrytu (rys. 2.9). Na każdą komórkę strukturalną przypada cztery luki tetraedryczne, a ponieważ każda z nich jest wspólna dla dwóch sąsiadnych komórek, więc na jedną komórkę strukturalną przypada $\frac{1}{2} \cdot 4 \cdot 6 = 12$ luk tetraedrycznych. Luki oktaedryczne występują na środkach krawędzi komórek strukturalnych w połowie długości krawędzi (rys. 2.10). Taką lukę ma kształt „spłaszczonego” czworokąta. Na jedną komórkę strukturalną przypada 6 luk oktaedrycznych, które, jako wielokąty, wymiarami od luk tetraedrycznych, są w pierwszej kolejności wypełniane atomami mieszaniny. Najmniejszy wymiar luki oktaedrycznej odpowiada kierunkowi (100) o luźnym ułożeniu atomów, pozwalającym na łatwe ich rozsuniecie. Powoduje to tetragonalne zniekształcenie sieci oraz zwiększenie naprężeń wewnętrznych, a więc i podwyższenie energii mieszaniny. Ze względów energetycznych obserwuje się zajmowanie przez atomy obce tylko 1/3 liczby luk oktaedrycznych, tj. dwóch na komórkę strukturalną, czyli jednej na każdy atom sieci.

W przemysłowych stopach żelaza (stale, żeliwa) ferryt rozpuszcza także inne pierwiastki: Si, Mn, P biorąc udział w procesie metalurgicznym. Własności ferrytu zależą od składu chemicznego stopu. Ferryt zawierający tylko rozpuszczony w żelazie wykazuje twardość około 50 HB (w stali zawierającej 0,25% Si i 0,05% P twardość ferrytu wynosi 80 HB, w żeliwie cięgliwym zawierającym 0,85% Si, 0,14% P twardość ferrytu wynosi około 100 HB,

⁴⁾ Zjawisko powstawania grafitu w stalach konstrukcyjnych pracujących w podwyższonych temperaturach jest niepożądane, ponieważ wywołuje obniżenie wytrzymałości i plastyczności materiału.

⁵⁾ $1 \text{ \AA} = 10^{-10} \text{ m} = 1,00202 \text{ kX}$.

natomiast w eliwie szarym zawierającym 2% Si i 0,3% P ferryt posiada twardość 130 HB). Najczęściej przyjmuje się, że wytrzymałość ferrytu $R_m = 300 \text{ MPa}$, wydłużenie $A_{10} = 40\%$, a udarność $KCV = 18 \text{ J/cm}^2$.

Próbka stopu elaza z małą ilością węgla, przygotowana w postaci zgładu po wytrawieniu nitaliem, obserwowana w mikroskopie świetlnym, wykazuje jasne ziarna ferrytu o nieznacznie zmieniającym się zabarwieniu i wyraźne ciemne granice (rys. 8.5, 8.6). Różne zabarwienie ziarn jest wynikiem różnej intensywności trawienia zależnej od różnej orientacji krystalograficznej względem płaszczyzny zgładu. Wymiary ziarn mogą być różne. Granice mogą być liniami prostymi lub krzywymi. Po zgniocie w granicach od 3 do 5% w ziarnach ferrytu można obserwować płaszczyzny poślizgu.

Austenit jest to miedzy innymi żłowy roztwór stały węgla w elazie γ o sieci RSC. Maksymalna rozpuszczalność węgla przypada na temperaturę eutektyczną 1147°C i wynosi 2,14% C. Znacznie większa rozpuszczalność węgla w elazie (w porównaniu z elazem α) wynika z zależności geometrycznych sieci regularnej ściennie centrowanej. Łuk tetraedryczny w tej sieci ograniczają 4 atomy (3 z nich znajdują się na rodkach cian, a czwarty na narożniku komórki strukturalnej — rys. 2.12). Rodki atomów są wierzchołkami regularnego czworokąta. W każdym z komórek strukturalnych austenitu jest 8 luk tetraedrycznych; wymiary luki w temperaturze 916°C pozwalają na rozmieszczenie w niej atomu o promieniu 0,579 kX. Luki oktaedryczne austenitu są rozmieszczone w rodkach komórek oraz połowie każdego z dwunastu krawędzi. Wynika więc z tego, że na jedną komórkę przypada 4 luki oktaedryczne. W luce oktaedrycznej, przy temperaturze 916°C może się zmieścić atom o promieniu 1,055 kX.

Wymiary i symetryczny rozkład luk w sieci elaza γ pozwalają na łatwą rozpuszczalność pierwiastków o małych promieniach atomowych (węgla, azotu) i tworzenie się roztworów miedzy żłowych.

Oddziaływanie naprężenia zewnętrznego na kryształ austenitu powoduje poślizg wzdłuż kierunków $\langle 100 \rangle$ o najgęstszy ułożeniu atomów w płaszczyźnie $\langle 111 \rangle$.

Austenit jest paramagnetyczny, wykazuje małe przewodnictwo elektryczne i ciepłe oraz spośród wszystkich składników strukturalnych ma największą gęstość. W stopach elaza z węglem austenit istnieje tylko powyżej 727°C .

Cementyt — faza międzymetaliczna o wzorze stechiometrycznym Fe_3C , zawierająca 6,7% C, posiada strukturę rombową o parametrach sieci $a = 5,09 \text{ \AA}$, $c = 6,75 \text{ \AA}$. Komórka strukturalna cementytu zawiera 12 atomów elaza i 4 atomy węgla, co odpowiada czterem cząsteczkom Fe_3C . Miedzyatomami elaza wiązania mają charakter metaliczny, natomiast wiązania miedzyatomami elaza i węgla — kowalenty. Ponieważ wiązania metaliczne są w przewodzie, dlatego cementyt wykazuje cechy stanu metalicznego materii, takie jak przewodność elektryczna oraz połysk metaliczny. Do temperatury

230°C cementyt wykazuje własności ferromagnetyczne, a powyżej tej temperatury — paramagnetyczne.

Gęstość cementytu w temperaturze pokojowej wynosi $7,68 \text{ g/cm}^3$ — jest więc mniejsza niż gęstość czystego elaza. Cementyt jest twardy (700 HB) i kruchy. Na podstawie cementytu mogą tworzyć się wtórne roztwory stałe różnowzłowe, w których atomy węgla mogą być zastąpione atomami niemetalu, np. azotu, a na miejsca atomów elaza mogą wchodzić atomy metali, np. manganu, chromu, molibdenu czy też innych pierwiastków w glikotwórczych. Powoduje to oczywiście zmiany własności cementytu (wzrost twardości). Cementyt jest fazą nietrwałą (metastabilną), więc pod wpływem podwyższonej temperatury może podlegać rozkładowi na elaz i węgla (grafit). Wytrawiony nitaliem cementyt jest jasny (nie wykazuje granic ziarn jak ferryt), a od ferrytu można go odróżnić kształtem wydzieleń oraz twardością. Po wytrawieniu pikrynianem sodowym cementyt zabarwia się na ciemno (rys. 8.18).

Różnicuje się cementyt:

- pierwotny (Fe_3C_I), wydzielający się z roztworu ciekłego wzdłuż linii CD (rys. 8.4) i występujący na tle ledeburytu przemienionego w postaci dużych jasnych igieł (rys. 8.42);
- drugorzędowy, czyli wtórny, (Fe_3C_{II}) wydzielający się z austenitu, wzdłuż linii ES (A_{cm}), wskutek obniżenia się rozpuszczalności węgla w elazie; najczęściej tworzy siatkę wzdłuż granic ziarn perlitu (rys. 8.18) lub igły wzdłuż płaszczyzn krystalograficznych. Siatka cementytu jest na ogół mniej wyraźna od siatki ferrytu (rys. 8.15) wokół ziarn perlitu i nie wykazuje ziarn oddzielonych granicami. Identyfikację siatki cementytu najłatwiej osiągnąć poprzez trawienie zasadowym pikrynianem sodowym;
- trzeciorzędowy ($\text{Fe}_3\text{C}_{III}$), wydzielający się z ferrytu wzdłuż linii PQ, wskutek obniżenia się rozpuszczalności węgla w elazie a, tworzy wydzielena na granicach ziarn ferrytu (rys. 8.7) lub rzadziej w ich wnętrzu.

Perlit⁶⁾ — eutektoid, czyli mieszanina eutektoidalna na przemianujących płytek ferrytu i cementytu o zawartości 0,76% C, powstająca wskutek dyfuzyjnej przemiany eutektoidalnej austenitu przy studzeniu. Wymiary płytek zależą od szybkości chłodzenia austenitu (możliwość dyfuzji węgla w elazie). Perlit występuje we wszystkich stopach elaza z węglem z zawartością od 0,022% do 6,7% C, a w stopie o składzie 0,76 C stanowi jedyny składnik struktury.

Perlit wytrawiony nitaliem obserwowany w mikroskopie świetlnym, przy małym powiększeniu stanowi szare pole o różnym zabarwieniu (rys. 8.16), a przy większym powiększeniu widoczna jest budowa płytkowa (rys. 8.17), w której twardy, trudniej trawiący się cementyt wystaje ponad miękki ferryt. W ziarnie perlitu łatwo można wyróżnić poszczególne kolonie (wzrostki) płytek

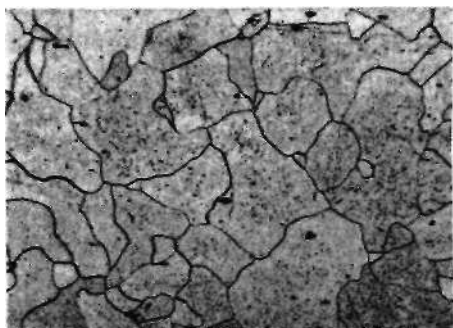
⁶⁾ Nazwa perlit pochodzi stąd, że wytrawiony zgląd przy małym powiększeniu ma kolorami i tło jak masa perłowa.

o zmiennej orientacji krystalograficznej oraz o różnej grubości, co związane jest z różnym kątem ich nachylenia w stosunku do płaszczyzny zglądu.

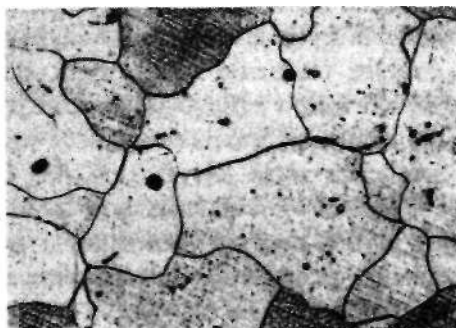
Właściwości mechaniczne perlitu zależą od szybkości chłodzenia podczas przemiany eutektoidalnej. Wzrost szybkości chłodzenia austenitu wywołuje większe rozdrobnienie (dyspersję) płytek cementytu i ferrytu. Perlit o większej dyspersji — drobnopłytkowy — ma większą wytrzymałość (R_m), a mniejszą plastyczność (A_{10}) niż perlit o mniejszej dyspersji — grubopłytkowy.

Płytkowy kształt cementytu w perlicie można na przemienić w kształt ziarnisty — kulkowy przez specjalną obróbkę cieplną (rozdz. 9.3). Uzyskana struktura — sferoidyt — składa się z kulek cementytu w osnowie ferrytu (rys. 8.19, 8.20) i charakteryzuje się przede wszystkim niską twardością i niską strukturą płytkową. W stali eutektoidalnej o strukturze sferoidytu $R_m = 560$ MPa, a twardość $160 \div 180$ HB.

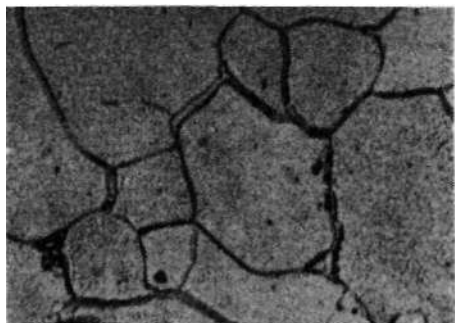
Ledeburyt — mieszanina eutektyczna zawierająca 4,3% C, złożona z austenitu i cementytu. Ledeburyt jest trwały do temperatury 727°C , w której austenit w nim zawarty ulega przemianom w perlit tworząc ledeburyt przemieniony, tj. mieszaninę perlitu i cementytu. Ledeburyt przemieniony występuje we wszystkich stopach elazów z zawartością od 2,14 do 6,7% C, a w stopie o składzie 4,3% C stanowi jedyny składnik struktury (rys. 8.42). Ledeburyt przemieniony odznacza się znaczną twardością, około 450 HB, i znaczną kruchością.



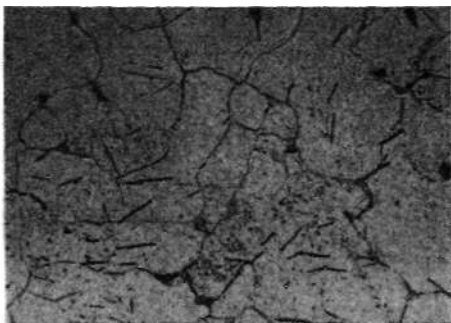
Rys. 8.5. elazo armco. Różnej wielkości ziarna ferrytu; nital. x100



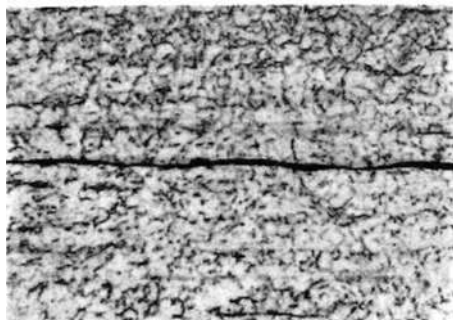
Rys. 8.6. Struktura ziarnista, jasne ziarna ferrytu, ciemne wydzieliska wewnątrz ziarn — wtrącenia niemetaliczne; nital x250



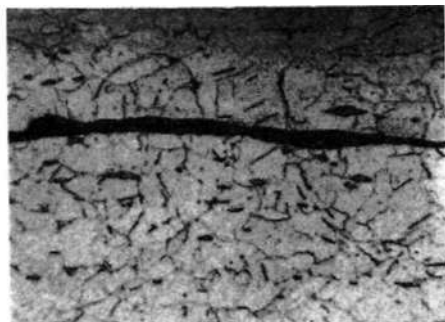
Rys. 8.7. Struktura ziarnista; na granicach jasnych ziarn ferrytu równie jasne wydzielenia cementytu trzeciorz dowego; nital, x400



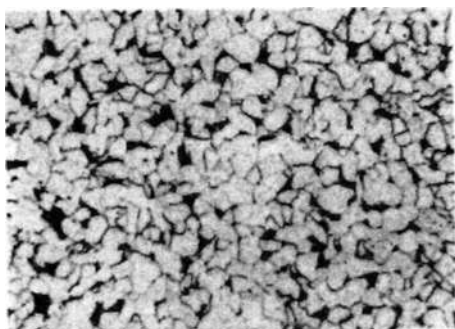
Rys. 8.8. Stal w głowa o zawarto ci 0,1% C. Struktura ziarnista. Jasny ferryt, ciemny perlit. W ferrycie widoczne prostoliniowe wydzielienia azotków: nital, x250



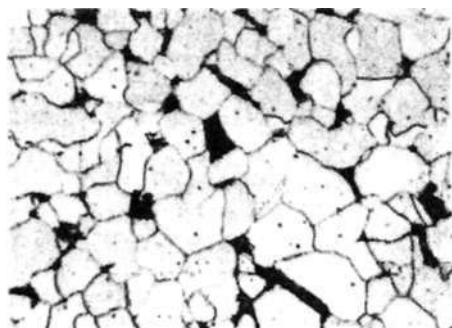
Rys. 8.9. Stal niskow głowa z wyra nymi wtr - ceniami niemetalicznymi; nital, x100



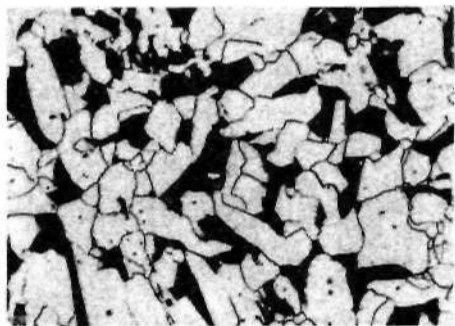
Rys. 8.10. Fragment z rys. 8.9. Jasny ferryt, ciemne wtr cenia niemetaliczne i azotki; nital, x250



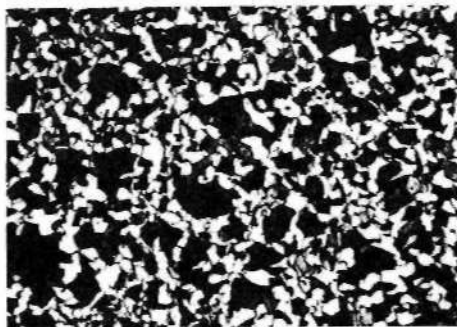
Rys. 8.11. Stal w głowa 0,2% C. Struktura ziarnista; jasny ferryt, ciemny perlit; nital x100



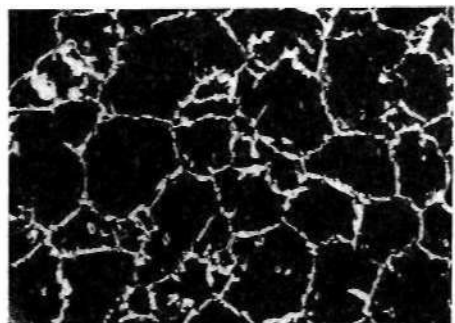
Rys. 8.12. Stal w głowa 0,2% C. Struktura ziarnista; jasny ferryt, ciemny perlit; nital, x250



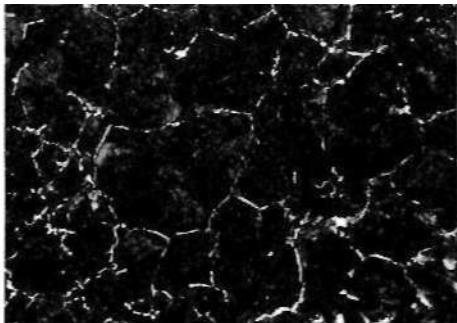
Rys. 8.13. Stal w głowa 0,3% C. Struktura ziarnista o wybitnie niejednakowej wielkości ziarna; jasny ferryt, ciemny perlit; nital, x250



Rys. 8.14. Stal 0,45% C. Struktura ziarnista; ferryt i perlit o różnej wielkości ziarna; nital, x250



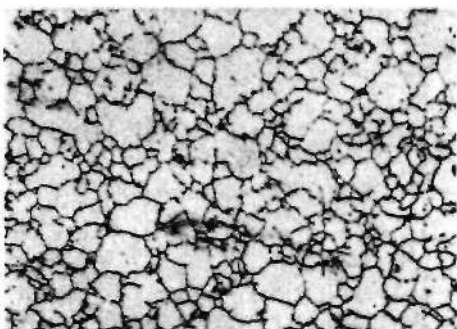
Rys. 8.15. Stal w głowa 0,65% C. Siatka ferrytu złożona z odrębnych ziarn wokół ziarn perlitu różnej wielkości; nital, x250



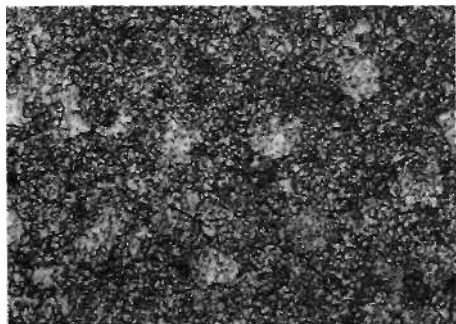
Rys. 8.16. Stal w głowa 0,7% C. Nieciągła siatka ferrytu wokół ziarn perlitu; nital, x250



Rys. 8.17. Stal w głowa 0,80% C. Struktura ziarnista; perlit złożony z płytek, kolonie płytek ferrytu i cementytu zorientowane w różnym kierunku; nital, x250



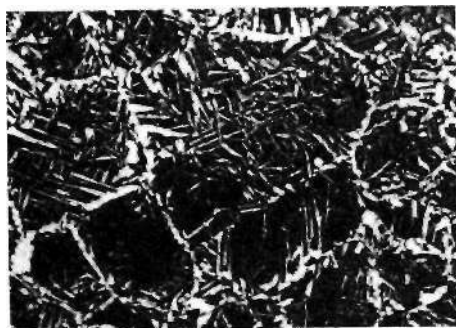
Rys. 8.18. Stal w głowa 1,2% C (N12). Ciemna siatka cementytu wokół nie wytrawionych ziarn perlitu; pikrynian sodowy, x250



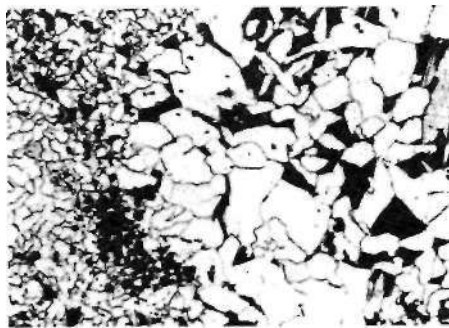
Rys. 8.19. Stal w glowa 1,2% C (N12). Cementyt kulkowy na tle ferrytu (sferoidyt); nital, x250



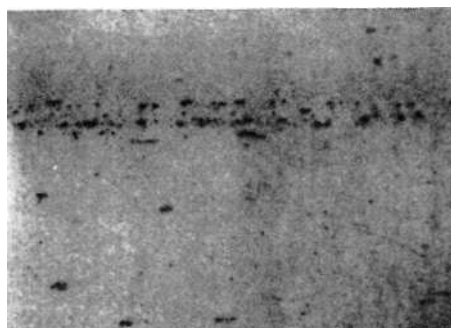
Rys. 8.20. Stal stopowa 1H18N9. Struktura ziarnist; jasne ziarna austenitu z utworami bli niaczymi, ciemne — wtr cenia niemetaliczne; woda królewska, x250



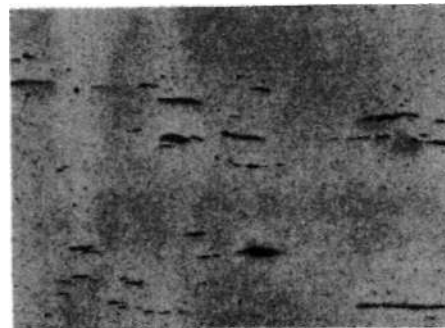
Rys. 8.21. Stal w glowa 0,5% C. Ciemny perlit, jasny iglasty ferryt. Struktura Widmannstättna; nital x100



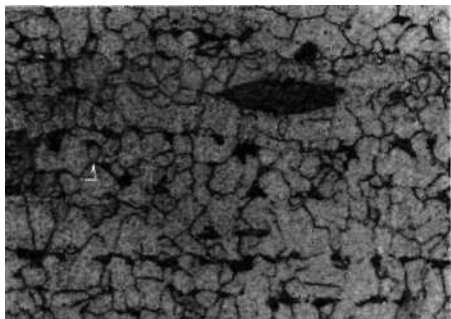
Rys. 8.22. Stal w glowa 0,3% C. Wybitnie niejednorodna struktura; obok ziarn drobnych - grube; nital, x250



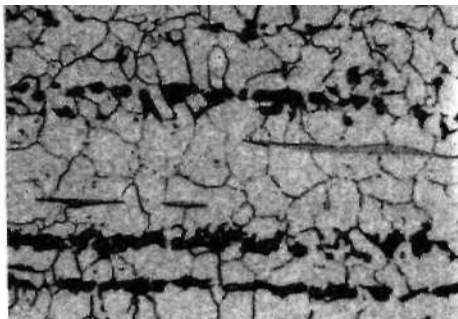
Rys. 8.23. Stal w glowa (zgład nietrawiony). Ciemne, ła cuszkowe wtr cenia niemetaliczne; x100



Rys. 8.24. Stal w glowa (zgład nietrawiony). Wtr cenia niemetaliczne ró nych wymiarów; x100



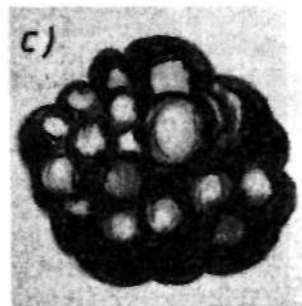
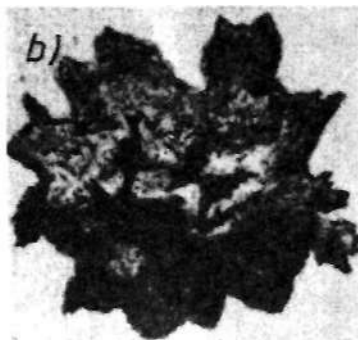
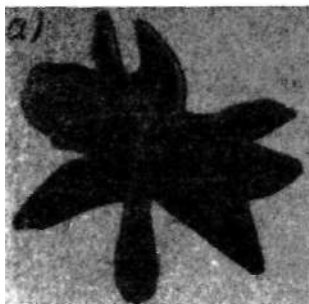
Rys. 8.25. Stal w głowa 0,15% C. Struktura pasmowa; ciemny perlit ułożony pasmowo wzdłuż kierunku walcowania, w miejscu ubożym w perlit widoczne drobne wtrącenia niemetaliczne; nital, x250



Rys. 8.26. Stal w głowa 0,20% C. Struktura pasmowa; ciemny perlit ułożony pasmowo wzdłuż kierunku walcowania, na tle ferrytu widoczne one ciemne wtrącenia niemetaliczne, nital, x250



Rys. 8.27. Staliwo LU450 o zawartości 0,3% C; nital, a) jasny ferryt w postaci pierwotnych wydzieleń i struktura Widmannstättena x250; b) struktura Widmannstättena; x100



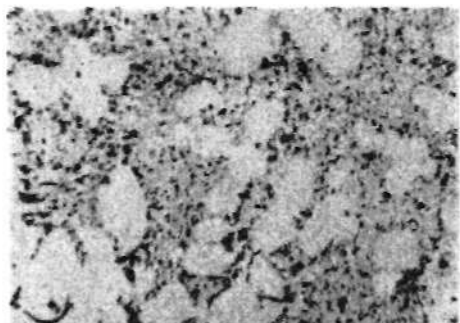
Rys. 8.28. Formy grafitu: a — płatkowy, b — zwarty, c — kulkowy regularny



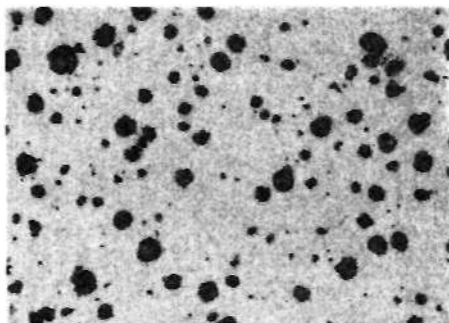
Rys. 8.29. eliwo szare nietrawione. Grafit płatkowy prosty; x100



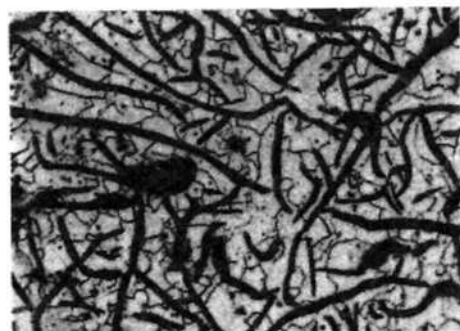
Rys. 8.30. eliwo szare nietrawione. Grafit płatkowy zwichrzony; x100



Rys. 8.31. eliwo szare nietrawione. Grafit mi dzydendrytyczny; x100



Rys. 8.32. eliwo sferoidalne nietrawione. Grafit kulkowy regularny; x100



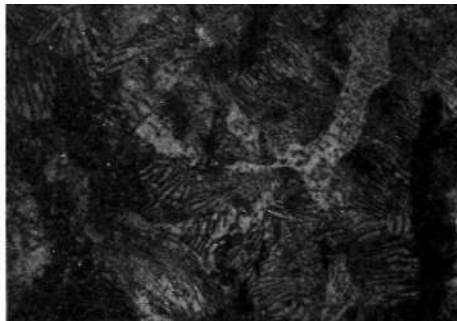
Rys. 8.33. eliwo szare ferrytyczne. Ciemny grafit płatkowy, jasny ferryt; nital, x250



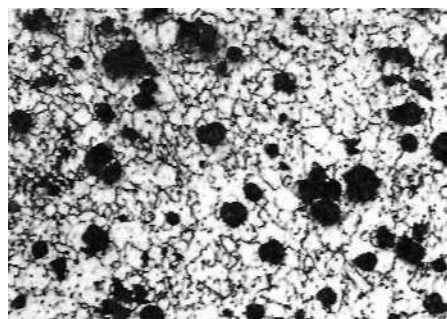
Rys. 8.34. eliwo szare ferrytyczno-perlityczne. Ciemny na tle ferrytu — grafit płatkowy, szary z pasmami — perlit; nital, x250



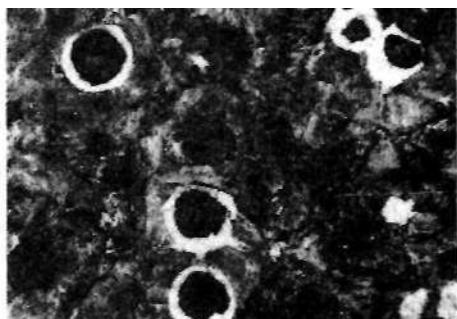
Rys. 8.35. eliwo szare perlityczne. Ciemny grafit, osnowa metaliczna — perlit; nital, x250



Rys. 8.36. eliwo szare perlityczne. Jasna z kropkami - eutektyka fosforowa; nital x400



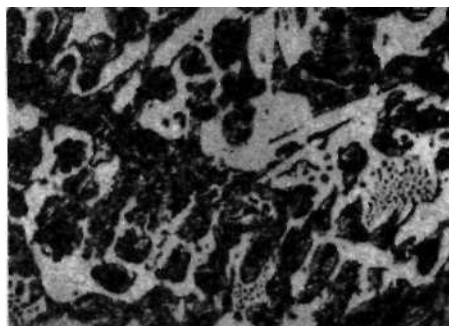
Rys. 8.37. eliwo sferoidalne ferrytyczne. Na tle ferrytu wydzielenia grafitu sferoidalnego; nital, x250



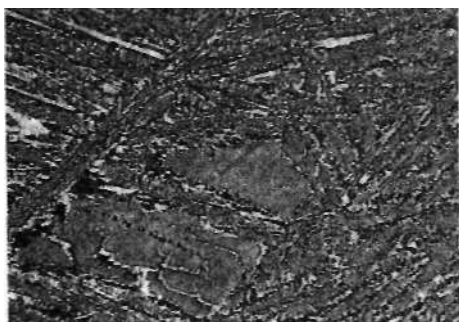
Rys. 8.38. eliwo sferoidalne perlityczno-ferrytyczne. Grafit sferoidalny otoczony niewielkilo ci ferrytu; nital, x250



Rys. 8.39. eliwo białe podeutektyczne. Widoczne dendrytyczne ułożenie perlitu na tle cementytu; nital x100



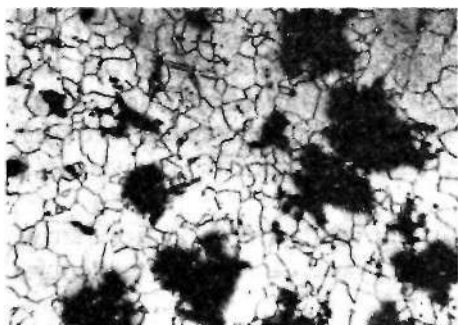
Rys. 8.40. eliwo białe podeutektyczne. Perlit na tle cementytu. Miejscami ledeburyt przemieniony; nital, x250



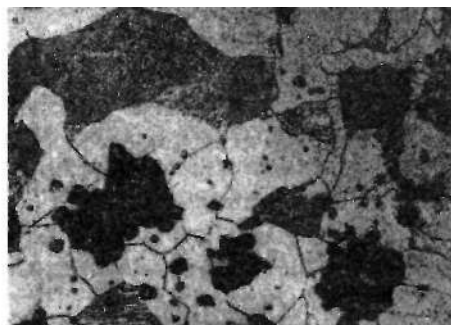
Rys. 8.41. eliwo białe eutektyczne. Widoczny iedeburyt przemieniony; nital, x250



Rys. 8.42. eliwo białe nadeutektyczne. Cementyt pierwotny w postaci jasnych igieł na tle iedeburytu przemienionego; nital x250



Rys. 8.43. eliwo ci gliwe ferrytyczne. Na tle ferrytu wydzielenia grafitu (w gła arzenia); nital, x250



Rys. 8.44. eliwo ci gliwe ferrytyczno-perlityczne. W giel arzenia wyst puje na tle ferrytu, obok perlit; nital, x250

8.4. Stale

Stopy elaza z w glem, takie jak stale, staliwa oraz eliwa, s najcz cieiej stosowanymi materiałami konstrukcyjnymi. Rola konstruktora zwykle sprowadza si do optymalnego dobom ju istniej cego materiału, lub rzadziej — do zaproponowania nowego materiału o wymaganych własno ciach.

Stal jest to plastycznie przerobiony i cieplnie obrabialny stop elaza z w glem (do około 2% C) oraz innymi pierwiastkami, otrzymywany w procesach stalowniczych. Praktycznie jest to stop wieloskładnikowy. Wszystkie pierwiastki wyst puj ce w stopie mo na uj w grupach jako tzw. domieszki zwykłe, domieszki ukryte (ladowe), domieszki przypadkowe i dodatki celowo wprowadzane (stopowe). Domieszki zwykłe pochodz z procesu metalurgicznego, najcz cieiej odtleniania (Al, Mn, Si), a ich zawarto zale y od metody

wytopu. Ponadto zwykłymi domieszkami s zanieczyszczenia główne S i P oraz rzadziej As i Sn, których usuwanie poni ej dopuszczalnych zawarto ci jest ekonomicznie nieuzasadnione albo wprost niemo liwe.

Domieszki ukryte albo ladowe to O, N i H, wyst puj ce w ka dej stali. Ukryte — poniewa trudne do okre lenia ilo ciowego zwykłymi metodami analizy chemicznej. Domieszki przypadkowe to takie, które dostaj si do stopu z materiałów wsadowych. Materiał wsadowy mo e zawiera np. Cu czy inne pierwiastki, które wchodz w skład produkowanego stopu. Zawarto pierwiastków w stalach jest podstaw podziału stali na niestopowe (w glowe) i stopowe. W stalach niestopowych poza w glem dopuszcza si udział nast puj cych ilo ci pierwiastków w %:

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 - 0,005	V - 0,05	Ti - 0,005	

Wi ksze ilo ci pierwiastków uwa a si za celowo wprowadzone i okre la jako dodatki stopowe, a stale z ich udziałem nazywa si **stalami stopowymi**. Dodatki stopowe wprowadza si w celu zwi kszenia własno ci wytrzymało ciowych stopów, wywołania zmian strukturalnych, uzyskania specjalnych własno ci fizycznych czy technologicznych.

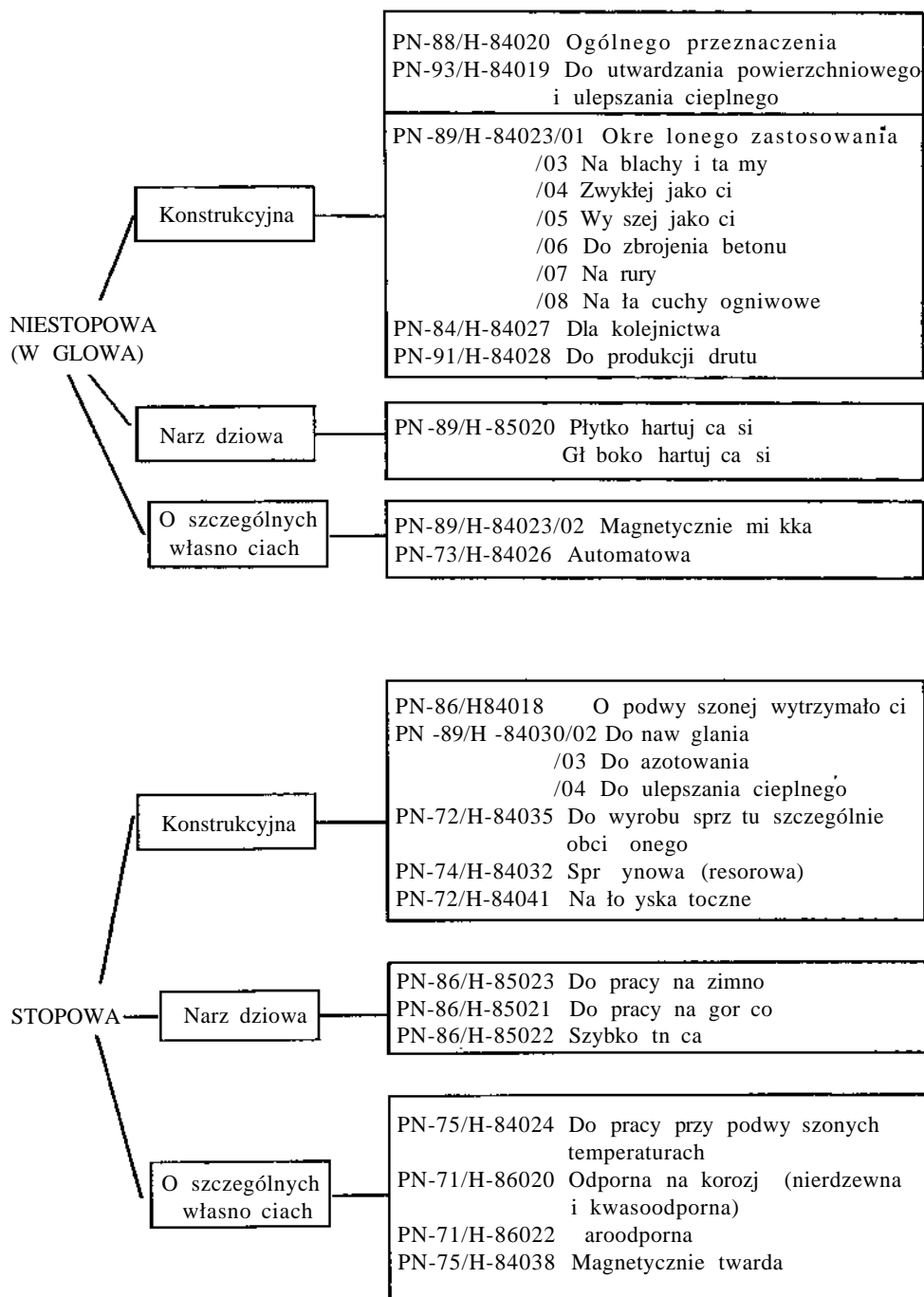
Wobec znacznej liczby gatunków stali wprowadzono w Polsce norm PN-57/H-01000⁷⁾, która podaje ich klasyfikacj przy zastosowaniu nast puj - cych kryteriów (tabl. 8.2):

1. Skład chemiczny
 - stale niestopowe (w glowe),
 - stale stopowe.
2. Podstawowe zastosowanie
 - stale konstrukcyjne,
 - stale narz dziowe,
 - stale o szczególnych własno ciach.
3. Stopie czysto ci (jako) okre lony maksymaln zawarto ci siarki i fosforu
 - stale zwykłej jako ci,
 - stale wyszej jako ci.

⁷⁾ Od 1.01.93 obowi zuje PN-91/H-01010/03 (patrz przypis na ko cu rozdziału).

Tablica 8.2

Klasyfikacja stali



Niekiedy uwzględnia się podział stali według:

- sposobu wytwarzania (martenowski, elektryczny, konwertorowy itp.),
- sposobu wykończenia procesu odtleniania (uspokojona, półuspokojona, nieuspokojona),
- uytłokowników (przemysł okrętowy, kolejnictwo itp.),
- rodzaju wyrobów (blachy, druty, rury, łańcuchy itp.).

Ponadto uwzględnia się **postać** i **stan stali**. Postać stali określa się na podstawie kolejnego zabiegu technologicznego nadającego jej kształt i wymiary (bez uwzględnienia obróbki mechanicznej).

Zgodnie z PN-76/H-01001 rozróżnia się postać:

- łańcuch (staliwo) — L — otrzymany przez odlanie i zakrzepnięcie w formie,
- kucie — K — otrzymany przez kucie, prasowanie lub tłoczenie na gorąco,
- walcowany na gorąco — W — lub na zimno — Z,
- cięgnięty — C — nadany przez ciągnięcie na zimno.

Dla wyrobów walcowanych na zimno podaje się cztery stopnie utwardzenia: bardzo miękki — bm, bardzo miękki po gładzeniu — bmg, miękki — m, półmiękki — pm, półtwardy — pz, twardy — z, bardzo twardy — bz, najwyszej twardości — bzz.

Stan kwalifikacyjny stali określa się według kolejnej obróbki cieplnej, wykonanej po nadaniu postaci. Polska norma PN-76/H-01001 rozróżnia stal w stanie:

- surowym (bez dodatkowego znaku) czyli nie obrobionym cieplnie po przeróbce plastycznej na gorąco lub na zimno,
- wyarzonym rekrytalizujący — R — nadanym przez wyarzanie rekrytalizujące,
- wyarzonym odprężający — O — nadanym przez wyarzanie odprężające,
- wyarzonym ujednolicijący — J — nadanym przez wyarzanie ujednolicijące,
- sferoidyzowanym — Sf — nadanym przez wyarzanie sferoidyzujące,
- zmniejszającym — M — nadanym przez wyarzanie zmniejszające,
- normalizowanym — N — nadanym przez wyarzanie normalizujące,
- hartowanym — H — nadanym przez hartowanie,
- odpuszczonym — O — nadanym przez odpuszczanie przeprowadzone po normalizowaniu lub hartowaniu (NO, HO),
- ulepszonym cieplnie — T — nadanym przez hartowanie martenzytyczne i wysokie odpuszczanie,
- przesyconym — P — nadanym przez przesycaanie,
- starzonym — S — nadanym przez starzenie zastosowane po przesycaaniu,
- utwardzonym dyspersyjnie — D — nadanym przez przesycaanie i następną starzenie.

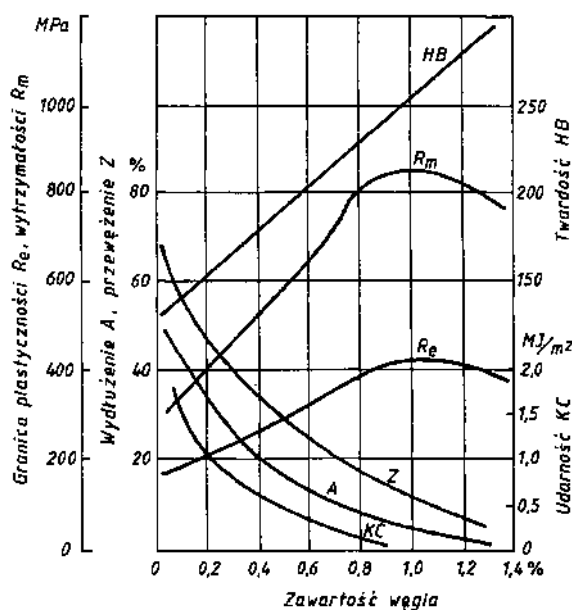
Określając stan kwalifikacyjny można również podać wytrzymałość na rozciąganie lub twardość stali.

Stale niestopowe (w głowe)

Skład stali, a przede wszystkim zawartość węgla i związana z nią struktura oraz rodzaj zastosowanej obróbki cieplnej wywierają zasadniczy wpływ na własności stali.

Stal niestopowa w stanie wyarzonym zgodnie z układem Fe-Fe₃C przy rosnącej zawartości węgla posiada następującą strukturę:

- do 0,022% C — ferryt z cementytem trzeciorzędowym,
- od 0,022% C do 0,76% C — ferryt z perlitem - struktura podeutektoidalna,
- 0,76% C — perlit — struktura eutektoidalna,
- powyżej 0,76% C — perlit z cementytem wtórnym — struktura nadeutektoidalna.



Rys. 8.45. Wpływ węgla na własności mechaniczne stali niestopowych (w głowych) w stanie wyarzonym

Wzrost zawartości węgla w stali pociąga za sobą wzrost zawartości twardszych niel ferryt składników struktury, a to powoduje wzrost twardości ogólnej stali (rys. 8.45). Występowanie w strukturze stali nadeutektoidalnych siatki cementytu wtórnego na granicach ziarn byłego austenitu jest powodem zmniejszania wytrzymałości na rozciąganie (R_m). Własności plastyczne stali natomiast maleją ze wzrostem zawartości węgla.

Stale niestopowe (w głowe) konstrukcyjne mo na podzieli w zale no ci od zawarto ci zanieczyszcze na dwie klasy:

- 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 $S_{\max} = 0,040\%$,

przy czym dla grupy stali okre lonego zastosowania o podwy szonej czysto ci metalurgicznej poszczególne normy ograniczaj udział P i S np. do 0,035 lub 0,030%.

Stale kostrukcyjne zwykłej jako ci s stosowane na ogół w stanie surowym (po walcowaniu na gor co). Natomiast stale wy szej jako ci s stosowane w stanie obrobionym cieplnie (normalizowanym lub ulepszonym cieplnie), co pozwala osi gn korzystniejsze własno ci mechaniczne.

Z uwagi na przeznaczenie stale konstrukcyjne dziel si na:

- ogólnego przeznaczenia,
- okre lonego zastosowania (tabl. 8.2).

Stale w głowe konstrukcyjne **ogólnego przeznaczenia** zwykłej jako ci s uj te w PN-88/H-84020. Stale te s szeroko stosowane, gdy wytwarzane s w postaci pr tów, kształtowników, ta my ci tej, bednarki, blach walcowanych na gor co w kr gach lub te blach grubych i uniwersalnych. Zasadniczym pierwiastkiem decyduj cym o własno ciach jest zawarto w gla, która jednak nie jest bezpo rednio uwidoczni na w gatunku stali. Rozró nia si 6 podstawowych gatunków stali od St0 do St7 (tabl. 8.3). Znak gatunku stali składa si z liter St oraz liczby porz dkowej 0, 3, 4, 5, 6 lub 7. Gatunki stali przeznaczone na konstrukcje spawane o liczbie porz dkowej 0, 3, 4 oznacza si liter S, a gatunki o liczbie 3 i 4 o podwy szonych wymaganiach jako ciowych (obni ona zawarto w gla oraz fosforu i siarki) oznacza si liter V lub W. Znak gatunku stali St5, St6 lub St7 w przypadku okre lonej dodatkowo zawarto ci w gla, manganu i krzemu uzupełnia si liter M na pocz tku znaku, np. MSt6.

Stale zwykłej jako ci s produkowane jako: nieuspokojone, półuspokojone, uspokocone oraz specjalnie uspokocone czyli drobnoziarniste. Gatunek St0S odtleniany jest według uznania wytwórcy. Stale gatunku St3S i St4S oraz ich odmiany V mog by nieuspokojone — X, półuspokojone — Y oraz uspokocone, podczas gdy odmiany W — tylko jako specjalnie uspokocone (drobnoziarniste). Gatunki St5, St6 i St7 s produkowane jako uspokocone. Znaki gatunku stali w przypadku wymaganej udarno ci uzupełnia si na ko cu znakiem odmiany plastyczno ci: B, C, D lub U, M, J (np. St3SYU). Stale St3S i St4S o wymaganej udarno ci (dla próbek Mesnagera w temperaturze około 20°C) oznacza si dodatkowo liter U, wymaganej udarno ci po starzeniu - liter J, a o wymaganej udarno ci w temperaturze - 20°C (dla próbek ISO-Charpy V) dodatkowo liter D. Wobec tego sze podstawowych gatunków i gatunki o dodatkowych wymaganiach stanowi w sumie 37 gatunków stali zwykłej jako ci ogólnego przeznaczenia. Stal dostarcza si w stanie

Tablica 83

Skład chemiczny stali niestopowych (w głowych konstrukcyjnych ogólnego przeznaczenia zwykłej jako ci (wg PN-88/H-84020)

Znak gatunku stali	Skład chemiczny [%]					
	C	Mn max	Si	P max	S max	Al _{calc.} min
St0S	max 0,23	1,30	max 0,40	0,070	0,065	—
St3SX	max 0,22	1,10	max 0,07	0,050	0,050	— na danie min 0,02
St3SY			max 0,15			
St3S			0,10-0,35			
St3VX	max 0,20	1,20	max 0,07	0,045	0,045	—
St3VY			max 0,15			
St3V			0,10-0,35			
St3W	max 0,17	1,30	0,10-0,35	0,040	0,040	0,02
St4SX	max 0,22	1,10	max 0,07	0,050	0,050	—
St4SY			max 0,15			
St4S			0,10-0,35			
St4VX	max 0,22	1,20	max 0,07	0,045	0,045	
St4VY			max 0,15			
St4V			0,10-0,35			
St4W	max 0,20	1,30	0,10-0,35	0,040	0,040	0,02
St5	—	—	—	0,050	0,050	—
MSt5	0,26-0,37	0,80	max 0,35	0,050	0,050	—
St6	—	—	—	0,050	0,050	—
MSt6	0,38-0,49	0,80	max 0,35	0,050	0,050	—
St7	—	—	—	0,050	0,050	—
MSt7	0,50-0,62	0,80	max 0,35	0,050	0,050	—

surowym, je li normy przedmiotowe dla poszczególnych wyrobów hutniczych nie przewiduj lub przy zamówieniu nie uzgodniono inaczej.

Skład chemiczny stali w głowych konstrukcyjnych ogólnego przeznaczenia obowi zuj cy dla analizy wytopowej przytoczono w tabl. 8.3, a wymagania i własno ci mechaniczne w tabl. 8.4.

Tablica 8.4

Wymagania własności mechanicznych dla stali niestopowych (w głowach) konstrukcyjnych
zwykłej jako ci ogólnego przeznaczenia (wg PN-88/H-84020)

Znak gatunku stali	Granica plastyczności $R_e^{1)}$ min		Wytrzymałość na rozciąganie R_m		Wydłużenie A_5 min		Zginanie o kąt 180° d — średnica trzpienia a — grubość próbki	
	dla wyrobów o grubości [mm]		dla wyrobów o grubości [mm]		dla wyrobów o grubości [mm]		dla wyrobów o grubości [mm]	
	do 16	16-40	do 3	3-100	2-3	3-40	do 3	3-63
	[MPa]		[MPa]		[%]			
St0S	195	185	320-570	300-540	$W^2/14$	20	d = 2,5a	d = 3a
St3SX	235	225	380-520	360-490	W/19	26	d = 1a	d = 1,5a
St3SY					P/17	24	d = 1,5a	d = 2a
St3S								
St3VX								
St3VY								
St3V								
St3W								
St4SX	275	265	440-580	420-550	W/16	22	d = 2a	d = 2,5a
St4SY					P/14	20	d = 2,5a	d = 3a
St4S								
St4VX								
St4VY								
St4V								
St4W								
St5	295	285	490-670	470-640	W/15	20	—	—
MSt5					P/13	18	—	—
St6	335	325	590-770	570-740	W/11	15	—	—
MSt6					P/9	13	—	—
St7	365	355	690-870	670-840	W/7	11	—	—
MSt7					P/6	9	—	—

¹⁾ jeżeli nie występuje górna (R_{eH}) lub wytrzymała (R_e) granica plastyczności, należy określić umowną jej wartość ($R_{0,2}$ lub $R_{0,5}$),

²⁾ kierunek osi próbki W — wzdłużny, P — poprzeczny.

Stale w głowe do utwardzania powierzchniowego i ulepszania cieplnego uj te s w PN-93/H-84019 obejmuj cej gatunki wy szej jako ci. S one dostarczane w postaci walcówki, pr tów, k sów i k sisk walcowanych na gor co lub kutych o grubo ci do 250 mm. Znak gatunku składa si z liczb, które mog by uzupełnione literami. Liczby okre laj rednie przybli one zawarto ci w gla w setnych cz ciach procenta. Litery po liczbach oznaczaj :

G — stal o podwy szonej zawarto ci manganu,

A — stal o podwy szonej czysto ci w zakresie fosforu i siarki,

AA — stal o zaostzonych wymaganiach w zakresie składu chemicznego — ograniczonym zakresie zawarto ci w gla zmniejszonej zawarto ci fosforu i siarki, ograniczonej sumie zawarto ci Cr+Mo+Ni itp.,

rs — stal o regularnej zawarto ci siarki,

h — stal o wymaganej hartowno ci.

Skład chemiczny stali konstrukcyjnych do utwardzania powierzchniowego i ulepszania cieplnego przedstawiono w tablicy 8.5, a ich własno ci mechaniczne w tablicy 8.6.

Na podstawie porozumienia zamawiaj cego z dostawc dostarcza si gatunki stali;

- a) z zaw on zawarto ci w gla w stosunku do warto ci podanej w tablicy 8.5, jednak ró nica mi dzy doln i górn granic zawarto ci w gla nie mo e by mniejsza ni 0,05%,
- b) z obni on w stosunku do warto ci podanych w tablicy 8.5 zawarto ci fosforu i siarki; stale te oznacza si przez dodanie do znaku stali litery A,
- c) z zaw on zawarto ci krzemu lub manganu do dolnej granicy zawarto ci tych składników,
- d) z regulowan zawarto ci siarki w granicach innych ni podane w tabl. 8.5,
- e) z ograniczon zawarto ci Cr, Ni, Cu i Mo w stosunku do podanych w tabl. 8.5.

Własno ci mechaniczne stali w stanie obrobionym cieplnie sprawdzane s na próbkach pobieranych z próbek kwalifikacyjnych zgodnie z PN-84/H-04308 b d pobranych z wyrobów w stanie normalizowanym lub ulepszonym cieplnie. Próbki kwalifikacyjne wycina si z odcinków próbnych według PN-84/H-04308 w kierunku wzdlu nym do przeróbki plastycznej. Wymiary próbek i wskazówki odno nie obróbki cieplnej podaje norma.

Oznaczenie stopnia zanieczyszczenia stali wtr ceniami niemetalicznymi ujmuje PN-64/H-04510. Badanie mikrostruktury stalowych wyrobów hutniczych (cementyt trzeciorz dowy, pasmowo , struktura Widmanstättena) podaje PN-63/H-04504.

Stale 10,15, 20,15G i 20G wraz z odmianami stosowane s do naw glania. Stale redniow głowe, tj. gatunki 25, 30, 35, 40 i 45, s u ywane na cz ci maszyn w stanie normalizownaym. Stale 55, 60 i 65 (redniow głowe)

Tablica 8.5

Skład chemiczny stali niestopowych (w głowych) konstrukcyjnych wy szej jako ci do naw glania (a) oraz do normalizowania, ulepszania cieplnego i hartowania powierzchniowego (b), dla analizy wytopowej (wg PN-93/H-84019)

Znak gatunku stali	Skład chemiczny [%]								
	C	Mn	Si	P max	S	Cr max	Mo max	Ni max	Cu max
a. Stale do naw glania									
10	0,07-0,14	0,35-0,65	0,15-0,40	0,040	max 0,040	0,30	0,10	0,30	0,30
09A	0,07-0,13	0,30-0,60	„	0,035	max 0,035	„	„	„	„
15	0,12-0,19	0,35-0,65	„	0,040	max 0,040	„	„	„	„
14A	0,12-0,18	0,30-0,60	„	0,035	max 0,035	„	„	„	„
14rs	0,12-0,18	0,30-0,60	„	0,035	>0,020-0,040	„	„	„	„
20	0,17-0,24	0,35-0,65	„	0,040	max 0,040	„	„	„	„
15G	0,12-0,19	0,70-1,00	„	0,040	max 0,040	„	„	„	„
14GA	0,12-0,18	0,60-0,90	„	0,035	max 0,035	„	„	„	„
14Grs	0,12-0,19	0,60-0,90	„	0,035	0,020-0,040	„	„	„	„
20G	0,17-0,24	0,70-1,00	„	0,040	max 0,040	„	„	„	„
b. Stale do normalizowania, ulepszania cieplnego i hartowania powierzchniowego									
25	0,22-0,29	0,40-0,70	„	0,040	max 0,040	„	„	„	„
26A 26rs	0,22-0,29	0,40-0,70	„	0,035 0,035	max 0,035 0,020-0,040				
30	0,27-0,34	0,50-0,80	„	0,040	max 0,040	„	„	„	„
30A 30rs	0,27-0,34	0,50-0,80	„	0,035 0,035	max 0,040 0,020-0,040				
35	0,32-0,39	0,50-0,80	„	0,040	max 0,040	„	„	„	„
36A 36rs	0,32-0,39	0,50-0,80	„	0,035 0,035	max 0,035 0,020-0,040				
40	0,37-0,44	0,50-0,80	„	0,040	max 0,040	„	„	„	„
40A 40rs	0,37-0,44	0,50-0,80	„	0,035 0,035	max 0,035 b,020-0,040				
45	0,42-0,50	0,50-0,80	„	0,040	max 0,040	„	„	„	„
45G	0,42-0,50	0,70-1,00	„	0,040	max 0,040	„	„	„	„
50	0,47-0,55	0,60-0,90	„	0,040	max 0,040	„	„	„	„
50G	0,48-0,56	0,70-1,00	„	0,040	max 0,040	„	„	„	„
55	0,52-0,60	0,60-0,90	„	0,040	max 0,040	„	„	„	„
60	0,57-0,65	0,60-0,90	„	0,040	max 0,040	„	„	„	„
60G	0,57-0,65	0,70-1,00	„	0,040	max 0,040	„	„	„	„
65	0,62-0,70	0,50-0,80	„	0,040	max 0,040	„	„	„	„

Tablica 8.6

Własności mechaniczne stali niestopowych (w głowicy) konstrukcyjnych wyżej jako ci do utwardzenia powierzchniowego i ulepszenia cieplnego, wymagane dla próbek kwalifikowanych obrobionych cieplnie (wg PN-93/H-84019)

Znak gatunku stali	Stan obróbki cieplnej próbek kwalifikacyjnych	Własności mechaniczne				
		R _m	R _e min	A5 min	Z min	KCU2 ¹⁾ min
		[MPa]	[MPa]	[%]	[%]	[J/cm ²]
10	N H	min 335 410-640	205 245	31 19	55	
15	N H	min 375 490-740	225 295	27 16	55	70
20	N H T	min 410 540-640 500-650	245 355 295	25 20 22	55	70 90
25	N T	min 490 500-650	275 320	23 21	50	60 90
30	N T	min 530 600-750	295 350	21 20	50	60 80
35	N T	min 530 600-750	315 380	20 19	45	50 70
40	N T	min 570 630-780	335 400	19 18	45	50 60
45	N T	min 600 650-800	355 430	16 16	40	40 50
50	N T	min 630 700-850	370 460	14 15	40	-
55	N T	min 650 750-900	380 490	13 14	35	-
60	N T	min 690 800-950	400 520	12 13	35	-
65	N	min 700	410	10	30	-
15G	N	min 410	245	26	55	-
20G	N	min 450	275	24	50	-
45G	N	min 620	375	15	40	-
50G	N	min 650	390	13	40	30
60	N	min 700	410	11	35	-

¹⁾ Sprawdza się na dany zamawiający i oznacza przez umieszczenie na końcu znaku gatunku stali litery U.

stosuje się na ogół na części maszyn o podwyższonej wytrzymałości oraz odporności na cieranie (koła zębata, mimośrodowe, limaki, krzywki itp.). Stale 45, 55, 60 i 65 mogą być stosowane w stanie ulepszonym cieplnie lub po hartowaniu powierzchniowym. Twardość powierzchni po hartowaniu powierzchniowym zależy od zawartości węgla i może się zmieni w granicach 50—60 HRC. Stal 65 bywa stosowana do wyrobu sprężyn i na proste narzędzia łusarskie.

Stale o podwyższonej zawartości manganu, takie jak 45G, 50G, 60G, są przeznaczone na ogół do ulepszania cieplnego, ale części maszyn o większych przekrojach można wykonywać ze stali w stanie normalizowanym. Dzięki zwiększonej zawartości manganu mają one nieco lepsze własności mechaniczne, a gatunki o większej zawartości węgla wykazują dużą odporność na cieranie.

Stale niestopowe konstrukcyjne o określonym zastosowaniu są stalami zwykłej i wyszej jakości o specjalnych własnościach użytkowych lub technologicznych, niezbędnych dla określonego przeznaczenia. Dlatego skład chemiczny tych stali różni się od składu stali ogólnego przeznaczenia w zakresie składników zasadniczych, przypadkowych i zanieczyszczeń.

Do ważniejszych grup gatunków stali określonego zastosowania zalicza się stale:

- na blachy i taśmy do głębokiego tłoczenia, np. 06JA,
- na rury, nity, wytwarzane spawaniem lub wyciąganiem na gorąco, np. St2NY, St44N,
- do budowy mostów, St3M,
- do zbrojenia betonu, np. St0S-b, St3SY-b,
- na łańcuchy ogniowe, St1E, St1Z,
- na druty cięgnione na zimno, np. D35, DS95,
- dla kolejnictwa, np. P35G, St90Pa,
- kotłowe, np. K10, St44K.

Oznaczenie stali zwykłej jakości składa się z liter St poprzedzonych literą R — w wypadku stali na rury, lub Sp — dla stali na elektrody do spawania. Niekiedy zamiast jednocyfrowej liczby porządkowej po literach umieszczona jest liczba dwucyfrowa określająca minimum wytrzymałości na rozciąganie. Oznaczenie przeznaczenia stali umieszczone jest na końcu znaku gatunku w postaci dodatkowej litery:

E — do zgrzewania elektrycznego,	N — na nity,
J — odporna na starzenie,	P — dla kolejnictwa,
K — na kotły,	Z — do zgrzewania ogniowego
M — do budowy mostów,	b — do zbrojenia betonu.

Stale wyszej jakości określonego zastosowania oznacza się literą poprzedzającą znak stali, np. — A — stal automatowa, E — dla elektrotechniki, K — na rury kotłowe.

Stale niestopowe o szczególnych własnościach

Stale magnetycznie miękkie (gat. 03J, 04J, 06J, 08J i 08XP) są przeznaczone na magnetycznie czynne części urządzeń elektrycznych, elektrotechnicznych i elektronicznych. Są to: stale niskowegłówne i elazotechniczne, nazywane też „elazem armkro” (gat. 03). Oznaczają się małymi koercyjnymi i dużą przenikalnością magnetyczną. Własności te pogarszają się ze wzrostem ilości zanieczyszczeń i dlatego wymaga się, aby ich zawartość była jak najmniejsza, np. gat. 03J posiada P_{\max} 0,015% i S_{\max} 0,020%, a gat. 03JA - P_{\max} 0,010% i S_{\max} 0,015%.

Stale automatowe przeznaczone są do obróbki skrawaniem na szybkoobrotowych obrabiarkach i automatach, z których wytwarza się wiele drobnych części, jak ruby, nakrętki, sworznie, niezbyt obciążone podczas pracy. Stale do wyrobu tych części nie muszą mieć wysokich własności wytrzymałościowych, ale muszą posiadać dobrą skrawalność, co zapewnia zniżoną zawartość fosforu i siarki, wywołujących kruchość i łatwo usuwalny wiór. Siarka występuje w postaci siarczków — wymagane są drobne, równomiernie rozłożone wydzielenia zapewniające dobrą obrabialność stali i ograniczające ujemne oddziaływanie na własności mechaniczne. Fosfor występuje w postaci roztworu stałego z elazem, zwiększając jego twardość i kruchość. Zarówno siarka, jak i fosfor mają skłonność do segregacji, dlatego maksymalna zawartość siarki nie powinna przekraczać 0,35%, a fosforu 0,06%. Skład chemiczny stali automatowych zawartych w PN-73/H-84026 przedstawiono w tabl. 8.7.

Tablica 8.7

Skład chemiczny stali automatowych (wg PN-73/H-84026)

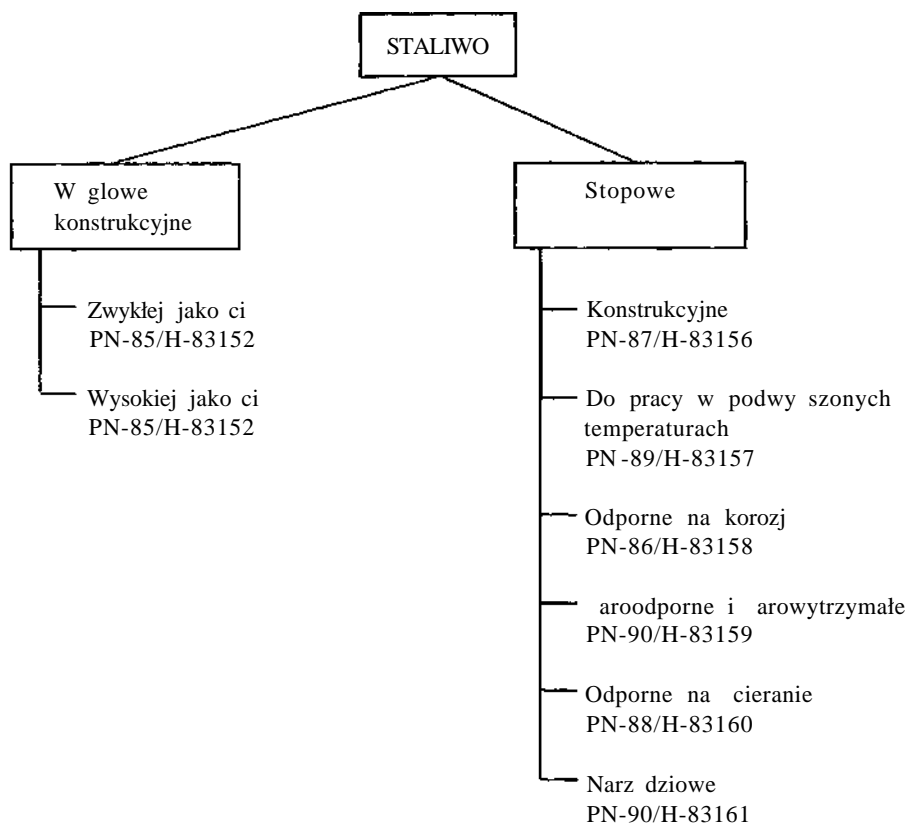
Znak stali	Zawartość pierwiastków [%]					
	C	Mn	Si	P	S	Inne
A10X	max 0,12	0,90-1,30	max 0,05	0,04-0,80	0,24-0,34	—
A10XN	max 0,10	0,90-1,30	max 0,05	0,04-0,80	0,24-0,34	N = 0,010-0,16
A11	0,07-0,13	0,50-0,90	0,15-0,40	max 0,06	0,15-0,25	—
A35	0,32-0,39	0,50-0,90	0,15-0,40	max 0,06	0,15-0,25	—
A45	0,42-0,50	0,50-0,90	0,15-0,40	max 0,06	0,15-0,25	—
A35G2	0,32-0,40	1,40-1,80	0,17-0,37	max 0,035	0,08-0,20	—

8.5. Staliwa

Staliwo jest to cieplnie obrabialny stop elaza z w glem i innymi pierwiastkami pochodz cymi z przerobu hutniczego, przeznaczony do wykonywania cz ci maszyn i urz dze przemysłowych na drodze odlewania. Podział staliwa mo na przedstawi w nast puj cy sposób (tabl. 8.8):

Tablica 8.8

Klasyfikacja staliwa



- I - staliwo konstrukcyjne zwykłej jako ci, podlegaj ce odbiorowi na podstawie wytrzymało ci na rozci ganie i wydłu enia;
- II - staliwo w głowie konstrukcyjne wysokiej jako ci, podlegaj ce odbiorowi na podstawie wytrzymało ci na rozci ganie, granicy plastyczno ci, wydłu enia i składu chemicznego.

W zależności od wytrzymałości na rozciąganie różni się piątk gatunków staliwa w głowice konstrukcyjnego. Oznaczenie staliwa (znak) zawiera nazwę staliwa, literę L, symbol grupy staliwa (I lub II) i wymaganej minimalnej wartości wytrzymałości na rozciąganie. Np. staliwo w głowice konstrukcyjne LH400 oznacza staliwo wysokiej jakości o minimalnej wytrzymałości na rozciąganie 400 MPa. Właściwości mechaniczne staliwa w głowice konstrukcyjnego przedstawiono w tabelicy 8.9.

Tablica 8.9

Właściwości mechaniczne staliwa w głowice konstrukcyjnego (wg PN-80/H-83152)

Gatunek	Grupa	Właściwości mechaniczne					
		min	min	A ₅ min	Z min	KCU2 min	Twardość Brinella
		[MPa]	[MPa]	[%]	[%]	[J/cm ²]	[HB]
L400 L450 L500 L600 L650	I	400 450 500 600 650	-	20 17 14 8 6	-	-	-
L400 L450 L500 L600 L650	II	400 450 500 600 650	250 260 320 360 380	25 22 18 16 15	40 30 25 21 18	60 50 45 40 35	114-156 126-170 140-197 160-212 170-223

Skład chemiczny staliwa zależy od sposobu wytopu, wobec tego staliwo wykonywane w konwertorze może zawierać P_{\max} 0,085% i S_{\max} 0,065%, podczas gdy wykonywane w piecu martenowskim zasadowym zawiera P_{\max} 0,05% i S_{\max} 0,05%.

Odlewy ze staliwa mogą być używane zarówno bez obróbki cieplnej, jak też po obróbce cieplnej lub cieplno-chemicznej. Można z niego wykonywać odlewy od kilku kilogramów do kilkuset ton. W stosunku do innych materiałów odlewniczych staliwo wykazuje szereg zalet jak: dobre właściwości wytrzymałościowe i plastyczne (nie ulegające zmianom do około 300°C), dobra skrawalność i spawalność, zwłaszcza przy niskich zawartościach węgla. Do wad staliwa należy zaliczyć gorsze właściwości odlewnicze (skurcz 2%) w stosunku do żeliwa i wyższe temperatury topnienia.

Staliwo w głowice, podobnie jak stal, może teoretycznie zawierać do 2% węgla, lecz w praktyce najczęściej zawiera od 0,1 do 0,6% węgla (staliwo

konstrukcyjne), ponadto domieszki manganu (0,4—0,9%) i krzemu (0,2—0,5%) oraz zanieczyszczenia: fosfor (max 0,06% w staliwie zwykłej jako ci, a 0,04% w staliwie wysokiej jako ci) oraz siark (odpowiednio max 0,05 i 0,04%).

Struktura staliwa jest wi c zale na od składu chemicznego i stanu. Przy szybkim chłodzeniu w staliwie wyst puje struktura dendrytyczna (rys. 8.7). Cz sto jednak w stanie surowym staliwo posiada struktur Widmanstättena (rys. 8.27b), odznaczaj c si c wyst powaniem igieł ferrytu, albo struktur globularn o ziarnach zaokr glonych. Po wy arzeniu staliwo posiada struktur zbli on do stali o analogicznym składzie chemicznym.

Staliwo w stanie surowym odznacza si nisk plastyczno ci (mał udarno ci), dlatego najcz ciej odlewy staliwne podlegaj obróbce cieplnej maj cej na celu zmian struktury, a wi c popraw własno ci mechanicznych. Zaleca si stosowa wy arzanie normalizuj ce w temperaturze 930—950°C (gat. L400 i L450), w zakresie 910-930°C (gat. L500), a w 890-910°C gatunki L600 i L650 z chłodzeniem w powietrzu. Dla odlewów ze staliwa z wy sz zawarto ci w gla zaleca si przed normalizowaniem przeprowadzi wy arzanie zupełne w temperaturze około 850— 890°C z chłodzeniem z piecem. Wszystkie odlewy staliwne powinny by poddane wy arzaniu odpr aj cemu w zakresie temperatur 400—600°C z chłodzeniem z piecem.

8.6. eliwa

eliwo to stop elaza z w glem, zawieraj cy praktycznie 2,5—4,5% C i inne pierwiastki, jak: krzem, mangan, fosfor i siark , przeznaczony do wykonywania cz ci maszyn i wyrobów powszechnego u ytku w drodze odlewania. eliwo nale y do najpowszechniej u ywanych tworzyw konstrukcyjnych (około 90% odlewów stosowanych w budowie maszyn).

W giel w eliwach mo e wyst powa jako:

- wolny — grafit,
- zwi zany — cementyt,
- cz ciowo wolny, cz ciowo zwi zany.

Zale nie od postaci w gla w stopie rozró nia si eliwa:

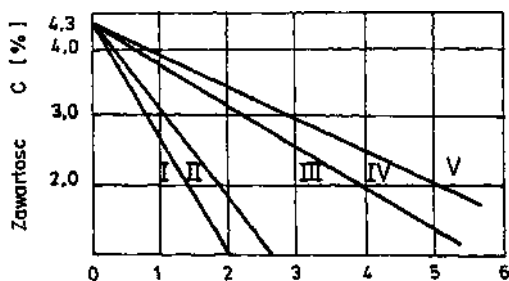
białe, w których w giel wyst puje w postaci cementytu. Charakteryzuj si one jasnym przełomem, który decyduje o nazwie eliwa. Struktury tych eliw, dla ró nych zawarto ci w gla w stopie, s okre lone na wykresie równowagi Fe-Fe₃C Ilustruj je rysunki od 8.39 do 8.42;

z **grafitem**, w których w giel wyst puje głównie w postaci wolnej jako grafit i cz ciowo zwi zanej jako cementyt w perlicie. Grafit nadaje ciemn (szar) barw przełomowi. Według PN-75/H-04661 kształt, wielko i rozmieszczenie wydziele grafitu mog by ró ne i decyduj o nazwie eliwa. „PN-92/H-83101 eliwo szare. Klasyfikacja" wyró nia sze gatunków

ró ni cych si wytrzymało ci na rozci ganie. Ze wzgl du na kształt wydziele grafitu mo na wyró ni eliwo szare z grafitem płatkowym (rys. 8.28a, 8.29), eliwo szare wermikularne z grafitem kr tkowym (rys. 8.30), eliwo sferoidalne z grafitem kulkowym (rys. 8.28c, 8.32, 8.38) oraz eliwo ci gliwe z grafitem postrz pionym lub zwartym (rys. 8.28b, 8.43, 8.44). Osnowa metalowa eliw z grafitem mo e by ferrytyczna, zawieraj ca praktycznie 0% w gla (rys. 8.33, 8.37, 8.43), perlityczna zawieraj ca około 0,8% C (rys. 8.35, 8.36), oraz ferrytyczno-perlityczna (rys. 8.34, 8.38, 8.44); **połowiczne** (pstre), w których w giel wyst puje w pewnych obszarach jako grafit, a w innych jako cementyt Przełom jest w pewnych obszarach odpowiedni dla eliwa białego, a w innych dla eliwa szarego w sumie wi c „pstry”.

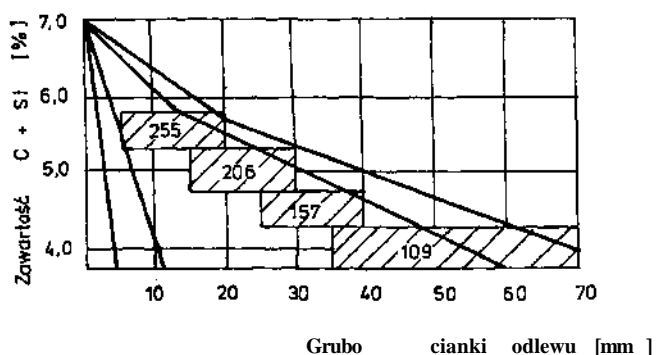
eliwa mo na dzieli na grupy według ró nych umownych kryteriów. Najcz cież kryterium podziału eliwa na grupy jest: skład chemiczny, posta wydzielaj cego si w gla, zawarto w gla, technologiczny proces otrzymywania i struktura osnowy metalowej, sposób obróbki cieplnej lub przeznaczenie.

Struktura osnowy metalowej eliwa (bez obróbki cieplnej) zale y od składu chemicznego stopu, czasu krzepni cia i szybko ci stygni cia w stanie stałym. Na rysunku 8.46 przytoczono wykres Maurera, który ujmuje zale no



Rys. 8.46. Wykres Maurera. Struktury eliw niestopowych w zale no ci od zawarto ci C i Si, I - eliwo białe, II - eliwo połowiczne, III - eliwo szare perlityczne, IV - eliwo perlityczno-ferrytyczne, V - eliwo ferrytyczne

struktury eliwa od dwu podstawowych dodatków w stopie (w giel i krzem) przy stałej pr dko ci chłodzenia (odlewy o rednicy 30 mm). Poniewa praktyczne korzystanie z wykresu Maurera stwarza trudno przewidywania struktury eliwa w odlewach o ró nej grubo ci cianek, dlatego cz cież zaleca si posługiwanie wykresem Greinera-Klingensteina-Stauba (rys. 8.47). Wykres ten, ujmuj cy zale no mi dzy sum zawarto ci w gla i krzemu, a zmian przekroju cianki odlewu, umo liwia przewidywanie struktury odlewu (własno ci wytrzymało ciowych) przy zmiennej grubo ci jego cianek.



Rys. 8.47. Wykres Greinera - Klingensteina - Stauba; zależność zawartości węgla i krzemu, a przekrojem ciałek odlewowych oraz strukturą ewoluującą. Struktury perlityczne zachowują ewolucję zawierającą przy 3% udziałzie węgla: 2,5% Si i 0,5% Mn (oznaczenie 255); 2,0% Si i 0,6% Mn (oznaczenie 206); 1,5% Si i 0,7% Mn (oznaczenie 157); 1,0% Si i 0,9% Mn (oznaczenie 109)

Z wykresu wynika, iż przy większych przekrojach odlewów dla zachowania struktury perlitycznej należy, między innymi, ograniczyć sumaryczną zawartość węgla i krzemu w stopie.

Zgodnie z PN-92/H-83101 (odpowiadając ISO 185:1988) wyróżnia się sześć gatunków ewolucji szarego różniących się własnościami wytrzymałościowymi (tabl. 8.10).

Tablica 8.10

Własności wytrzymałościowe próbek obrabianych, z oddzielnie odlanych wlewków próbnych ewolucji

Gatunek	Wytrzymałość na rozciąganie ¹⁾ R_m [MPa]
	MPa
ZI 100	100
ZI 150	150
ZI 200	200
ZI 250	250
ZI 250	250
ZI 300	300
ZI 350	350

¹⁾ Dla odbioru ewolucji danego gatunku powinno mieć wytrzymałość na rozciąganie nie wyższą niż 100 MPa powyżej wymaganej wartości minimalnej

eliwo krzepnięcie bez regulowania procesu krystalizacji posiada znaczne wymiary płatków grafitu oraz wytrzymałość na rozciąganie R_m 250 MPa. Eliwo z dużymi płatkami grafitu posiada zdolność tłumienia drgań.

W celu uzyskania właściwych własności wytrzymałościowych eliwa szarego należy kierować procesem krystalizacji tj. prowadzi proces **modyfikacji**. Modyfikacja polega na wprowadzaniu do ciekłego eliwa (w kadzi) odpowiedniej granulacji modyfikatora (elazo-krzem, wapnio-krzem i inne) w ilości od 0,1 do 0,5% masy stopu. Modyfikator powoduje wytworzenie dodatkowych zarodków krystalizacji grafitu, a więc rozdrobnienie płatków i tym samym wzrost wytrzymałości. Kierowanie krystalizacją grafitu powoduje też powstawanie perlitycznej osnowy metalowej eliwa, co przede wszystkim podnosi wytrzymałość na rozciąganie. Eliwa modyfikowane posiadają wytrzymałość R_m 300 MPa.

Eliwa sferoidalne (z grafitem sferoidalnym) charakteryzują się bardzo dobrymi właściwościami wytrzymałościowymi oraz wydłużeniem A_5 w granicach od 2 do 22%, zależnie od struktury osnowy metalowej. Eliwo sferoidalne niestopowe ujemuje PN-86/H-83123. Proces technologiczny otrzymywania eliwa z grafitem sferoidalnym polega na wprowadzeniu do ciekłego eliwa niewielkiej ilości ceru lub czynie ze względów ekonomicznych magnezu albo stopu magnezu z niklem, lub magnezu z miedzią, a następnie wprowadzeniu elazo-krzemu. Magnez powoduje oczyszczenie ciekłego eliwa i zmianę jego napięcia powierzchniowego, a elazo-krzem wytworzenie zarodków krystalizacji grafitu. Efektem poprawnie wykonanego procesu technologicznego jest eliwo z drobnym grafitem sferoidalnym (rys. 8.32, 8.37, 8.38). Struktura osnowy metalowej eliwa sferoidalnego po odlaniu może być ferrytyczna, ferrytyczno-perlityczna lub perlityczna. Eliwo sferoidalne wykazuje właściwości wytrzymałościowe od eliw szarych z grafitem płatkowym, ale mniejszą zdolność do tłumienia drgań. Właściwości eliw sferoidalnych można poprawić przez zastosowanie obróbki cieplnej podobnie jak dla stali. Gatunki eliw sferoidalnych niestopowych przytoczono w tablicy 8.11.

Tablica 8.11

Gatunki eliwa sferoidalnego niestopowego (wg PN-86/H-83123)

Gatunek	Wytrzymałość na rozciąganie R_m min	Umowna granica plastyczności $R_{0,2}$ min	Wydłużenie A_5	Twardość HB w zakresie	Struktura osnowy metalowej
	MPa	MPa	%		
Zs 35022	350	220	22	od 140 do 170	ferrytyczna
Zs 40015	400	250	15	od 140 do 202	ferrytyczna
Zs 45010	450	310	10	od 140 do 225	ferrytyczna
Zs 50007	500	320	7	od 153 do 245	ferrytyczno-perlityczna
Zs 55003	550	360	3	od 180 do 280	perlityczno-ferrytyczna
Zs 60003	600	370	3	od 192 do 277	perlityczno-ferrytyczna
Zs 70002	700	420	2		1)
Zs 80002	800	480	2		1)
Zs 90002	900	600	2		
1) Struktura osnowy metalowej uzależniona jest od rodzaju zastosowanej obróbki cieplnej					

eliwa ci gliwe. eliwa ci gliwe uzyskuje się przez obróbkę cieplną (wyżarzanie grafityzujące) eliów białych podutektycznych. Odlewy z eliwa białego podutektycznego, o zawartości węgla w granicach od 2,5 do 4,0%, podlegają wyżarzaniu grafityzującemu, w wyniku którego cementyt ulega rozkładowi z wydzielaniem tzw. węgla arzenia (grafitu o kształcie przedstawionym na rys. 8.43 i 8.44). Struktura osnowy metalowej tych eliów zależy od przekroju odlewu, temperatury i czasu trwania cyklu procesu wyżarzania i atmosfery wyżarzania. Zgodnie z PN-92/H-83221 eliwa ci gliwe można podzielić na dwie grupy: a) eliwa ci gliwe białe i b) eliwa ci gliwe czarne i perlityczne.

Gatunki eliwa ci gliwego objęte Międzynarodowymi Normami określa się następująco:

a) litera oznacza się typ eliwa ci gliwego

W - białe eliwo ci gliwe,

B - czarne eliwo ci gliwe,

P - perlityczne eliwo ci gliwe;

b) liczb dwucyfrowa oznacza się minimalną wytrzymałość na rozciąganie w MPa podzieloną przez dziesięć; po tych liczbach występuje znak myślnika (-);

c) liczb dwucyfrow oznacza si minimalne wydłu enie próbki o rednicy 12 mm wyra one w procentach.

Przykład oznaczenia gatunku eliwa białego ci gliwego: W 35-04

oznacza: $R_{m\min} = 350$ MPa, $A_{5\min} = 4\%$, $HB_{\max} = 230$

Przykład oznaczenia gatunku eliwa czarnego ci gliwego: B 30-06

oznacza: $R_{m\min} = 300$ MPa, $A_{5\min} = 6\%$, $HB_{\max} = 150$

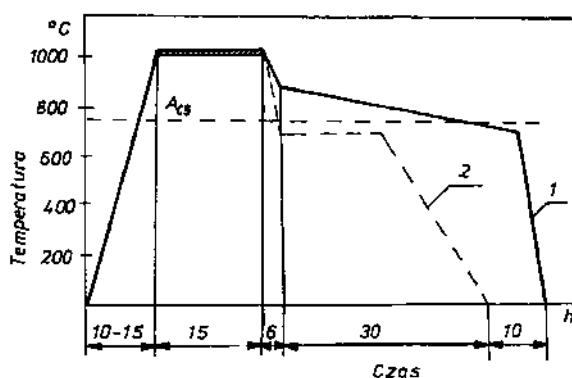
Przykład oznaczenia gatunku eliwa perlitycznego ci gliwego: P 70-02

oznacza: $R_{m\min} = 700$ MPa, $A_{5\min} = 2\%$, $HB = 240-290$

Wymienione wy ej odmiany eliwa ci gliwego, zale głównie od przebiegu cyklu wy arzania i atmosfery, w której proces jest realizowany. Tak wi c:

- eliwo białe ci gliwe zawiera przy powierzchni odlewu albo w całym przekroju cianki struktur ferrytyczna utworzon w wyniku wy arzania w atmosferze odw glaj cej,
- eliwo czarne ci gliwe zawiera grafit w kształcie postrz pionym lub zwartym w osnowie ferrytu w wyniku obróbki cieplnej w atmosferze oboj tnej,
- eliwo perlityczne ci gliwe zawiera grafit w kształcie postrz pionym lub zwartym w osnowie perlitycznej w wyniku obróbki cieplnej w atmosferze oboj tnej.

Proces wy arzania eliwa ci gliwego jest długotrwały (kilkadziesi t do 150 godzin), a wi c czasochłonny i przebiega w temperaturze 950 - 1000°C, a wi c energochłonny. Ostatnio procesy technologiczne wy arzania eliw udało si skrócić do około 40 godz. Współczesne procesy technologiczne wy arzania grafityzuj cego eliw mo na zilustrowa wykresem (rys. 8.48).



Rys. 8.48. Schemat przebiegu wy arzania (grafityzowania) eliwa: 1 — eliwo ci gliwe ferrytyczne, 2 - eliwo ci gliwe perlityczne

Odw glanie polega na wy arzaniu w temperaturze 1000°C przez kilka-dziesi t godzin w atmosferze utleniającej. Dawniej odw glanie prowadziło się głównie w skrzynkach wypełnionych rud hematytów lub zgorzelin z dodatkiem piasku. Obecnie stosuje się gazowe atmosfery odw glaj ce. Atmosfera odw glaj ca może powstawać wskutek reakcji pary wodnej z węglem odlewów wy arzonych albo wskutek doprowadzenia produktów niepełnego spalania gazów przemysłowych (CO , CO_2 , H_2 , H_2O), konieczne jest przy tym, aby składniki atmosfery odw glaj cej nie utleniały elaza, a powodowały utrudnienie odw glania. W czasie wy arzania następuje grafityzacja cementytu oraz utlenianie w głą w warstwie przypowierzchniowej. Struktura eliwa po procesie odw glania jest zmienna wzdłuż przekroju. Całkowite odw glenie może nastąpić na głębokość 6 - 8 mm od powierzchni, w wyniku czego występuje tam ferryt, a głębiej dzięki grafityzacji uzyskiwany jest węglerzenia i ferryt z perlitem lub perlit

eliwo całkowicie odw glone (w przekrojach do około 12 mm) może na nazwę eliwa ci gliwym białym.

PN-91/H-01010/03 „Stal. Klasyfikacja” wyróżnia według kryterium zawartości pierwiastków dwa rodzaje stali:

- 1) stale niestopowe (w gło), obejmujące gatunki stali, w których zawartość pierwiastków jest mniejsza od zawartości granicznych podanych w tabl. P1,
- 2) stale stopowe, obejmujące gatunki stali, w których zawartość co najmniej jednego z pierwiastków jest równa lub większa od zawartości granicznej podanej w tabl. P1.

Tablica P1

Zawartości graniczne pierwiastków w stalach wg PN-91/H-01010/03

Nazwa i symbol chemiczny pierwiastka	Aluminium Al	Bor B	Bismut Bi	Chrom $\text{Cr}^{1)}$	Cyrykon $\text{Zr}^{3)}$	Kobalt Co	Krzem Si	Lantanowce ka dy
Zawartość graniczna % masy	0,10	0,008	0,10	0,30	0,05	0,10	0,50	0,05

cd. tabl. P1

Mangan $\text{Mn}^{2)}$	Miedź $\text{Cu}^{1)}$	Molibden $\text{Mo}^{1)}$	Nikiel $\text{Ni}^{1)}$	Niob $\text{Nb}^{3)}$	Ołów Pb	Selen Se	Tellur Te	Tytan $\text{Ti}^{3)}$	Wanad $\text{V}^{3)}$	Wolfram W	Inne (oprócz C, P, S N)
1,65	0,40	0,08	0,30	0,06	0,40	0,10	0,10	0,05	0,10	0,10	0,05

- 1) Jeżeli pierwiastki Cr, Cu, Mo, Ni występują w kombinacji z dwoma, trzema lub czterema, a zawartość jest mniejsza od zawartości podanych w tabl. P1, wówczas zawartość graniczną — przyjmowaną do klasyfikacji, stanowi 70% sumy poszczególnych zawartości granicznych podanych w tej tablicy dla tych pierwiastków.
- 2) Jeżeli wymaganie w zakresie manganu określa tylko zawartość maksymalną, dopuszcza się wówczas jego zawartość graniczną 1,80% i nie obowiązuje wtedy zasada 70% tej zawartości.
- 3) Zasadę wg uwagi¹⁾ stosuje się również w zakresie tej grupy pierwiastków, tj. Zr, Nb, Ti, V.

Według kryterium własności i zastosowania stale dzielą się na klasy, w grupie stali niestopowych wyróżniają się :

- stale niestopowe podstawowe, spełniające następujące warunki:
 - a) wyroby z tych stali nie są przeznaczone do obróbki cieplnej (z wyjątkiem wyarzania odprężającego, zmiękczającego i normalizowania),
 - b) własności określone w normach przedmiotowych wyrobów w stanie walcowanym na gorąco lub wyarzonym odprężającym, zmiękczającym albo normalizowanym powinny odpowiadać wartościom granicznym wg tabl. P2,
 - c) innych niż w tabl. P2 wymaga jakościowych (np. przydatności do przeróbki plastycznej na zimno) - nie określa się,
 - d) z wyjątkiem manganu i krzemu inne zawartości pierwiastków stopowych nie są wymagane.
- stale niestopowe jako ciowe, stale bez określonych wymagań (w zakresie własności mechanicznych) dla stanu obrobionego cieplnie (z wyjątkiem wyarzania odprężającego, zmiękczającego i normalizowania) lub te wymaga pod względem zanieczyszczeń wyrobu wtręceniami niemetalicznymi. Ze względu na warunki zastosowania wyrobów ze stali jako ciowych, ich wymagania jako ciowe, np.: przełom cięgliwy, wielkość ziarna itp., są wyższe w stosunku do stali podstawowych.
- stale niestopowe specjalne, stale o wyższych wymaganiach w porównaniu do stali jako ciowych, charakteryzujące się wyższym stopniem czystości, w szczególności w odniesieniu do wtręceń niemetalicznych. W większości przypadków stale te są przeznaczone do ulepszania cieplnego lub hartowania powierzchniowego. Do stali tych zalicza się stale o następujących cechach:
 - a) wymaganej udarności w stanie ulepszonym cieplnie;
 - b) wymaganego zasięgu utwardzania powierzchniowego lub zakresu hartowania; twardości w stanie hartowanym i odpuszczonym lub utwardzonym powierzchniowo;
 - c) szczególnie niskiej zawartości wtręceń niemetalicznych;
 - d) maksymalnej zawartości fosforu i siarki do 0,020% dla analizy wytopowej i do 0,025% dla analizy kontrolnej;
 - e) minimalnej udarności KV powyżej 27 J przy - 50°C na próbkach wzdlużnych ISO z karbem V;
 - f) ograniczonej zawartości miedzi, kobaltu i wanadu w stalach na reaktory jądrowe, do 0,10% Cu, do 0,05% Co, do 0,05% V;
 - g) przewodności elektrycznej właściwej - powyżej $9 \text{ S} \cdot \text{m/mm}^2$;
 - h) stale ferrytyczno-perlityczne utwardzalne wydzieleniowo o zawartości węgla nie mniejszej niż 0,25% oraz zawartości jednego lub więcej pierwiastków mikrostopowych - niobu, wanadu i in. - mniejszej od zawartości granicznej dla stali stopowych wg tabl. P1;
 - i) właściwościach stawianych zgodnie z przeznaczeniem stali do zbrojenia betonu wstępnie sprężonego.

Tablica P2

Wartości graniczne wymaganych własności stali niestopowych podstawowych

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 (A)	do 16	do 26%
minimalna rednica trzpienia w próbie zginania	3 i powyżej	nie mniej niż $1a^{1)}$
minimalna udarność przy +20°C na próbkach wzdłużnych (KV)	10-16	do 27 J
maksymalna twardość Rockwella HRB (lub Brinella)	—	nie mniej niż 60HRB (nie mniej niż 104HB)
maksymalna zawartość węgla	—	nie mniej niż 0,10%
maksymalna zawartość fosforu	—	0,045%
maksymalna zawartość siarki	—	0,045%

¹⁾ a — grubość próbki, mm

9. PODSTAWY OBRÓBK CIEPLNEJ METALI I STOPÓW - WY ARZANIE

Własno ci mechaniczne i fizykochemiczne wielu metali i stopów w stanie stałym mo na kształtowa przede wszystkim przez wywołanie zmian strukturalnych wskutek oddziaływania temperatury i czasu, co okre la si mianem **procesu technologicznego obróbki cieplnej**.

Je eli działanie temperatury i czasu ł czy si z oddziaływaniem chemicznym odpowiedniego rodowiska w celu zmian składu chemicznego i własno ci warstwy wierzchniej metali i stopów, to taki proces technologiczny nazywa si **obróbka cieplno-chemiczn** .

Poł czenie działania temperatury i czasu z pr dko ci i wielko ci odkształcenia plastycznego nazywa si **obróbka cieplno-plastyczn** , a jej celem jest uzyskanie głównie zmian własno ci mechanicznych metali i stopów.

Równoczesne oddziaływanie temperatury, czasu i silnego pola magnetycznego w celu polepszenia własno ci magnetycznych nazywa si **obróbka cieplno-magnetyczn** .

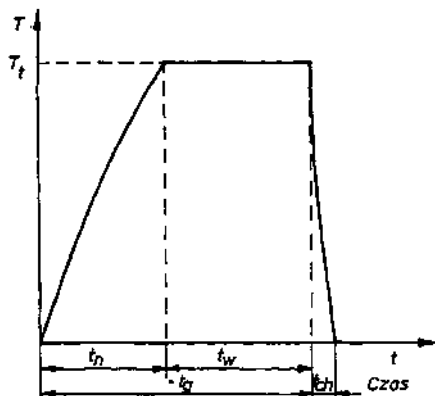
9.1. Poj cia podstawowe obróbki cieplnej

Proces technologiczny obróbki cieplnej składa si z **operacji obróbki cieplnej**, np. hartowania, odpuszczania, przesycania, starzenia, przy czym niekiedy operacja stanowi proces technologiczny.

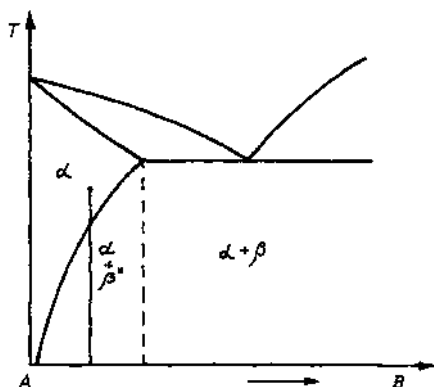
Operacj obróbki cieplnej tworzą **zabiegi obróbki cieplnej**, np. nagrzewanie, wygrzewanie, dogrzewanie, podchładzanie.

Podstawowymi zabiegami obróbki cieplnej s : nagrzewanie, wygrzewanie i chłodzenie. Zmiany temperatury podczas nagrzewania, wygrzewania i chłodzenia w zale no ci od czasu przedstawiono na rys. 9.1.

Nagrzewanie to ci głę (lub stopniowe) podwyż szanie temperatury wsadu. **Wygrzewanie** to wytrzymywanie wsadu w temperaturze docelowej (lub po redniej), przy czym nagrzewanie i wygrzewanie okre la si jako **grzanie**. Bardzo wa nym przykładem wygrzewania jest austenitzowanie, czyli wytworzenie struktury jednorodnego austenitu we wsadzie stalowym. Przykładem grzania w celu uzyskania jednorodnego roztworu stałego () jest rozpuszczanie fazy stałej ") wykorzystuj ce wzrastaj c rozpuszczalno składników układu równowagi A i B ze wzrostem temperatury, rys. 9.2.



Rys. 9.1. Schemat operacji obróbki cieplnej; T_t — temperatura wygrzewania, t_n — czas nagrzewania, t_g — czas grzania, t_w — czas wygrzewania, t_{ch} — czas chłodzenia



Rys. 9.2. Fragment wykresu równowagi pierwiastków A i B o obniżającej się rozpuszczalności w stanie stałym wraz z temperaturą

Chłodzenie to cięgie lub stopniowe obniżanie temperatury wsadu do temperatury otoczenia lub innej, określonej warunkami operacji obróbki. Rozróżnia się:

- **studzenie**, czyli powolne chłodzenie, np. z piecem lub w spokojnym powietrzu,
- **oziębienie**, czyli szybkie chłodzenie, np. w wodzie lub w oleju.

Dla poprawnego przeprowadzenia operacji obróbki cieplnej konieczne jest zachowanie właściwych warunków obróbki, do których należą:

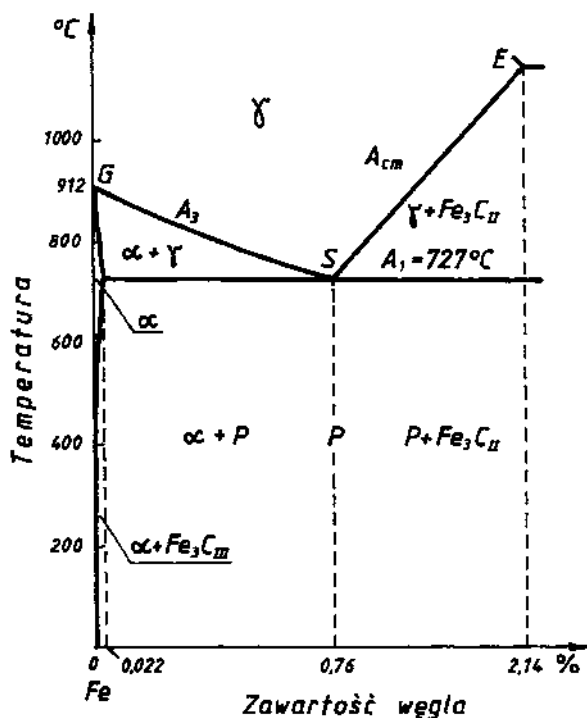
- temperatura wygrzewania (T_t),
- czas nagrzewania (t_n) potrzebny do uzyskania odpowiedniej temperatury (T_t) na całym przekroju grzanego przedmiotu,
- szybkość nagrzewania, czyli przyrost temperatury w jednostce czasu,
- szybkość chłodzenia, czyli obniżenie temperatury w jednostce czasu.

Podczas procesów nagrzewania, wygrzewania i chłodzenia zachodzą zmiany strukturalne, dzięki którym metal lub stop po ochłodzeniu uzyskuje pożądaną własność. W zależności od sposobu i warunków tych podstawowych zabiegów rozróżnia się następujące najważniejsze rodzaje obróbki cieplnej stopów: wyżarzanie, hartowanie, odpuszczanie, przesycanie i starzenie.

9.2. Przemiany przy nagrzewaniu i powolnym chłodzeniu stali

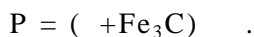
Nagrzewanie

Przemiany zachodzące przy nagrzewaniu stali można wyjaśnić na przykładzie stali eutekoidalnej. Po przekroczeniu temperatury $A_1 = 727^\circ\text{C}$ w



Rys. 9.3. Fragment wykresu równowagi Fe-Fe₃C dla stali

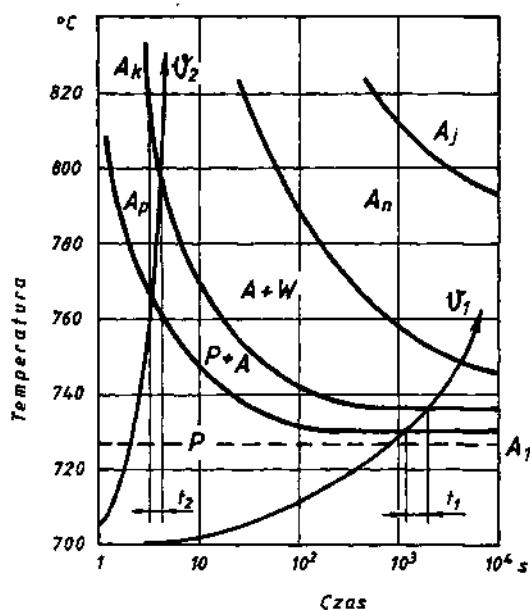
stali o zawartości 0,76% węgla następuje przemiana dwufazowego perlitu (P) w austenit (γ) (rys. 9.3), co nazywa się austenitowaniem i zapisuje:



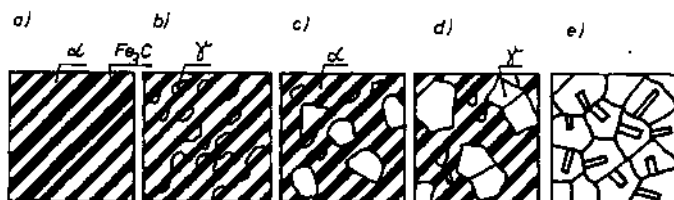
W temperaturze równowagi przemiana eutektoidalna przebiega w bardzo długim czasie, w rzeczywistości szybkości nagrzewania są znacznie większe, przemiana przebiega więc w wyższych temperaturach, ale w krótszym czasie, np. dla szybkości nagrzewania $v_2 = 1000^\circ\text{C/h}$ przemiana perlitu w austenit zaczyna się w temperaturze około 770°C , a kończy w około 800°C (rys. 9.4).

Mechanizm przemiany perlitu w austenit można schematycznie przedstawić następująco (rys. 9.5):

- wytworzenie w płytkach ferrytu (składniku perlitu) zarodków krystalizacji austenitu,
- rozrost zarodków austenitu z objętością całych płytek ferrytu; z jednej płytki ferrytu powstają liczne, bardzo silnie rozdrobione ziarna austenitu,
- rozpuszczanie w austenicie drugiego składnika perlitu, tj. płytek cementytu oraz rozrost ziarn austenitu.



Rys. 9.4. Przemiana perlitu w austenit przy grzaniu ci głym stali perlitycznej: P - perlit, A_p , A_k - linie poczynku i końca przemiany perlitu w austenit, W - węglik, A_n - austenit niejednorodny, A_j — austenit jednorodny

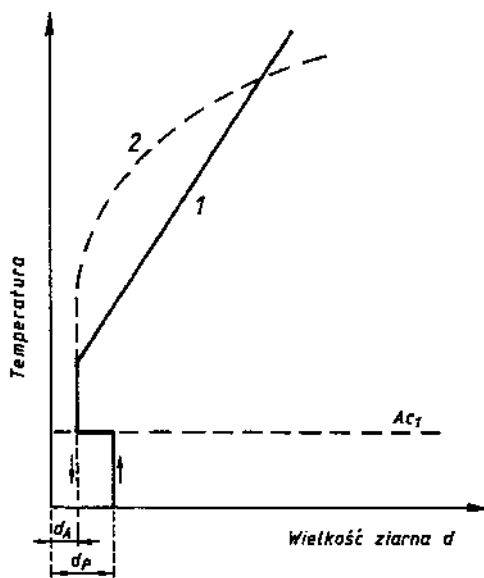


Rys. 9.5. Schematycznie — etapy przemiany perlitu w austenit

W tak powstałym wybitnie drobnoziarnistym austenicie, występuje pewne niejednorodności zawartości węgla. Skoro tym wiksze, im płytki ferrytu i cementytu w perlicie były grubsze.

Dalsze nagrzewanie stali powoduje następujące procesy:

- wyrównanie na drodze dyfuzji zawartości węgla w całej objętości,
 - rozpuszczanie faz trudniej rozpuszczalnych, np. azotków, w glikoazotków, w glików stopowych, które hamują rozrost ziarn,
 - rozrost ziarn austenitu w wyniku pochłaniania ziarn drobnych przez większe.
- Wielkość ziarn austenitu zależy więc od temperatury i czasu wygrzewania podczas austenitowania stali. Im wyższa jest temperatura wygrzewania i dłużej czas, tym intensywniejszy jest rozrost ziarn austenitu.



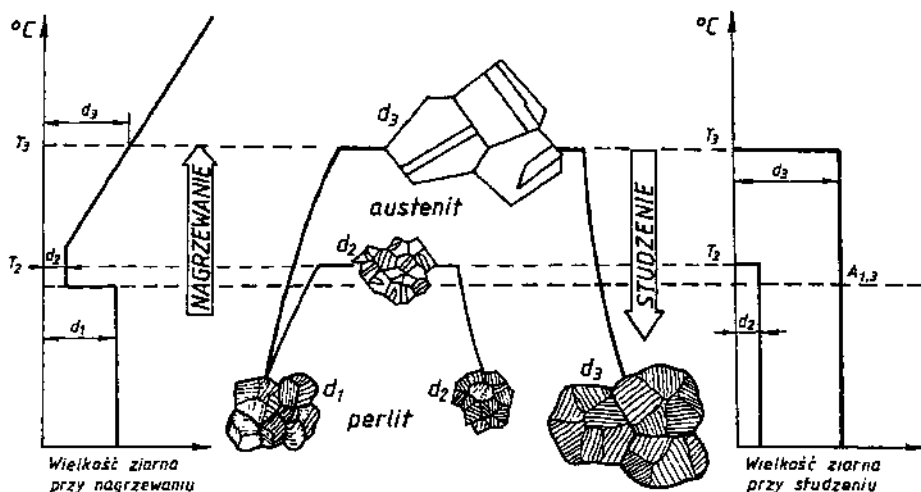
Rys. 9.6. Schemat rozrostu ziarn austenitu pod wpływem temperatury w stali gruboziarnistej (1) i drobnoziarnistej (2): d_A , d_P — rednice ziarn austenitu i perlitu

Ze wzgl du na skłonno do rozrostu ziarn austenitu wyró nia si dwa główne typy stali:

- gruboziarnist , charakteryzuj c si w przybli eniu liniowym wzrostem ziarn austenitu wraz z temperatur wygrzewania powy ej $Ac_{1,3}$,
- drobnoziarnist , w której wyra ne zwi kszenie ziarna zaczyna si po znacznym przekroczeniu temperatury $Ac_{1,3}$, zwykle powy ej 1000°C .

Zale no ci te przedstawiono schematycznie na rys. 9.6. Schemat ilustruje tak e, e ziarno w stali podczas przemiany fazowej zachodzej przy nagrzewaniu ulega rozdrobnieniu. Powstaj ce ziarno austenitu (d_A) jest zawsze mniejsze od ziarna perlitu (d_P) z którego powstało. Skłonno stali do drobnoziarnisto ci lub gruboziarnisto ci zale y od składu chemicznego oraz sposobu odtlenienia stali. Korzystnym odtleniaczem jest aluminium, tworz ce trudno topliwe tlenki i azotki, które w postaci bardzo drobnych wydziele uonych na granicach ziarn skutecznie hamuj ich rozrost, dopóki nie ulegn rozpuszczeniu. Podobna jest rola pierwiastków w glikotwórczych: wanadu, tytanu, wolframu, molibdenu, chromu.

Wielko ziarna austenitu podczas austenitizacji decyduje o wielko ci ziarna stali po ochłodzeniu (rys. 9.7), dlatego d y si do zachowania drobnego ziarna austenitu, aby zapewni drobnoziarnist struktur stali po ochłodzeniu. Struktura drobnoziarnista zapewnia wy sze własno ci mechaniczne, szczególnie ro nie udarno i granica plastyczno ci w porównaniu do struktury gruboziarnistej. Grube ziarno poprawia natomiast skrawalno i zwi ksza hartowno .



Rys. 9.7. Schemat zmian wielko ci ziarna podczas nagrzewania i nast pój cego po nim chłódenia w zakresie przemian perlit-austenit-perlit

Ziarno otrzymane po dowolnej obróbce cieplnej nazywa si **ziarnem rzeczywistym**. Na podstawie wielko ci tego ziarna nie mo na jednak okre li skłóнно ci stali do rozrostu ziarn. Wprowadzono wi c poj cie **byłego ziarna austenitu**, które oznacza ziarno po nagrzaniu stali do temperatury obróbki cieplnej powy ej A_{c3} i wygrzaniu. Byłe ziarno austenitu charakteryzuje skłóнно ci stali do rozrostu ziarn, a jego ujawnienie pozwala okre li przyna le no ci stali do kategorii drobno lub gruboziarnistych.

W celu ujawnienia wielko ci byłego ziarna austenitu stosuje si zale nie od rodzaju stali nast puj ce metody:

- trawienie termiczne w pró ni w zakresie istnienia austenitu,
- powolne chłódenie sprzyjaj ce wydzielaniu si na granicach ziarn austenitu, ferrytu lub cementytu w postaci siatki, odpowiednio dla stali pod- lub nadeutektoidalnej,
- długotrwałe wy arzanie powoduj ce dyfuzj tlenu w gł b stali wzdłu granic ziarn i utworzenie siatki tlenków.

Wielko ziarna stali wyst puj cego w temperaturze otoczenia mo na okre li przez:

- porównanie ze skal wzorców uj t w PN-84/H-04507/01.
- zliczenie ziarn przypadaj cych na jednostk powierzchni zglądu metalograficznego,
- pomiar rednicy ziarna metod zliczania przeci .

Najcz cie j stosowana metoda porównawcza polega na obserwacji zglądów metalograficznych przy powi kseniu 100-krotnym, porównaniu wielko ci obserwowanych ziarn z wielko ci ziarn skali wzorców i przyporz dkowaniu

odpowiedniego numeru wzorca. Skala zawiera 10 wzorców oznaczonych od 1 do 10. Podstaw skali jest wzór określający liczbę ziarn na 1 mm^2 powierzchni zglądu:

$$m = 8 \cdot 2^G \quad (9.1)$$

gdzie: G — numer wzorca ziarna według skali.

Skala obejmująca 10 podstawowych wielkości jest dodatkowo rozszerzona o 4 numery ziarn bardzo dużych (0, -1, -2, -3) oraz o 5 numerów ziarn bardzo małych (11-15). W tablicy 9.1 podano średnie nominalne liczby ziarn na 1 mm^2 i średnie średnice ziarn odpowiadające 10 głównym numerom wzorców skali.

Tablica 9.1

Charakterystyka wielkości ziarna według numerów wzorców zgodnie z PN-84/H-04507

Numer wielkości ziarna G	średnia nominalna ilość ziarn/ 1 mm^2	średnia średnica ziarna d [mm]	Charakter ziarna
1	16	0,250	grube
2	32	0,177	
3	64	0,125	
4	128	0,0884	
5	256	0,0625	drobne
6	512	0,0442	
7	1024	0,0312	
8	2048	0,0221	
9	4096	0,0156	
10	8192	0,0110	

Stale o numerze ziarna do $G = 4$ uważa się za gruboziarniste, a o numerach wyższych — za drobnoziarniste.

Powolne chłodzenie (studzenie)

Mechanizm przemiany austenitu w perlit można przedstawić następująco:

- po przekroczeniu temperatury A_{r1} na granicach ziarn austenitu, gdzie występuje największa koncentracja defektów sieci, powstają zarodki cementytu,
- zarodki cementytu rozrastają się w głębi ziarn austenitu wskutek dyfuzji węgla do nich, tworząc płytki prostopadłe do granic ziarn,
- austenit otaczający płytki cementytu ubożeje w węgiel i przemienia się w ferryt w postaci płytek przylegających do cementytu z obu stron,
- nadmiar węgla z powstającego ferrytu dyfunduje do otaczającego go austenitu, co umożliwia tworzenie się nowych zarodków cementytu.

Tak powstałe płytki cementytu i ferrytu rozrastają się aż do zetknięcia z innymi płytkami, zmieniając wtedy kierunek krystalizacji i proces powstaje do wyczerpania całego austenitu. W rezultacie z ziarna austenitu powstaje kilka różnie zorientowanych płytek równoległych cementytu i ferrytu tworzących ziarno perlitu. Wielkość powstałego ziarna perlitu zależy od wielkości ziarna austenitu - z austenitu drobnego powstaje **drobnoziarnisty perlit**, a z austenitu grubego powstaje **grubozarnisty perlit**, rys. 9.7.

Przemiana austenitu w perlit przy powolnym chłodzeniu trwa bardzo długo, a powstający perlit składa się z płytek wyraźnie rozróżnialnych przy powiększeniach stosowanych w mikroskopie świetlnym — nazywa się go **grubodispersyjnym**. Ze wzrostem szybkości chłodzenia obniża się temperatura przemiany, skraca czas i rośnie ilość zarodków cementytu tak, że powstający perlit charakteryzuje coraz większe rozdrobnienie - dyspersja. Stopień dyspersji perlitu wywiera wpływ na jego właściwości. Perlit drobnodispersyjny ma wyższą twardość i wytrzymałość niż perlit grubodispersyjny.

9.3. Wyarzanie

Zjawiska zachodzące przy wyarzaniu

Wyarzanie jest rodzajem obróbki cieplnej wykorzystywanym bardzo szeroko w praktyce przemysłowej. Polega ono na nagrzaniu wsadu do określonej temperatury, wygrzaniu w tej temperaturze i powolnym chłodzeniu z szybkości pozwalającej na otrzymanie struktury w stanie równowagi lub zbliżonej do tego stanu. Powolne chłodzenie czyli studzenie oraz powstanie struktury równowagi są podstawowymi cechami wyarzania.

Spśród zjawisk fizykochemicznych, które umożliwiają przeprowadzenie wyarzania, najważniejszymi są:

- **dyfuzja** oraz **samodyfuzja** atomów, zachodząca w stanie stałym. Pozwala ona na migrację atomów w sieci krystalicznej materiału, powodując np. wyrównanie składu chemicznego w ziarnach,
- **przemiana alotropowa**, polegająca na przebudowie sieci krystalicznej,
- **rekrytalizacja pozgniotowa** (zgniotowa), powodująca przebudowę struktury,
- **zmiana rozpuszczalności** składników stopu w stanie stałym, zależna od temperatury,
- **rozpad faz międzymetalicznych** w wysokiej temperaturze,
- **zanikanie naprężeń** pod wpływem działania temperatury.

Ogólna charakterystyka wy arzania

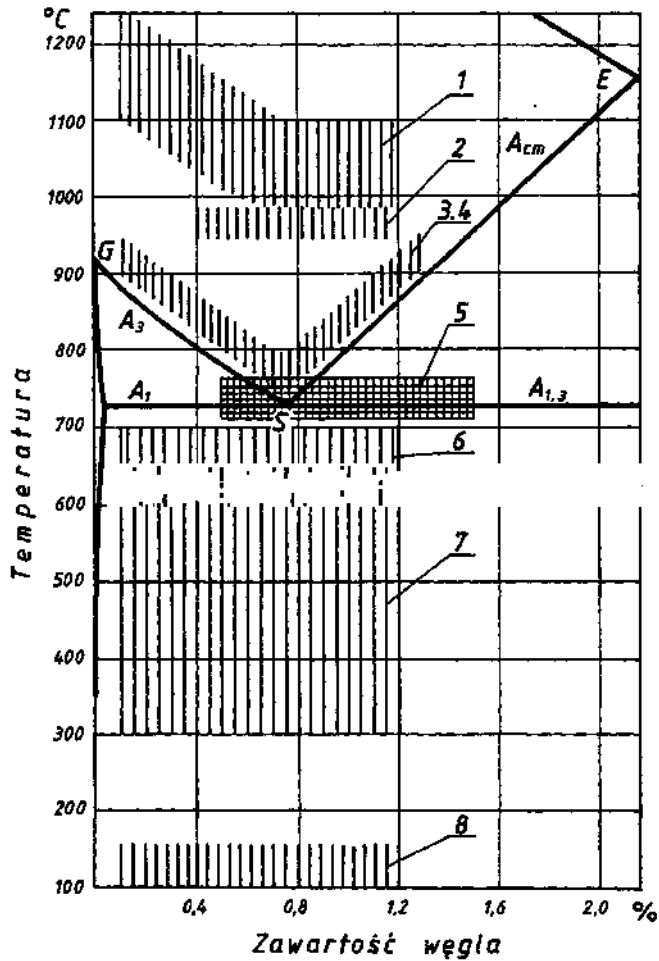
PN-93/H-01200 definiuje rodzaje wy arzania stosowane dla stopów elaza oraz metali nie elaznych. W tablicy 9.2 zestawiono rodzaje wy arzania stosowane dla stopów elaza według malej cej temperatury wygrzewania, a zakresy temperatur wy arzania na tle wykresu równowagi Fe-Fe₃C przedstawiono na rys. 9.8.

Tablica 9.2

Rodzaje wy arzania stopów elaza wg PN-93/H-01200

Rodzaje wy arzania:	Stopy elaza			
	Stale	Staliwa	eliwa	
			białe	z grafitem ¹⁾
ujednorodniaj ce	+	+	—	—
grafityzuj ce	—	—	+	—
przegrzewaj ce	+	—	—	—
normalizuj ce	+	+	—	+
zupełne	+	+	—	+
izotermiczne	+	—	—	—
niezupełne	+	—	—	—
sferoidyzuj ce	+	+	—	—
(wahadłowe i izotermiczne)				
zmi kczał ce	+	+	—	—
rekrytalizuj ce	+	—	—	—
odpr aj ce	+	+	—	+
stabilizuj ce	+	+	—	+

¹⁾ nie dotyczy eliwa ci gliwego



Rys. 9.8. Zakresy temperatur wyarzania stali na tle wykresu równowagi Fe-Fe₃C: 1 - ujednorodnianie, 2 - przegrzewanie, 3 - normalizowanie, 4 - wyarzanie zupełne, 5 - zmikczanie (sferoidyzacja), 6 - rekrytalizowanie, 7 - odprężanie, 8 - stabilizowanie

Rodzaje wyarzania stali

Wyróżnia się dwie grupy wyarzania stali:

- 1) z przemian fazowych - ujednorodniające,
 - normalizujące,
 - zupełne,
 - zmikczające (sferoidyzujące),
 - przegrzewające,
- 2) bez przemiany fazowej - rekrytalizujące,
 - odprężające.

Wy arzenie ujednorodniaj ce stosuje si głównie dla wlewków stalowych w celu usuni cia lub zmniejszenia segregacji dendrytycznej (mikrosegregacji). Zjawisko to powstaje w czasie krystalizacji i polega na zróżnicowaniu składu chemicznego w ziarnach pierwotnych (dendrytach) i mo e by przyczyną pasmowo ci struktury wyrobu przerobionego plastycznie i anizotropii własności mechanicznych.

Wy arzenie ujednorodniaj ce polega na kilkudziesi ciogodzinnym wygrzewaniu wlewków w temperaturze 100-200°C poni ej linii solidus, praktycznie w 1050 - 1200°C i powolnym studzeniu. W tak wysokiej temperaturze i długim czasie zabiegu wyrównuje si skład chemiczny w obr bie ziarn drog dyfuzji składników oraz zmienia si struktura z pierwotnej - dendrytycznej na wtórń - komórkow , ale gruboziarnist . Niezb dne rozdrobnienie ziarn nast puje podczas przeróbki plastycznej na gor co, której poddaje si ujednorodnione wlewki. Je li ujednorodnieniu poddaje si niekiedy odlewy staliwne, wówczas konieczne jest przeprowadzenie dodatkowej obróbki cieplnej dla rozdrobnienia ziarna - wy arzenia normalizuj cego.

Wy arzenie normalizuj ce stosuje si dla stali i staliw w celu polepszenia własności mechanicznych przez wytworzenie jednolitej drobnoziarnistej struktury.

Wy arzenie normalizuj ce polega na nagrzeniu przedmiotu do temperatury 30-50°C powy ej Ac_3 lub Ac_{cm} , krótkim wygrzaniu, a nast pnie studzeniu w spokojnym powietrzu. Przej cie przez zakres przemiany perlitu w austenit wywołuje rozdrobnienie ziarna, które zostaje zachowane dzi ki stosunkowo krótkiemu czasowi wygrzewania, a studzenie nie powoduje tak e jego zmiany.

Normalizowanie wykorzystuje si dla usuni cia skutków przegrzania, tj. gruboziarnisto ci i struktury Widmannstättena, ujednolicenia struktury w wyrobach spawanych, zmniejszenia pasmowo ci struktury w wyrobach walcowanych, usuni cia niewła ciwej struktury przedmiotów obrobionych cieplnie, a ponadto nadania jednakowej struktury wyj ciowej stali przed dalsz obróbk ciepln w seryjnej produkcji, aby zapewni jej powtarzalno .

Wy arzenie zupełne stosuje si w celu nadania stali stanu najbardziej zbli onego do stanu równowagi o jednolitej drobnoziarnistej strukturze.

Wy arzenie zupełne polega na nagrzeniu stali do temperatury 30-50°C powy ej Ac_3 lub Ac_{cm} stosunkowo krótkim wygrzaniu, a nast pnie bardzo powolnym studzeniu razem z piecem. Warunki tego wy arzenia ró ni od normalizowania tylko sposób studzenia, który zapewnia podczas wy arzenia zupełnego przemian austenitu w warunkach zbli onych do stanu równowagi, zanik napr e własnych oraz uzyskanie przez stal dobrej ci gliwo ci i obrabialno ci.

Wy arzenie zupełne wykorzystuje si głównie dla wyrobów hutniczych ze stali stopowych, które chłodzone w powietrzu uzyskałyby struktury nierównowagi, tj. bainit lub martenzyt.

Stan równowagi osi gni ty przez wy arzanie zupełne jest podstaw do przybli onego okre lenia zawarto ci w gla w stalach w glowych podeutektoidalnych i eutektoidalnych za pomoc badania zglądów metalograficznych. Przyjmuj c, e perlit zawiera około 0,8% w gla, a ferryt jest praktycznie czystym elazem, ocenia si procentowy udział perlitu w polu obserwacji i wylicza zawarto w gla w stali z proporcji:

100% perlitu - 0,8% w gla w stali,

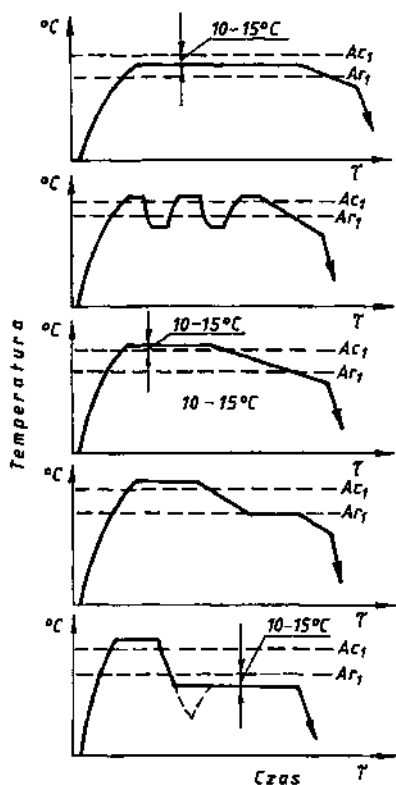
a% perlitu - X% w gla w stali; $X = \frac{a \cdot 0,8}{100} \%$.

Gdyby perlit zajmował np. około 40% pola obserwacji, a ferryt reszt , to zawarto w gla w stali wynosiłaby około 0,3% za , przy 50% perlitu - 0,4% (w gla) itd.

Wy arzanie zmi kczaj ce (sferoidyzj ce) stosuje si w celu uzyskania najmniejszej mo liwej dla danej stali twardo ci, zapewniaj cej podatno

stali do odkształce plastycznych na zimno w przypadku stali niskow glowych, a dla stali powy ej 0,5% w gla ponadto najlepszej podatno ci do obróbki skrawaniem.

Wy arzanie zmi kczaj ce polega na nagrzanu stali do temperatury zbli onej do A_1 , wygrzewaniu w niej przez kilka do kilkudziesi ciu godzin (zale nie od wymiarów wyrobu i gatunku stali), a nast pnie powolnym studzeniu w zakresie do 600°C , dalsze studzenie mo e by szybsze np. w powietrzu. Uzyskanie takich własno ci stali jest mo liwe dzi ki przeprowadzeniu cementytu płytkowego w perlicie w posta kulkow , a w stalach nadeutektoidalnych ponadto dzi ki przejc iu siatkowego cementytu wtórnego w posta kulkow . Niezb dnym warunkiem sferoidyzacji cementytu jest wytworzenie w stali struktury austenitycznej przy zachowaniu pewnej ilo ci nierozpuszczonych czstek cementytu. Te czstki oraz wtr cenia niemetaliczne stanowi zarodki wydziel cementytu kulkowego, tworzc ego si w temperaturze wahaj cej si wokół A_1 . Ko cow struktur uzyskan w



Rys. 9.9. Przebieg ró nych sposobów wy arzania zmi kczaj cego (sferoidyzj cego)

wyniku wyarzania zmniejszając cego jest wicie cementyt kulkowy w osnowie ferrytu nazwany **sferoidytem**.

Wyróżnia się kilka sposobów przeprowadzenia wyarzania zmniejszając cego, które schematycznie przedstawiono na rys. 9.9.

Wy arzenie przegrzewaj ce stosuje się dla stali wysokowęgłych w celu poprawy skrawalności, a także dla stali magnetycznie miękkiej w celu poprawienia przenikalności magnetycznej.

Wy arzenie przegrzewaj ce polega na nagrzewaniu stali do temperatury 1000-1200°C, wygrzaniu do kilku godzin, a następnie powolnym studzeniu. Stosunkowo wysoka temperatura wyarzania wywołuje zamierzony rozrost ziarn stali, ponieważ gruboziarnista struktura, typowa dla stali przegrzanej, ułatwia obróbkę mechaniczną wskutek kruchości i łamliwości wióra.

Wy arzenie rekrytalizuj ce stosuje się do stali przerobionych plastycznie na zimno w celu usunięcia niepożądanych skutków odkształcania, tj. kruchości, naprężeń własnych.

Wy arzenie rekrytalizuj ce polega na nagrzaniu stali do temperatury 600-700°C, wygrzaniu w czasie do kilku godzin (zależnie od stopnia zgniotu stali i wymaganych własności mechanicznych), a następnie powolnym studzeniu. Po przeróbce plastycznej na zimno stal posiada strukturę włóknistą (teksturę), jest twarda i wytrzymała, ale mało plastyczna. Wy arzenie stali w temperaturze powyżej temperatury rekrytalizacji powoduje poprawę własności plastycznych, obniżenie twardości i wytrzymałości; następuje to w wyniku przekrytalizowania ziarn odkształconych w drobne ziarna równoosiowe (komórkowe) - patrz rozdz. 3.2.

Wy arzenie rekrytalizuj ce wykorzystuje się zarówno do stali po zakończeniu przeróbki plastycznej, jak też jako wy arzenie międzyoperacyjne dla umożliwienia dalszego odkształcania metalu.

Wy arzenie odprężaj ce stosuje się do gotowych wyrobów, w których pozostały naprężenia własne po procesie technologicznym, jak: przeróbka plastyczna na zimno, odlewanie, spawanie czy hartowanie. Celem odprężania jest zmniejszenie naprężeń, prawie bez zmian struktury. Naprężenia własne są szkodliwe, ponieważ mogłyby przyczynić do odkształcenia gotowych wyrobów, a ponadto współdziałając z zewnętrznymi obciążeniami w czasie pracy elementu, mogłyby przyczynić jego przedwczesnego zniszczenia.

Wy arzenie odprężaj ce polega na nagrzaniu wyrobu do temperatury poniżej 650°C, wygrzaniu do kilku godzin (na ogólnie wyższą temperaturą zabiegu, tym krótszy czas wyarzania), a następnie powolnym studzeniu. Zakres temperatur i czasów wyarzania odprężającego jest szeroki, zależny od rodzaju materiału oraz od przyczyn wywołujących naprężenia.

Zanikanie naprężeń własnych w temperaturze otoczenia i odpowiednio długim czasie (do kilkunastu miesięcy) nazywa się **odprężaniem samorzutnym**, nazywanym też sezonowaniem. Wy arzenie samorzutne stosuje się do

odlewów o wielkich rozmiarach. Ponadto wyarzanie odprężające przeprowadzane w niskich temperaturach, do 150°C , nazywane jest **stabilizowaniem** albo odprężaniem stabilizującym. Poddaje się mu narzędzia pomiarowe i sprawdziany w celu zmniejszenia naprężeń własnych i zapewnienia niezmienności wymiarów.

10. PODSTAWY OBRÓBKİ CIEPLNEJ - HARTOWANIE I ODPUSZCZANIE ORAZ PRZESYCANIE I STARZENIE

10.1. Wpływ chłodzenia na przemiany austenitu

Zgodnie z wykresem równowagi Fe-Fe₃C austenit przy bardzo powolnym chłodzeniu ulega w temperaturze Ar₁ rozpadowi na perlit. W stalach pod-eutektoidalnych przemiana perlityczna jest poprzedzona wydzielaniem si ferrytu z austenitu od temperatury Ar₃, a w stalach nadeutektoidalnych wydzielaniem cementytu wtórnego od temperatury Ar_{cm}.

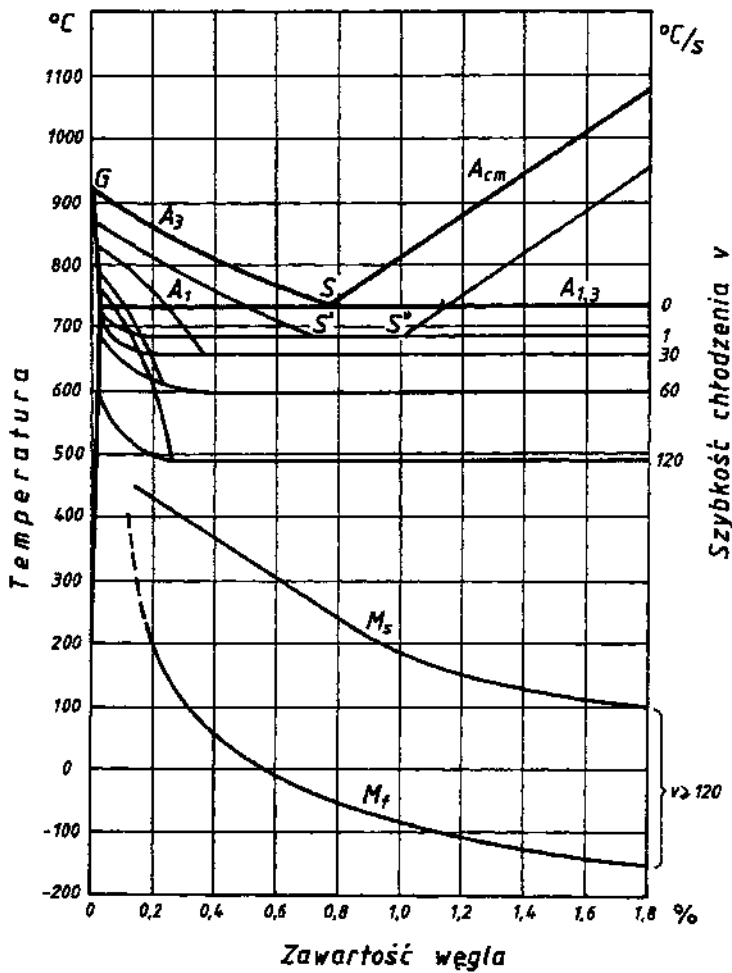
Wzrost szybko ci chłodzenia powoduje obni enie temperatur przemian, przy czym przemiany Ar₃ i Ar_{cm} ulegaj wi kszemu przechłodzeniu ni Ar₁, rys. 10.1. Mniejsza szybko dyfuzji w gla w ni szych temperaturach sprawia, e ilo wydzielaj cego si ferrytu z austenitu poni ej Ar₃ lub cementytu poni ej Ar_{cm} maleje.

Przy wi kszych szybko ciach chłodzenia austenit przechłodzony poni ej temperatury około 550°C, przy znacznie ograniczonej dyfuzji, ulega przemianie w **bainit** - mieszanin ferrytu cz ciowo przesyconego w glem i cementytu o du ym stopniu dyspersji.

Przy bardzo du ych szybko ciach chłodzenia austenit przechłodzony poni ej temperatury M_s bez udziału dyfuzji przemienia si w **martenzyt** — przesycony roztwór stały w gla w elazie .

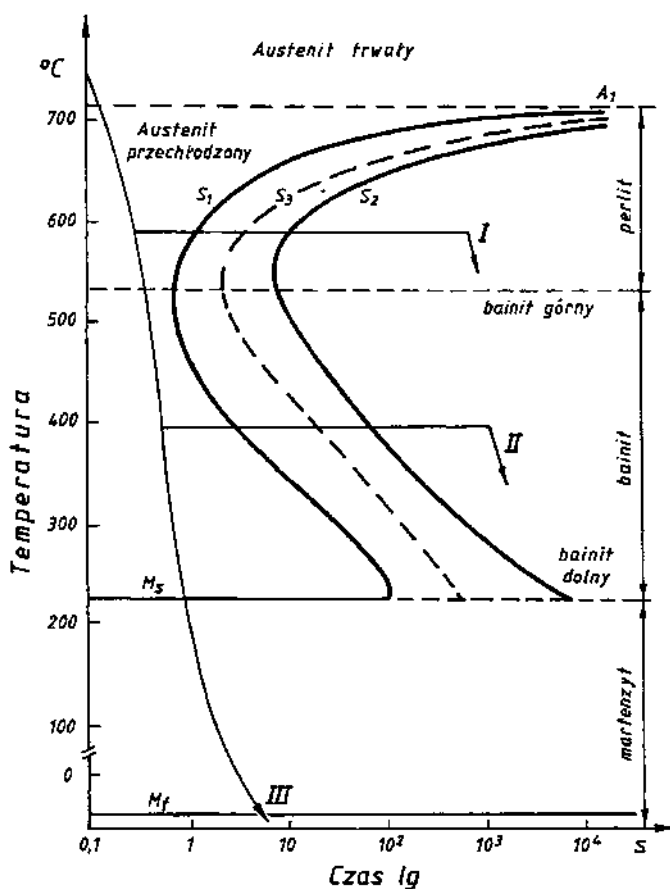
Przemiany austenitu przechłodzonego przedstawia si na wykresach CTP (Czas-Temperatura-Przemiana), rys. 10.2. Na wykresie tym izotermy (linie poziome) reprezentuj temperatury A₁, M_s i M_f. Mi dzy izotermami A₁ i M_s krzywe S₁ i S₂ przedstawiaj odpowiednio - pocz tek i koniec przemian dyfuzyjnych austenitu przechłodzonego. Na osi czasu mo na okre li dla dowolnej temperatury trwało przechłodzonego austenitu i czas trwania przemiany. Trwało austenitu przechłodzonego odpowiada odcinkom pomi dzy osi temperatur i lini S₁ . W temperaturze 550°C czas ten jest najkrótszy i nazywa si **czasem najmniejszej trwało ci austenitu**.

Wykres CTP mo na podzieli na trzy zakresy odpowiadaj ce ró nym przemianom:



Rys. 10.1. Obniżenie temperatur przemian austenitu zależnie od szybkości chłodzenia na tle wykresu równowagi Fe-Fe₃C

- zakres od temperatury A_1 od około 550°C odpowiada przemianie austenitu przechłodzonego w perlit. Chłodzenie według krzywej I oznacza przechłodzenie austenitu do temperatury 600°C, następnie wytrzymanie w tej temperaturze powoduje rozpoczęcie przemiany perlitycznej w punkcie przecięcia linii S_1 a zakończenie jej na linii S_2 ,
- zakres od temperatury 550°C do M_s odpowiada przemianie bainitycznej. Przechłodzenie austenitu np. do temperatury 400°C i wytrzymanie w tej temperaturze wywołuje w chwili przecięcia linii S_1 rozpoczęcie przemiany bainitycznej, kończącej się przy przecięciu linii S_2 , zgodnie z przebiegiem krzywej chłodzenia II,

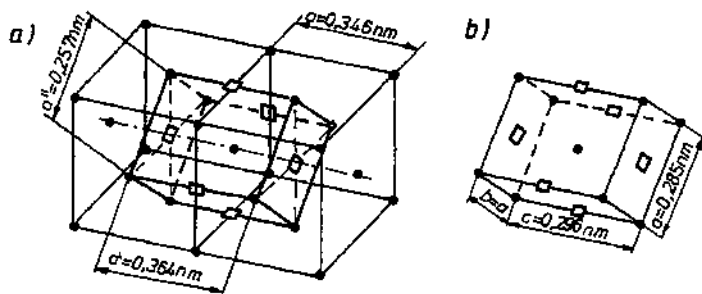


Rys. 10.2. Przemiany austenitu przechłodzonego stali eutektoidalnej — schemat wykresu CTP (Czas-Temperatura-Przemiana)

- zakres poniżej temperatury M_s , oznaczającej początek tworzenia się martenzytu do M_f - oznaczającej koniec tej przemiany. Jeżeli austenit zostanie przechłodzony do temperatury M_s , to w warunkach chłodzenia ciągłego np. według krzywej III, przemienią się na martenzyt. Ta przemiana jest podstawą obróbki cieplnej nazywanej **hartowaniem**.

10.2. Martenzyt

Istotą przemiany martenzytycznej jest przebudowa sieci przestrzennej austenitu (RSC) na tetragonalną przestrzennie centrowaną sieć martenzytu, bez udziału dyfuzji, co oznacza niewielkie przemieszczenie atomów - rzędu



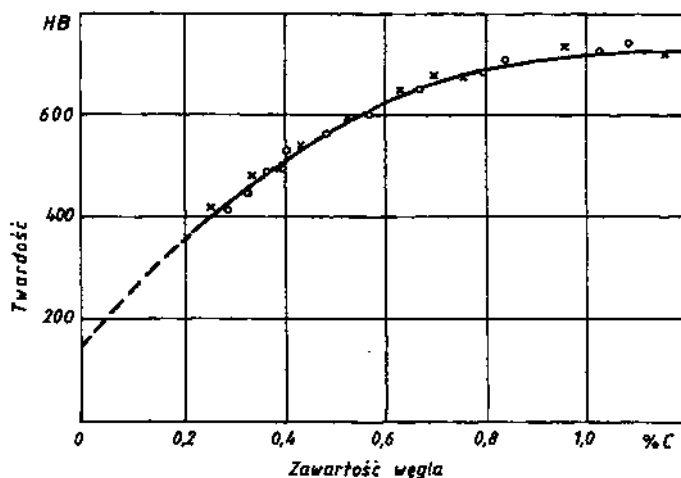
Rys. 10.3. Komórka strukturalna martenzytu tetragonalnego: a) usytuowanie w sieci przestrzennej austenitu, b) położenie atomów węgla • oraz połowe lewej połowy atomów węgla

ułamka odległości międzyatomowej - z zachowaniem uszeregowania atomów istniejącego przed przemianą, rys. 10.3a. W giel w martenzyt jest rozmieszczony w przestrzeniach międzywęzłowych, podobnie jak w austenicie, a jego ilość nie zmienia się, tzn. martenzyt zawiera tyle samo węgla co austenit, z którego powstał, czyli znacznie więcej, niż może rozpuścić Fe (w warunkach równowagi - max. 0,022%). Stąd **martenzyt** definiuje się jako **przesycony roztwór stały węgla w Fe**. Przyjęcie za podstawę definicji martenzytu sieci węgla jest uzasadnione, ponieważ komórka elementarna martenzytu jest prostopadłością o podstawie kwadratu, rys. 10.3b, w którym stosunek wysokości do boku podstawy c/a ma wartość nieznacznie przekraczającą 1. Atomy węgla znajdują się zwykle w środkach dłuższych krawędzi komórki, zniekształcając sieć krystaliczną Fe, co wywołuje znaczne naprężenia, i w konsekwencji bardzo dużej twardości i wytrzymałości martenzytu. Im więcej węgla zawiera martenzyt, tym bardziej zniekształcona jest sieć i większa twardość, rys. 10.4.

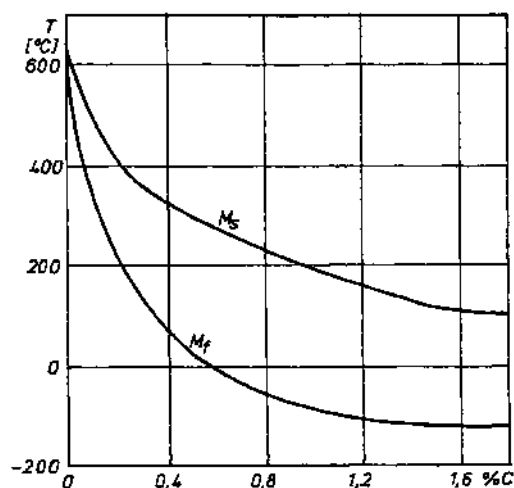
Przemiana martenzytyczna przebiega przez zarodkowanie i bardzo szybki wzrost płytek martenzytu w obrębie ziarna, z czego wynika, że z drobnoziarnistego austenitu powstanie drobnoiglasty martenzyt, a z gruboziarnistego - gruboiglasty martenzyt. Nowe zarodki martenzytu powstają tylko przy obniżeniu temperatury i rozrastają się kosztem austenitu, dzieląc go na coraz mniejsze obszary, coraz mniejszymi płytkami martenzytu, przy czym w każdym ziarnie płytki ułożone są względem siebie pod kątem 60° i 120° , co wynika z zależności orientacji sieci krystalicznych martenzytu i austenitu.

Martenzyt ma większą objętość właściwą o około 1,5% niż austenit, dlatego w miarę postępu przemiany pozostały austenit podlega coraz większym naprężeniom ściskającym hamującym przemianę, a do jej całkowitego ustania.

Temperatury M_s i M_f zależą od zawartości węgla w austenicie; im więcej węgla ma austenit, tym niższe są M_s i M_f , rys. 10.5. Przy zawartościach



Rys. 10.4. Twardość martenzytu w zależności od zawartości węgla: o - w stalach węglowych, x — w stalach stopowych



Rys. 10.5. Temperatury M_s i M_f w zależności od zawartości węgla w austenicie dla stali węglowych

węgla większych od ok. 0,6% temperatura M_f jest niższa od 0°C , co oznacza, że po zakończeniu chłodzenia, zwykle do temperatury 20°C , pewna część austenitu przechłodzonego nie ulega przemianom. Ten austenit określa się jako **austenit szczytkowy**. Ilość austenitu szczytkowego w stalach hartowanych zwiększa się wraz ze wzrostem zawartości węgla. Austenit szczytkowy można usunąć przez **wymrażanie**, nazywane też obróbką podzerow, która polega na ochłodzeniu przedmiotu zaraz po hartowaniu w ośrodku chłodzącym

o temperaturze niejszej od 0°C . Przetrzymanie stali zahartowanej z austenitem szcztkowym przez pewien czas prowadzi do stabilizacji austenitu szcztkowego.

Martenzyt w stalach rednio i wysoko w glowych ma posta płytek o rónej wielko ci, pomi dzy którymi pozostaje austenit szcztkowy. Płytki martenzytu obserwowane w mikroskopie metalograficznym maj posta „igieł”, dlatego stosuje si określenie - martenzyt iglasty. Ponadto wyróżnia si martenzyt listwowy, charakterystyczny dla stali o niskiej zawarto ci w gla. Przybliżona zawartość w gla, stanowi ca granic wystpowania obu rodzajów martenzytu, wynosi około 0,6%.

10.3. Bainit

Przechłodzenie austenitu do zakresu temperatur pomi dzy 550°C i M_s oraz wytrzymanie w tej temperaturze wywołuje jego przemian w **bainit**, który jest mieszanin dwóch faz: ferrytu przesyczonego w glem i bardzo drobnych w glików (cementytu lub w gliku elaza) rys. 10.6.



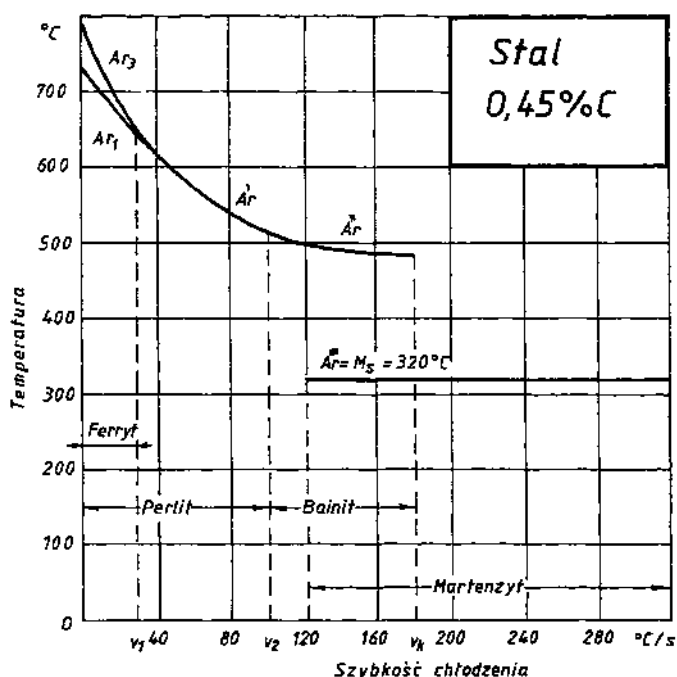
Rys. 10.6. Schemat budowy bainitu górnego

W warunkach chłodzenia ci głęmo mo e równie powsta bainit, jednak e nie jako jedyny produkt przemiany austenitu przechłodzonego, rys. 10.7. Podczas chłodzenia ci głęgo austenitu o zawarto ci np. 0,45% w gla z szybko ci $v = 120$ do 180°C/s przemiana bainityczna rozpoczyna si w temperaturze $A_{r''}$, a pozostały nieprzemieniony austenit po osiągnięciu temperatury $A_{r'''} = M_s$ zaczyna przechodzić w martenzyt. Po zakończeniu chłodzenia w skład struktury wchodzi bainit i martenzyt. Z wykresu tego wynika równie ,

e przemiana bainityczna i perlityczna reprezentowane s przez jedn krzywą, co oznacza, e maj zbliżony charakter, a ich temperatura zależy od szybko ci chłodzenia. Przemiana martenzytyczna $A_{r'''}$, reprezentowana oddzielną linią poziomą - ma odmienny charakter — jej temperatura nie zależy od szybko ci chłodzenia.

Przemiana bainityczna jest przemianą po redni mi dzy przemianą perlityczną (dyfuzyjną) a martenzytyczną (bezdyfuzyjną), ponieważ łączy w sobie cechy obu przemian.

W zakresie przemiany pomi dzy temperaturami 550°C a 350°C powstaje **bainit górny**. W austenicie przechłodzonym wskutek dyfuzji tworzą si mikroobszary o zróżnicowanej zawarto ci w gla. Austenit o niżej zawarto ci w gla ulega bezdyfuzyjnej przemianie w iglasty przesycony ferryt Z przyległego austenitu



Rys. 10.7. Wpływ szybkości chłodzenia na położenie temperatur przemian i struktur stali o zawartości 0,45% węgla

bogatszego w węgiel wydzielają się cienkie płytki cementytu, układające się równolegle do igieł ferrytu, co nadaje bainitowi górnemu charakter „pierzasty”.

W zakresie pomiędzy temperaturą 350°C a M_s tworzy się **bainit dolny**, zaczynając od bezdyfuzyjnej przemiany austenitu w przesycony w węgiel iglasty ferryt, podobny do martenzytu, ponieważ igły nachylone są do siebie pod kątem 60° i 120°. W tych stosunkowo niskich temperaturach odległości, na jakie może przemieścić się węgiel, są bardzo małe, dlatego zachodzi wydzielanie węgla z przesyconego ferrytu wewnątrz igieł w postaci bardzo cienkich płytek cementytu lub w glików, nachylonych do osi igieł pod kątem 60°. W glików wydzielają się tym mniej, im niższa jest temperatura, a przesyconie ferrytu pozostaje większe. Bainit tworzący się w dolnym zakresie przemiany nazywa się **bainitem iglastym**.

10.4. Wykresy CTP

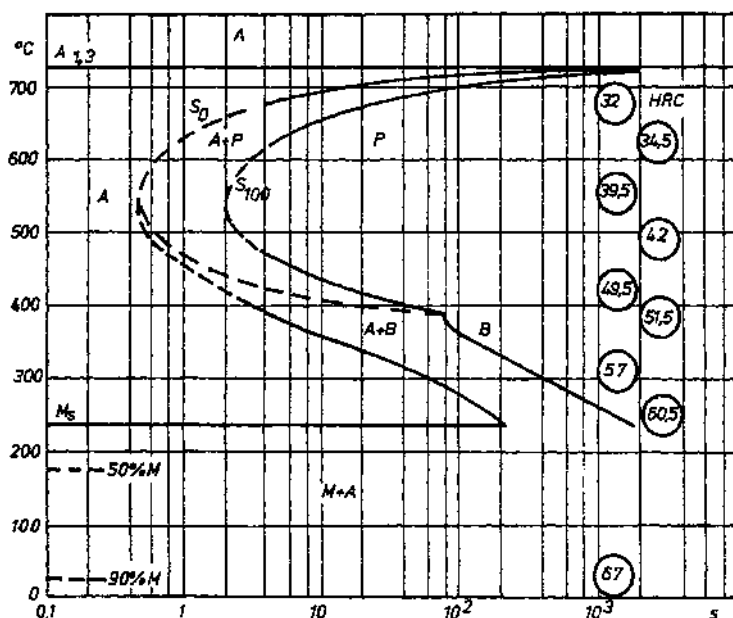
Wykresy przemian austenitu przechłodzonego przedstawione na rys. 10.1 i 10.7 są mało przydatne w praktyce technicznej. Analiz przemian zachodzących w stali chłodzonej z temperatury austenitizacji przeprowadza się

na podstawie specjalnie opracowanych wykresów CTP (Czas-Temperatura-Przemiana), wykorzystywanych głównie dla planowania operacji obróbki cieplnej.

Wyróżnia się dwa rodzaje wykresów CTP:

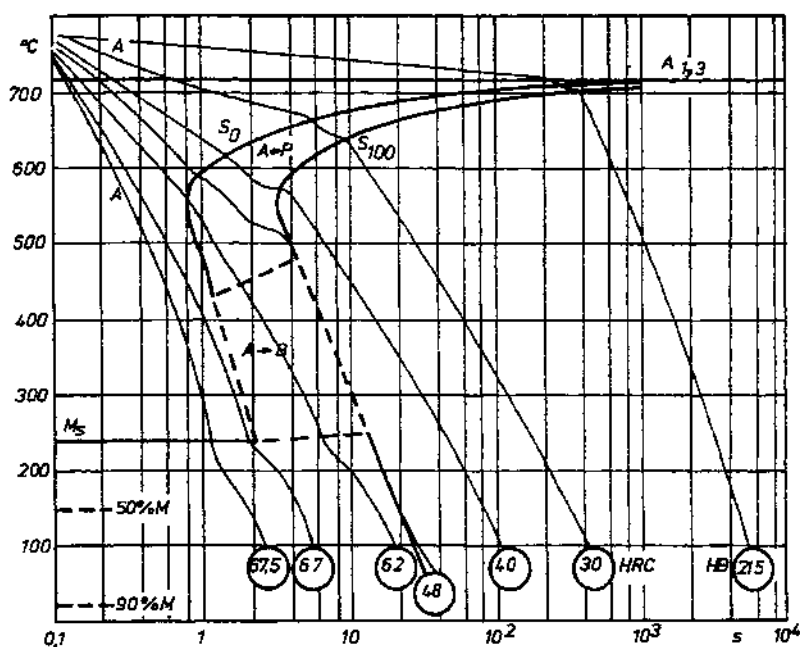
- izotermiczny CTP_i, przedstawiający przemiany austenitu o różnych stopniach przechłodzenia podczas chłodzenia izotermicznego, tj. z przystankiem temperaturowym,
- ciągły (anizotermiczny) CTP_c, przedstawiający przemiany austenitu zachodzące podczas chłodzenia ciągłego z różnymi szybkościami.

Każdy gatunek stali ma jeden wykres CTP_i i jeden wykres CTP_c, które są zamieszczone w katalogach hutniczych, kartach materiałowych, poradnikach obróbki cieplnej. Przykłady wykresów CTP dla stali w głowie eutektoidalnej przedstawiono na rys. 10.8 i 10.9.



Rys. 10.8. Wykres CTP_i dla stali eutektoidalnej

Wykresy CTP zbudowane są w układzie współrzędnych temperatura-logarytm czasu. Naniesione są na nich izotermy: A₁ oraz A₃ w przypadku stali podutektoidalnych, a A_{cm} w przypadku stali nadeutektoidalnych, ponadto M_s i M_f. Krzywe początku i końca rozpadu austenitu przechłodzonego mają charakterystyczny kształt litery „C” i mogą być oznaczone przez S₀ i S₁₀₀. Wykres CTP stali podutektoidalnej ma ponadto dodatkow

Rys. 10.9. Wykres CTP_c dla stali eutektoidalnej

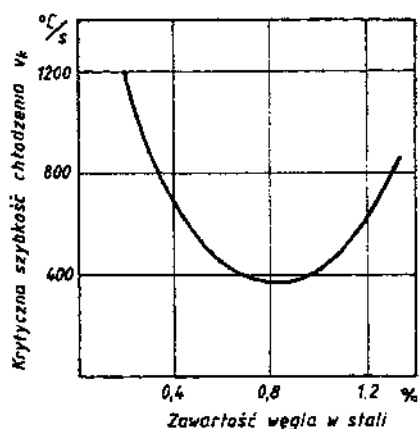
gał krzywej początku rozpadu austenitu, odpowiadając wydzielaniu ferrytu, natomiast stale nadeutektoidalne mają dodatkową krzywą wydzielania cementytu.

Pola wykresu CTP opisane są nazwami występujących tam struktur według przyjętej symboliki: A - austenit, P - perlit, B - bainit, M - martenzyt, A_{sz} - austenit szkocki.

Na wykresie CTP_i umieszcza się po prawej stronie twardeści określone w temperaturze otoczenia, odpowiadające uzyskanym strukturom w wyniku przemiany izotermicznej.

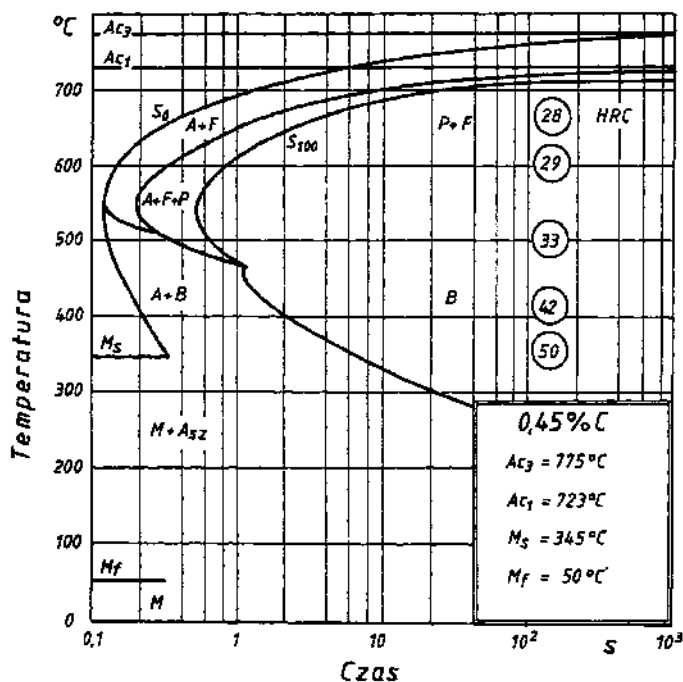
Wykres CTP_c posiada te same pola przemian co CTP_i , jednak mają one nieco inny kształt i są przesunięte na osi czasu w prawo względem pół wykresu CTP_i . Na wykresie CTP_c naniesione są krzywe chłodzenia z podaniem twardeści uzyskanej struktury. Na wykresie CTP_c występuje jedna szczególna krzywa chłodzenia - nazwana **krytyczną szybkością chłodzenia v_k** . Jest to najmniejsza szybkość chłodzenia, przy której austenit ulega przemianie w martenzyt, wyznaczana w postaci stycznej do linii początku przemian austenitu w punkcie najmniejszej trwałości (rys. 10.16).

Krytyczna szybkość chłodzenia dla stali w dużych zależy od zawartości węgla (rys. 10.10). Duże wartości tej szybkości dla stali niskowęglowych są podstawą przyczyn, dzięki którym nie hartuje. Zwiększanie zawartości węgla

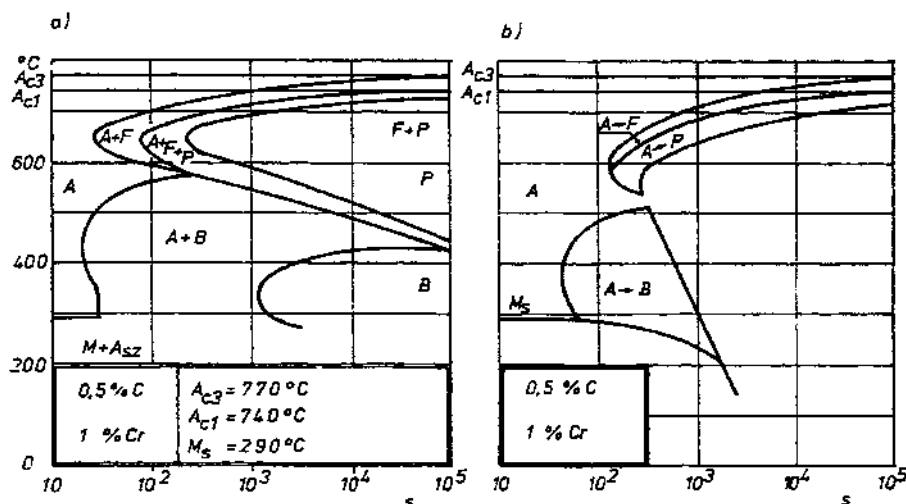


Rys. 10.10. Zależność krytycznej szybkości chłodzenia v_k stali w głowicy od zawartości węgla

w stali do ok. 0,8% wymaga coraz mniejszego szybkości chłodzenia dla zahartowania stali, tzn. krzywe CTP tych stali przesuwane w prawo do dłuższych czasów (por. rys. 10.8 i 10.11). W stalach o większej zawartości węgla niż 0,8% krytyczna szybkość zmniejsza się, gdy występuje obok austenitu cementyt wtórny (stałe nadeutektoidalne hartuje się z temperatur pomiędzy A_1 i A_{cm} - patrz rozdz. 10.6) stanowi zarodki krystalizacji, przyspieszając przemian austenitu przechłodzonego.



Rys. 10.11. Wykres CTP_i dla stali podeutektoidalnej w głowicy



Rys. 10.12. Wykresy CTP dla stali konstrukcyjnej chromowej: a) izotermiczny, b) ci gły

Dodatki stopowe (z wyjątkiem kobaltu) przesuwają linie przemian austenitu do dłuższych czasów, a pierwiastki w gliotwórcze jak np. chrom, zmieniają ich kształt m.in. oddzielają pole przemiany perlitycznej od bainitycznej, rys. 10.12. W niektórych stalach stopowych, tzw. bainitycznych, zakres powstawania bainitu jest znacznie przesunięty w lewo i wtedy przy chłodzeniu ci głym z określonej szybkości powstaje struktura bainityczna.

10.5. Rodzaje hartowania

Hartowanie jest operacją obróbki cieplnej, która polega na nagrzaniu stali do temperatury występowania austenitu, wygrzaniu - czyli austenitowaniu, a następnie szybkim ochłodzeniu, w celu uzyskania struktury martenzytycznej lub bainitycznej. W praktyce wyróżnia się cały szereg rodzajów hartowania, w zależności od różnych czynników: sposobu chłodzenia, uzyskanej struktury i.in. W tablicy 10.1 zestawiono rodzaje hartowania w zależności od warunków hartowania, a na rys. 10.15 przedstawiono je schematycznie na tle wykresów CTP.

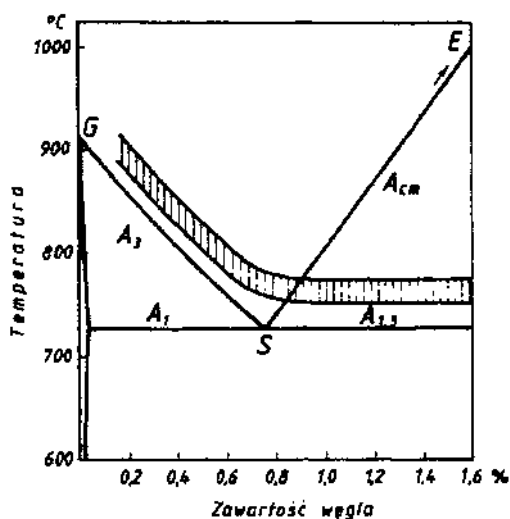
Dla uzyskania poprawnych wyników hartowania konieczne jest dotrzymanie odpowiednich warunków, czyli parametrów hartowania, do których należą:

- temperatura austenitowania,
- czas grzania,
- szybkość chłodzenia.

Tablica 10.1

Charakterystyczne rodzaje hartowania

Warunki hartowania		Struktury po hartowaniu	Nazwa hartowania	
nagrzewanie	chłodzenie		pełna	skrótowa, praktycznie stosowana
austenitowanie całego przekroju (na wskroś)	ci gę	martenzyt	hartowanie zwykłe, wskrośne, martenzytyczne	hartowanie zwykłe, martenzytyczne
	z przystankiem		hartowanie stopniowe, wskrośne, martenzytyczne	hartowanie stopniowe
	w dwóch etapach		hartowanie przerywane, wskrośne, martenzytyczne	hartowanie przerywane (dwuk etapowe)
	ze stopniowym obniżeniem temperatury w pobliżu Ar_3		hartowanie z podchłodzeniem, wskrośne, martenzytyczne	hartowanie z podchłodzeniem
	ci gę	bainit	hartowanie zwykłe, wskrośne, bainityczne	hartowanie zwykłe, bainityczne
	z przystankiem		hartowanie izotermiczne, wskrośne, bainityczne	hartowanie izotermiczne
nagrzewanie powierzchniowe metodami: <ul style="list-style-type: none"> - płomieniowe, - indukcyjne - kielichowe 	ci gę	struktury zmieniają się od martenzytu na powierzchni zahartowanej, do niezmienionego rdzenia	hartowanie powierzchniowe: <ul style="list-style-type: none"> - płomieniowe, — indukcyjne, — kielichowe 	



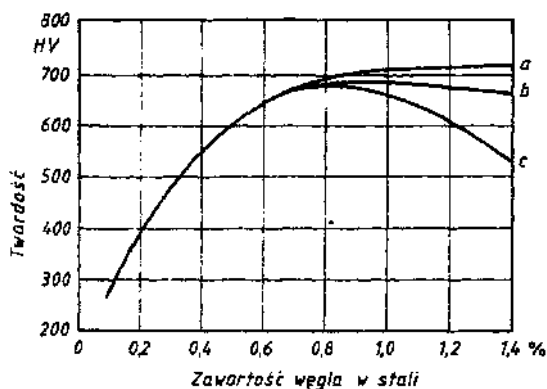
Rys. 10.13. Fragment wykresu równowagi Fe-Fe₃C z naniesionym pasmem prawidłowych temperatur hartowania

Temperatura austenitzowania zależy od składu chemicznego stali. Stale podutektoidalne wygrzewa się w temperaturze 30-50°C powyżej A_{c3} , a stale eutektoidalne i nadutektoklinalne w 30-50°C powyżej A_{c1} , rys. 10.13. Celem wygrzewania jest wytworzenie drobnoziarnistej struktury austenicznej, a w stalach nadutektoidalnych austenitu z cementytem wtórnym, aby po oziębieniu uzyskać drobnoiglasty martenzyt, a w stalach nadutektoklinalnych pozostał cementyt, który jest twardszy od martenzytu i zwiększa odporność na ścieranie stali. Błędny dobór lub dotrzymanie temperatury austenitzacji może przyczynić się do niepowodzenia całej obróbki cieplnej, jak w przypadku hartowania ze zbyt wysokiej temperatury, rys. 10.14c. Temperatury austenitzacji stali w głowicy można określić na podstawie wykresu równowagi Fe-Fe₃C, a zalecane temperatury zawierają PN, karty materiałowe, poradniki obróbki cieplnej.

Czas grzania zależy od:

- składu chemicznego stali,
- wymiarów hartowanego przedmiotu,
- warunków nagrzewania, rodzaju pieca, ośrodka grzewczego i in.

Przy nagrzewaniu pojedynczych przedmiotów ze stali w głowicy w piecu elektrycznym do temperatury około 900°C można przyjąć czas nagrzewania wynoszący około 1 minuty na 1 mm największego przekroju poprzecznego przedmiotu. Dla stali stopowych konieczny jest czas co najmniej dwukrotnie dłuższy. Za czas wygrzewania zwykle przyjmuje się 0,2 do 0,5 czasu nagrzewania.



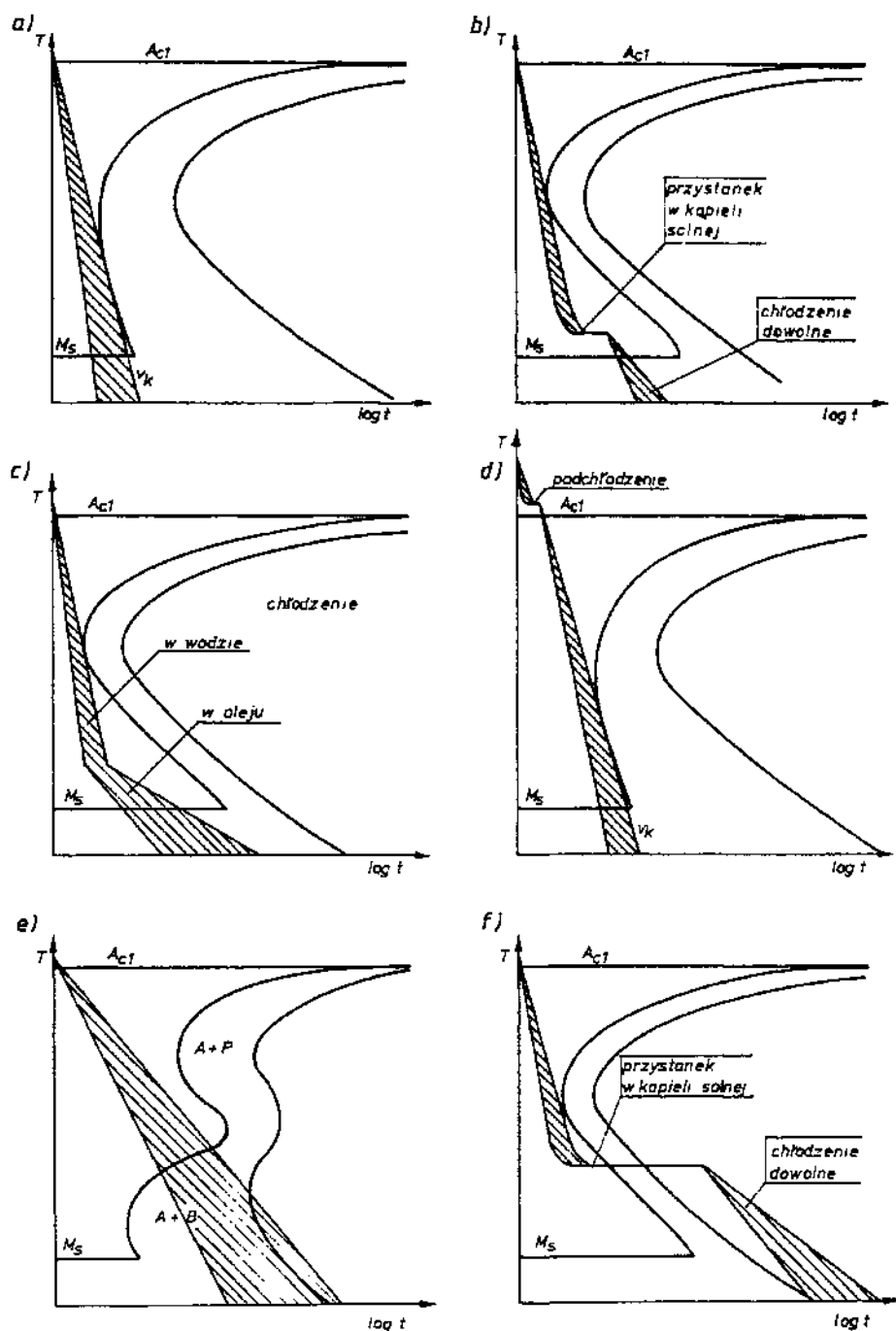
Rys. 10.14. Wpływ zawartości węgla w stali zahartowanej na martenzyt na: a) twardość martenzytu, b) twardość stali zahartowanej z temperatury właściwej, c) twardość stali nad-eutektoidalnej zahartowanej z temperatury wyższej od A_{cm} (niewłaściwej)

Szybkie chłodzenie zapewniają ośrodki chłodzące: woda i roztwory wodne soli i zasad, oleje hartownicze, kąpiele solne, roztopiony ołów, sprężone powietrze. Właściwości fizykochemiczne charakteryzujące ośrodki ciekłe to: pojemność cieplna, współczynnik oddawania ciepła, przewodność cieplna i temperatura wrzenia. Najintensywniejszymi ośrodkami hartowniczymi są: woda i wodne roztwory chlorku i wodorotlenku sodu, a ośrodkami łagodniejszymi - oleje, sprężone powietrze.

Przy doborze kąpiele hartowniczych należy kierować się zasadą, aby intensywność odprowadzania ciepła przez ośrodek była dostatecznie duża, jednakże tylko niewiele większa od szybkości krytycznej hartowania v_k dla danej stali. Wynika to z konieczności przeciwdziałania powstawaniu nadmiernych naprężeń hartowniczych, które mogą spowodować pęknięcia dyskwalifikujące hartowane wyroby.

Hartowanie martenzytyczne zwykle (rys. 10.15a) polega na całkowitym chłodzeniu w jednym ośrodku, stale w gotowej formie wymaganej w tych warunkach obróbki w wodzie. Jest to najłatwiejszy sposób hartowania, ale wywołuje największe naprężenia hartownicze. Obniżenie naprężeń jest możliwe dzięki bardziej złożonym sposobom chłodzenia stosowanym przy hartowaniu, a mianowicie:

- stopniowym, polegającym na wytrzymaniu przedmiotu w ośrodku o temperaturze nieco wyższej od M_s przez czas potrzebny do wyrównania temperatury na przekroju przedmiotu i następnie ochłodzeniu w powietrzu przez zakres martenzytyczny, rys. 10.15b,
- w dwóch ośrodkach, najpierw intensywniej, a następnie łagodniej chłodzącym przez zakres martenzytyczny, rys. 10.15c,
- z podchłodzeniem z temperatury austenizacji, rys. 10.15d,



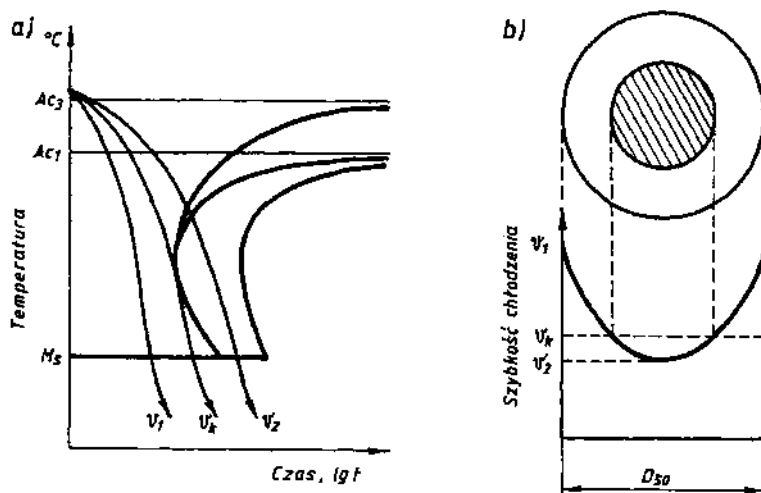
Rys. 10.15. Sposoby hartowania stali (schematycznie): a) hartowanie zwykłe martenzytyczne, b) hartowanie stopniowe, c) hartowanie przerywane, d) hartowanie z podchłodzeniem, e) hartowanie zwykłe bainityczne, f) hartowanie izotermiczne

- ci głym na bainit w przypadku stali stopowych bainitycznych, rys. 10.15e,
- izotermicznym na bainit, polegającym na szybkim ochłodzeniu stali w kąpieli solnej o temperaturze 250-350°C, wytrzymaniu przez czas potrzebny do pełnej przemiany austenitu w bainit dolny, a następnie ochłodzeniu w powietrzu, rys. 10.15f.

10.6. Hartowność stali

Stale w głowie można hartować tylko w przypadku małych przekrojów, ponieważ w większych przekrojach uzyskuje się strukturę martenzytyczną jedynie w warstwach powierzchniowych, których granic tworzą punkty przekroju chłodzone z szybkości równych krytycznej szybkości chłodzenia v_k , rys. 10.16. W obszarze przekroju położonym bliżej rdzenia przeta wystąpi oprócz martenzytu struktury niemartenzytyczne, jak bainit, perlit, ferryt. Cechą stali określającą zdolność do hartowania jest wielkość struktury martenzytycznej, którą jest hartowność. Stale w głowie są więc stalami o małej hartowności, w odróżnieniu od stali o dużej hartowności, które zapewniają strukturę martenzytyczną w dużych przekrojach przy małej szybkości chłodzenia.

Hartowność jest zależna od składu chemicznego stali, wielkości ziarna austenitu, jednorodności austenitu i obecności nierozpuszczonych cząstek innych faz. Węgler i dodatki stopowe (z wyjątkiem kobaltu) rozpuszczone



Rys. 10.16. Hartowność stali na tle wykresu CTP_C (a) oraz średnica krytyczna D_{50} (b) odpowiadająca wystąpieniu w osi przeta 50% martenzytu i 50% składników niemartenzytycznych, czyli struktury półmartenzytycznej

w austenicie zwi kszej hartowno , podobnie działaj wi ksze ziarna i jednorodno austenitu. Nerozpuszczone cz stki w glików, tlenków, azotków zmniejszaj hartowno .

Jako miar hartowno ci stosuje si rednic krytyczn D_K ; jest to rednica pr ta, w którym przy zahartowaniu w o rodku o okre lonej zdolno ci chłodz cej uzyskuje si w osi przekroju poprzecznego struktur o udziale martenzytu nie mniejszym ni 50%. Przy udziale 50% martenzytu oznacza si rednic krytyczn - D_{50} , a przy udziale 95% martenzytu - D_{95} . Przykładowe warto ci rednic krytycznych dla wybranych stali konstrukcyjnych przedstawiono w tablicy 10.2. Wynika st d, e wi kszy wpływ na warto D_K maj dodatki stopowe ni zawarto w gła, a ponadto ł czne oddziaływanie kilku składników stopowych jest silniejsze ni jednego wyst puj cego nawet w wi kszej ilo ci.

Tablica 10.2

Hartowno wybranych stali konstrukcyjnych

Oznaczenie gatunku stali	rednica krytyczna D_K			
	D_{50} [mm]	D_{95} [mm]	D_{50} [mm]	D_{95} [mm]
	dla warunków hartowania			
	w wodzie intensywnie mieszanej		w oleju intensywnie mieszanym	
35	10	—	—	—
45	15	5	5	—
55	20	10	10	—
40G	20	15	10	—
65, 75	25	10	15	—
85, 40S2	25	15	15	5
35G2	35	20	25	10
50G2	40	25	30	15
60S2	40	25	25	15
35H	55	35	35	15
50H	65	50	45	30
35HM	80	50	55	30
50HSA	90	60	65	40
35HG2	115	75	85	50
35HGS	120	80	90	55
45HNMFA	225	150	190	120
40HMF	285	180	225	160
ŁH15SG	—	—	—	ok. 50

Hartowność jest jedną z najważniejszych własności użytkowych stali, stanowi główne kryterium doboru stali konstrukcyjnych na cz. ci. maszyn ulepszanych cieplnie (hartowane i odpuszczane). Jeżeli dany element konstrukcyjny ze względu na wymagane własności mechaniczne musi być w stanie ulepszonym cieplnie, to należy tak dobrać materiał, aby największa rednica elementu była równa lub nieco mniejsza od rednicy krytycznej D_{95} - jeżeli wymagana jest granica sprężystości, lub D_{50} - jeżeli wymagany jest optymalny zespół własności mechanicznych.

10.7. Przemiany zahartowanej stali podczas nagrzewania

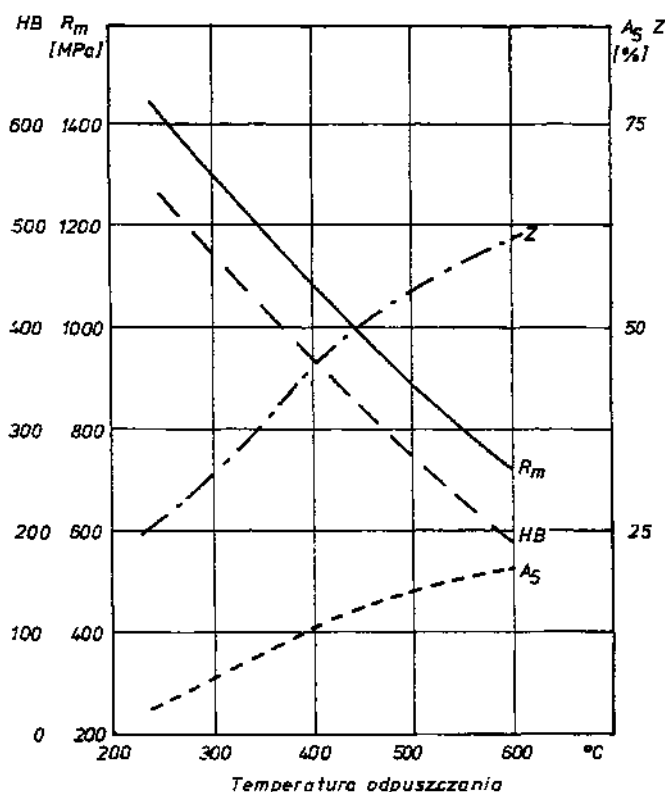
Martenzyt jest najważniejszą strukturą hartowania, jednak wykazuje oprócz podanej dużej twardości znaczne kruchości i naprężenia własne. Dla zmniejszenia kruchości i usunięcia naprężeń bezpo. rednio po hartowaniu konieczne jest odpuszczanie. Jest to operacja obróbki cieplnej polegająca na nagrzaniu i wygrzaniu zahartowanej stali w temperaturze poniżej A_{c1} oraz powolnym studzeniu, zwykle w powietrzu. Celem odpuszczania jest uzyskanie optymalnego zespołu własności odpuszczanego przedmiotu. Wybór temperatury odpuszczania zależy od wymaganych właściwości mechanicznych. Na rys. 10.17 przedstawiono zmiany własności mechanicznych stali gat. 45 hartowanej w wodzie i odpuszczonej w różnych temperaturach. Z wykresu wynika, że w miarę podwyższania temperatury odpuszczania obniżają się własności wytrzymałościowe i twardość, a wzrastają własności plastyczne.

Stale po zahartowaniu zależnie od zawartości węgla mają następujące struktury:

- do około 0,5% węgla - martenzyt,
- od ok. 0,5% do 0,76% węgla — martenzyt z austenitem szczątkowym,
- powyżej 0,76% węgla - martenzyt z austenitem szczątkowym i cementytem wtórnym.

Martenzyt i austenit szczątkowy są nietrwałymi (nierównowagowymi) składnikami struktury i podczas nagrzewania, dzięki uaktywnianiu dyfuzji ulegają przemianom przywracającym stan równowagi, czyli istnienie dwóch faz - ferrytu i cementytu. Zjawiska zachodzące podczas nagrzewania nietrwałych faz stali zahartowanych nazywa się ogólnie odpuszczaniem.

Przy nagrzewaniu stali zahartowanych w martenzycie najpierw nieznajnie przemieszczają się atomy węgla, tworząc skupienia, a potem wydzielania węgla z gliku elaza, zawierającego węgiel węgla ni cementytu. Stopniowo zanika tetragonalny martenzyt, obniżają się naprężenia, dzięki czemu austenit szczątkowy może się przemienić w martenzyt regularny. Ciągłe postępuje wydzielanie węgla z martenzytu - powstaje cementyt, a zanika węgiel. Zanikają naprężenia własne w sieci krystalicznej i martenzyt przekształca



Rys. 10.17. Własności mechaniczne stali 45 po odpuszczeniu w różnych temperaturach

si ostatecznie w mieszanin bardzo drobnego cementytu i ferrytu. Ferryt jednak e wykazuje jeszcze zgmiot b d cy konsekwencji przemiany martenzytycznej (zachodzącej poniżej temperatury rekrytalizacji stali) i podczas odpuszczania ulega rekrytalizacji, a równolegle cementyt - koagulacji. Zjawiska te odniesione do właściwych zakresów temperatur odpuszczania przedstawiono w tabl. 10.3.

Jak wynika z tabl. 10.3, stal redniow głowa odpuszczona do około 300°C uzyskuje struktur martenzytu regularnego z bardzo drobnymi, podmikroskopowymi czstkami w glików, którą nazywa się **martenzytem odpuszczonym**. Jako odrbny struktur po odpuszczeniu w temperaturze pomiędzy 300 a 400°C można wyróżnić **troostyt odpuszczania**, który jest mieszanin ferrytu i bardzo drobnych czstek cementytu. Odpuszczanie w wyższych temperaturach daje struktur **sorbitu**, który jest mieszanin bardzo drobnych kulistych czstek cementytu w osnowie ferrytu. Porównanie twardości struktur po odpuszczaniu stali w głowej, zawierającej 0,6% węgla, a w różnych zakresach temperatur przedstawiono w tablicy 10.4.

Tablica 10.3

Zjawiska zachodzące przy odpuszczaniu stali w głowach zawierających od około 0,6 do 0,76% węgla

Temperatura °C	Rodzaj odpuszczania	Przemiany			Powstająca struktura
		osnowy martenzytycznej	austenitu szczytkowego	w glików	
Ac ₁ 700		Ferryt ziarnisty			Sferoidyt (skoagutowany cementyt kulkowy w osnowie ferrytu)
650					
600	wysokie	Rekrytalizacja ferrytu (przebudowa iglastej struktury pomartenzytycznej w ziarnisty)		Koagulacja i sferoidy - zaczeka stek Fe ₃ C	
550					
500					Sorbit (bardzo drobne kuliste czstki Fe ₃ C w osnowie ferrytu)
450					
400	rednie	zanik przesycenia		Rozpuszczanie oraz wydzielanie Fe ₃ C przemiana w glik na Fe ₃ C	
350					Martenzyt regularny z podmikroskopowymi czstkami w glików
300					
250	niskie	Martenzyt regularny	Przemiana na martenzyt regularny	Metastabilny w glik	Martenzyt regularny z małą ilości austenitu szczytkowego i podmikroskopowymi czstkami w glik
200					
150		Wydzielanie w glik z martenzytu tetragonalnego i przemiana na martenzyt regularny	W glik ¹		Martenzyt tetragonalny i regularny z austenitem szczytkowym i podmikroskopowymi czstkami w glik
100					
50					Martenzyt tetragonalny z austenitem szczytkowym
0					

UWAGA: Struktura po hartowaniu - martenzyt tetragonalny z austenitem szczytkowym.

¹ W glikowi elaza odpowiada wzór Fe₂C do Fe_{2,4}C

Tablica 10.4

Porównanie twardości struktur odpuszczania stali w głowiej
o zawartości 0,6% węgla

Struktura	Zakres temperatur powstania [°C]	Twardość		
		HB	HV	HRC
martenzyt odpuszczony	80 - 300	650 - 500	800 - 700	63 - 52
troostyt odpuszczania	300 - 400	ok. 450	ok. 650	ok. 48
sorbit	500 - 680	400 - 250	400 - 250	—

10.8. Rodzaje odpuszczania

Zależnie od stosowanej temperatury rozróżnia się odpuszczanie niskie, średnie i wysokie.

Odpuszczanie niskie (temperatura 150 - 250°C) przeprowadza się w celu zmniejszenia naprężeń hartowniczych przy zachowaniu jak najwyższej twardości i odporności na ścieranie. Stosuje się do narzędzi ze stali węglistych, jak: wiertła, frezy, gwintowniki, małe matryce, wykrojniki.

Odpuszczanie średnie (temperatura 250 - 500°C) ma na celu uzyskanie jak najwyższej granicy sprężystości oraz wytrzymałości na rozciąganie przy zadowalającej plastyczności. W zakresie od 400°C odpuszcza się sprężyny o prostych kształtach ze stali węglowych, pracujące pod obciążeniem statycznym. W zakresie temperatur 400 - 500°C odpuszcza się części maszyn, które oprócz dużej wytrzymałości muszą mieć dużą odporność na uderzenia: silnie obciążone sprężyny, resory, młotki pneumatyczne.

Odpuszczanie wysokie (temperatura 500 - A_{c1}) ma na celu uzyskanie optymalnego zespołu własności mechanicznych, wysokiej wytrzymałości i plastyczności oraz wytrzymałości zmęczeniowej. Operacja obróbki cieplnej będąca połączeniem hartowania i odpuszczania wysokiego nazywa się **ulepszaniem cieplnym**. Ulepszanie cieplne stosuje się do wielu części maszyn, gdy inne sposoby, jak normalizowanie, nie zapewniają potrzebnej wytrzymałości i ciągliwości. Ze stali węglowych ulepszanych cieplnie wytwarza się części maszyn o prostym kształcie i przekroju do 25 mm, jak: tuleje, osie, sworznie.

Obróbka cieplna - przesycanie i starzenie

Zgodnie z PN-93/H-01200 przesycanie definiuje się jako operację obróbki cieplnej, polegającą na wygrzaniu wsadu w temperaturze wyższej od temperatury granicznej rozpuszczalności i następnym oziębieniu z szybkością nie pozwalającą na ponowne wydzielenie się rozpuszczonego składnika z roztworu, w celu otrzymania w temperaturze otoczenia roztworu stałego w stanie metastabilnym.

Starzenie to wytrzymanie uprzednio przesyconego wsadu w temperaturze nie wyższej od temperatury granicznej rozpuszczalności (zwykle 200 - 250°C w celu wydzielania w odpowiednim stopniu dyspersji fazy lub faz białych związkiem dzymetalicznym lub chemicznym składników tworzących osnowę w stanie przesyconym.

Przesycanie i następnie po nim starzenie określa się nazwą **utwardzania wydzieleniowego** (dyspersyjnego). Ta obróbka cieplna stosuje się do stopów nieelastycznych, głównie aluminium (rozdz. 14.3). Stopy elasta w zasadzie nie poddaje się utwardzaniu dyspersyjnemu, jedynie stale stopowe austenityczne przesyca się w celu polepszenia odporności na korozję (rozdz. 114).

Samorzutne procesy wydzielania, czyli starzenie, w pewnych przypadkach są niekorzystne. Dotyczy to stali niskowęglowych przeznaczonych do głębokiego tłoczenia oraz stali kotłowych, w których strukturze występuje przesycony ferryt. Przesycenie ferrytu jest konsekwencją szybkości chłodzenia stosowanych w zabiegach technologicznych, uniemożliwiających w niskich temperaturach osiągnięcie stanu równowagi. W warunkach pracy stali kotłowych przy podwyższonych temperaturach, lub w długim czasie składowania blach do głębokiego tłoczenia, z przesyconego ferrytu wydzielą się nadmiar węgla w postaci cementytu trzeciorzędowego na granicach ziarn, wywołując zmniejszenie plastyczności, wzrost twardości i kruchości. Zjawisko to jest jeszcze pogłębiane w stalach nieuspokojonych gdzie ferryt jest także przesycony azotem, wydzielającym się w postaci azotków. Staranne odazotowanie i odutlenienie stali podczas wytopu ogranicza niekorzystne skutki starzenia, a takie stale określa się jako niestarczające lub stabilizowane.

11. OBRÓBKA CIEPLNO-CHEMICZNA

11.1. Podstawy obróbki cieplno-chemicznej

Obróbka cieplno-chemiczna jest zabiegiem cieplnym lub zespołem takich zabiegów dla uzyskania zmiany składu chemicznego w zewnętrznej warstwie materiału obrabianego. Polega ona na nasyceniu powierzchni innymi pierwiastkami z wykorzystaniem dyfuzji atomów aktywowanych cieplnie. Czynnikiem decydującym o wynikach obróbki cieplno-chemicznej są - temperatura, czas i różnica stężeń pierwiastka dyfundującego w materiale obrabianym (podłożu) i o rodzaju nasycającym, którym najczęściej jest odpowiednia kąpiel lub atmosfera aktywna.

Zadaniem obróbki cieplno-chemicznej jest uzyskanie na powierzchni materiału odmiennych właściwości w rdzeniu. Najczęściej osiąga się w jej wyniku podwyższenie twardości, odporności na ścieranie z zachowaniem ciągliwości i wytrzymałego rdzenia, albo zwiększenie odporności korozyjnej obrabianego przedmiotu. Ze względu na zmiany właściwości w warstwie zewnętrznej zabiegi obróbki cieplno-chemicznej zalicza się do **obróbki powierzchniowej**.

Do najczęściej stosowanych zabiegów obróbki cieplno-chemicznej zalicza się **namaganie, azotowanie, węglastowanie i azotowanie** (tj. równoczesne nasycanie w węglem i azotem), **krzemowanie**, także **metalizowanie dyfuzyjne** (aluminowanie, chromowanie, cynkowanie) i inne.

Dla umożliwienia zachodzenia procesów obróbki cieplno-chemicznej powinny być spełnione następujące warunki:

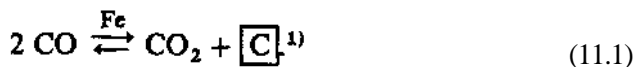
- ośrodek czynny musi wytwarzać **aktywne wolne atomy** (określane także jako atomy "in statu nascendi"), powstające w wyniku reakcji zachodzących w ośrodku, albo na jego granicy z materiałem obrabianym,
- powierzchnia materiału musi **adsorbować** wolne atomy,
- atomy zaadsorbowane powierzchniowo muszą **dyfundować** w głąb materiału obrabianego i tworzyć z podłożem roztwór stały.

Wytwarzanie atomów czynnych może być wynikiem:

- **dysocjacji cieplnej** gazów wchodzących w skład ośrodka czynnego,
- **reakcji podwójnej wymiany** między atmosferą (tj. ośrodkiem czynnym), która zawiera pierwiastek mający dyfundować, a powierzchnią metalu obrabianego.

Przykładami dysocjacji cieplnej są ;

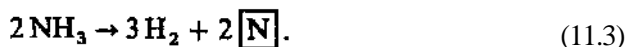
- rozkład tlenku węgla w obecności elaza działającego katalitycznie



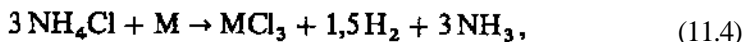
- rozkład metanu



- rozkład amoniaku



Reakcja podwójnej wymiany zachodzi w pojemniku zamkniętym (mufla), który składa się z mieszaniny salmiaku (NH_4Cl) i rozdrobnionego metalu (M), tworzącego łatwo parującą chlorkę oraz przedmiotu stalowego. W wyniku reakcji między salmiakiem i metalem M, zachodzącej w wysokiej temperaturze, powstają chlorki:



które reagują z powierzchnią przedmiotu

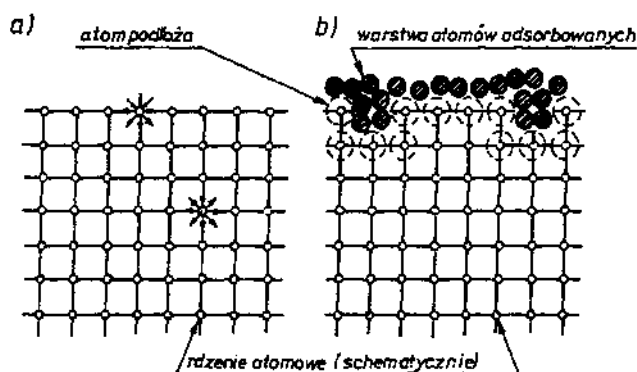


wytwarzając wolne atomy metalu $[\text{M}]$ i gazowy chlorek elaza. Gazy powstające podczas reakcji (11.4) i (11.5) są odprowadzane na zewnątrz mufla, zaś wolne atomy $[\text{M}]$ adsorbują powierzchnią przedmiotu stalowego.

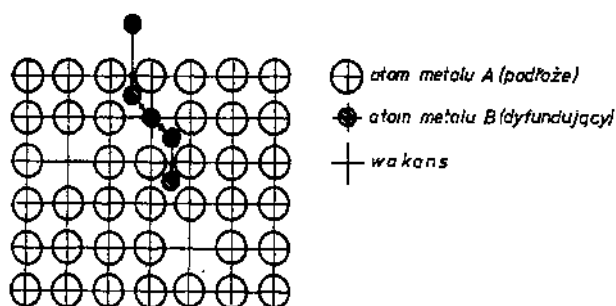
Adsorpcja polega na przyłączaniu i przylgnięciu „adsorbatu” (wolnych atomów) przez powierzchnię „adsorbenta”, a także na pochłanianiu atomów, a nawet cząstek adsorbatu przez szczeliny adsorbenta. Zjawiska te powodują siły powierzchniowe adsorbenta, które skierowane są do jego wnętrza (rys. 11.1a). Wychwytywane atomy adsorbatu - (rys. 11.1b), a im są one mniejsze i lżejsze, tym silniej wiążą się z adsorbentem.

Jeżeli adsorbat tworzy z metalem adsorbenta roztwory stałe, następuje **dyfuzja** atomów przylgniętych na powierzchni w głąb podłoża. Konieczne jest jednak do tego **aktywowanie cieplne** atomów układu, aby nastąpiło wnikanie atomów obcych, które przez przestrzeń międzywęzłową (rys. 11.2) zajmują puste węzły (wakansy), migrując dalej w głąb sieci podłoża. Wszelkie zaburzenia w sieci krystalicznej podłoża, (zgrupowania defektów, granice ziarn) oraz przemiany fazowe, sprzyjają dyfuzji. Najlepszym tego dowodem jest znacznie szybsza dyfuzja atomów obcych w materiale drobnoziarnistym, niż w gruboziarnistym. Najbardziej powolna dyfuzja przebiega w monokrystalicznych materiałach.

¹⁾ W ramach $[\text{C}]$ to wolne atomy (lub "in statu nascendi"), powstające przy odpowiednich reakcjach.



Rys. 11.1. Adsorpcja powierzchniowa: a) schemat sił powierzchniowych powodujących adsorpcję atomów, b) warstwa atomów adsorbowanych



Rys. 11.2. Dyfuzja pierwiastka B przez metal A i wakansy

Prędkość migracji atomów najczęściej zależy od temperatury podłoża, a więc od stopnia aktywacji.

Wielkością fizyczną, która charakteryzuje dyfuzję, jest współczynnik dyfuzji D . Rozróżnia się przy tym współczynnik samodyfuzji, to jest dyfuzji atomów występujących w sieci podłoża, oraz współczynnik heterodyfuzji, czyli dyfuzji atomów obcych, na przykład atomów węgla w sieci krystalicznej żelaza, czy azotu w sieci tytanu itp. Dla obróbki cieplno-chemicznej istotne są wartości współczynników dyfuzji jednego pierwiastka w drugim (heterodyfuzji), które podają tabele w specjalistycznych publikacjach.

Wartość współczynnika heterodyfuzji D zależy od wielu czynników, z których najważniejsza jest temperatura, co ujmuje zależność Arrheniusa:

$$D = D_0 \exp \left(\frac{-Q}{RT} \right) \quad (11.6)$$

gdzie: D_0 - stała dyfuzji zależna od rodzaju podłoża i pierwiastka dyfundującego,
 Q - energia (entalpia) aktywacji,
 R - stała gazowa ($R = 8314 \text{ [J/mol} \cdot \text{K]}$),
 T - temperatura w skali bezwzględnej.

11.2. Nawglanie

Nawglanie polega na nasyceniu warstwy powierzchniowej stali technicznej lub niskowęglowej stali węglem, który wydziela się z odpowiedniego rodzaju stopu, a proces przeprowadza się w wysokiej temperaturze, umożliwiając aktywację ciepłotę atomów węgla. Celem nawglania jest zwiększenie zawartości węgla na powierzchni obrabianego elementu i w ten sposób podwyższenie twardości i odporności na ścieranie. Należy jednak podkreślić, że samo podwyższenie zawartości węgla na powierzchni powoduje stosunkowo małe zmiany twardości w porównaniu z twardością rdzenia, dopiero późniejsze hartowanie pozwala na osiągnięcie twardości powierzchniowej HRC = 55 do 62, przy dużej plastyczności rdzenia.

Zabieg nawglania stali przeprowadza się z reguły w zakresie istnienia austenitu, czyli powyżej A_{c3} , a praktycznie w przedziale od 850 do 950°C, zależnie od zawartości węgla w stali, z której wytworzono element. Z zasady winna to być stal wyszej jakości. Zresztą istnieje w stalach kontrakcyjnych — zarówno w węglowych jak i stopowych — grupa „stali do nawglania”, o największej zawartości węgla $c_0 = 0,25\% \text{ C}$.

Grubość warstwy nawglonej praktycznie wynosi około 1 mm, w większej grubości dopuszcza się tylko w przypadkach wyjątkowych. Jest to jednak techniczna granica nawglania, to znaczy dla zawartości węgla przekraczającej $c = 0,5\% \text{ C}$. Całkowita grubość nawglania x_c jest o wiele większa, a można ją określić za pomocą zależności

$$x_c = 2\sqrt{2Dt} \quad [\text{mm}] \quad (11.7)$$

gdzie: D - współczynnik dyfuzji węgla w stali [cm^2/s],
 t — czas nawglania [s].

Szczegółowe wartości współczynników dyfuzji węgla w stalach w węglowych i stopowych podają odpowiednie tabele. Dla stali w węglowych można jednak wykorzystać wzór:

$$D = 0,092(1 + 2,7c_0)^{\frac{-13400}{T}} \quad (11.8)$$

gdzie: c_0 - zawartość węgla w stali,
 T - temperatura nawglania w skali bezwzględnej.

Całkowita głębokość nawglania obejmuje cały obszar, gdzie nastąpiło wzbogacenie stali w węgiel, a więc strefę nadeutektoidalną, eutektoidalną i podeutektoidalną. Na samej powierzchni można teoretycznie osiągnąć stężenie węgla c_i , określone punktem przecięcia na wykresie równowagi Fe-Fe₃C izotermę temperatury nawglania T_c z krzywą A_{cm} (SE). Przy stosowaniu obecnych rodków nawglających zawartość węgla na powierzchni przedmiotu nawglania jest jednak z reguły mniejsza od c_i , a nie powinna przekraczać $c_i = 1$ do 1,1% C, gdyż powyżej może powstać bardzo niekorzystna siatka węglików, która wzmaga kruchość warstwy nawglanej.

Po zahartowaniu tylko czarna warstwa nawglonej uzyska znaczniejsze zwiększenie twardości, mianowicie strefa nadeutektoidalna, eutektoidalna oraz podeutektoidalna zawierająca więcej niż 0,5% C. Warstwę taką określa się jako **techniczną warstwę nawglania** i jej głębokość (x_t) obejmuje od 0,3 do 0,4 całkowitej głębokości nawglania. Po uwzględnieniu tego we wzorze (7):

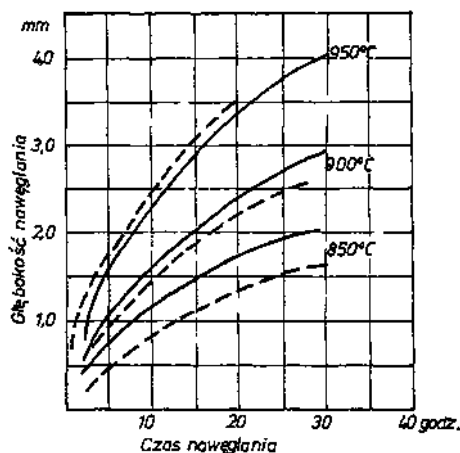
$$x_t = (0,3 \text{ do } 0,4) x_c = (0,6 \text{ do } 0,8) \sqrt{2Dt} \quad (11.9)$$

Strefa podeutektoidalna winna być jednak możliwie szeroka, gdyż to zapewnia łagodne przejście od wysokiej zawartości węgla na powierzchni - do rdzenia ubogiego w węgiel, a w dalszym ciągu zabezpiecza przed wytworzeniem zbyt wielkich naprężeń hartowniczych, powodujących niebezpieczeństwo wytworzenia pęknięć hartowniczych.

Głębokość nawglania zależy od temperatury i czasu zabiegu (rys. 11.3), jednak korzystniej jest regulować ją przez zmienianie czasu.

Podniesienie temperatury nawglania wprowadzi wybitnie skraca czas zabiegu, ale silnie zwiększa zawartość węgla w strefie przypowierzchniowej.

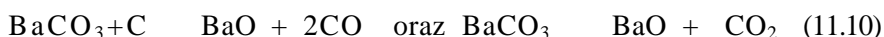
Tradycyjnym ośrodkiem nawglającym, stosowanym jeszcze w przemyśle, a szeroko wykorzystywanym przez rzemieślników, są proszki składające się z węgla drzewnego (bukowego, grabowego, brzoźowego itp.) o ziarnistości 2 do 5 mm z dodatkiem 10 do 40% aktyuatorów, najczęściej węgla — sodu (Na₂CO₃) lub baru (BaCO₃). Proszki takie wytwarzane są przez wyspecjalizowane zakłady i gotowe dostępne w handlu.



Rys. 11.3. Wpływ czasu i temperatury nawglania oraz ośrodka nawglającego (— proszku, --- gazu ziemnego) na techniczną głębokość nawglania

Przedmioty przeznaczona do naw glania musz mie powierzchnie metalicznej czyste, tj. pozbawione warstwy tlenków, smaru, czy farby. Ładuje si je do skrzynek aroodpornych i obsypuje proszkiem, skrzynki szczelnie zamyka, uszczelnia glin i suszy. Tak przygotowane skrzynki wygrzewa si w odpowiedni temperaturze, a gł boko naw glania zale y od czasu, który jednak zale y te od wielko ci skrzynki, bo proszek jest o rodkiem trudno nagrzewaj cym si .

W skrzynce w giel cz ciowo spala si kosztem tlenu zawartego w porach proszku i w wyniku powstaje mieszanina tlenków w gla, z której wydzielaj si atomy w gla czynnego według reakcji (11.1). W glany rozkładaj si , wzbogacaj c atmosfer wewn trz skrzynki w tlenki w gla:



Szczelne zamkni cie skrzynki nie pozwala na wnikanie powietrza atmosferycznego, a wi c jest ona generatorem atmosfery naw glaj cej.

Naw glanie w proszkach jest bardzo proste, jednak przy zastosowaniu tej metody nie mo na regulowa składu chemicznego atmosfery wewn trznej w skrzynce, co utrudnia kierowanie procesami tego zabiegu cieplno-chemicznego. Ponadto konieczno nagrzewania skrzynek przedłu a, niekiedy nawet znacznie czas naw glania. Wad tych nie wykazuje bardziej nowoczesna metoda **naw glania gazowego**.

Jako atmosfery naw glaj ce przy naw glaniu gazowym stosowane s gazy - wietlny, koksowniczy, ziemny, butan, propan, pary benzolu i nafty, gazy z pirolizy alkoholów, w glowodorów ci kich, jak równie mieszaniny tych gazów z powietrzem i amoniakiem itp. Najaktywniejszym składnikiem jest metan, który ulega dysocjacji cieplnej według równania (11.2).

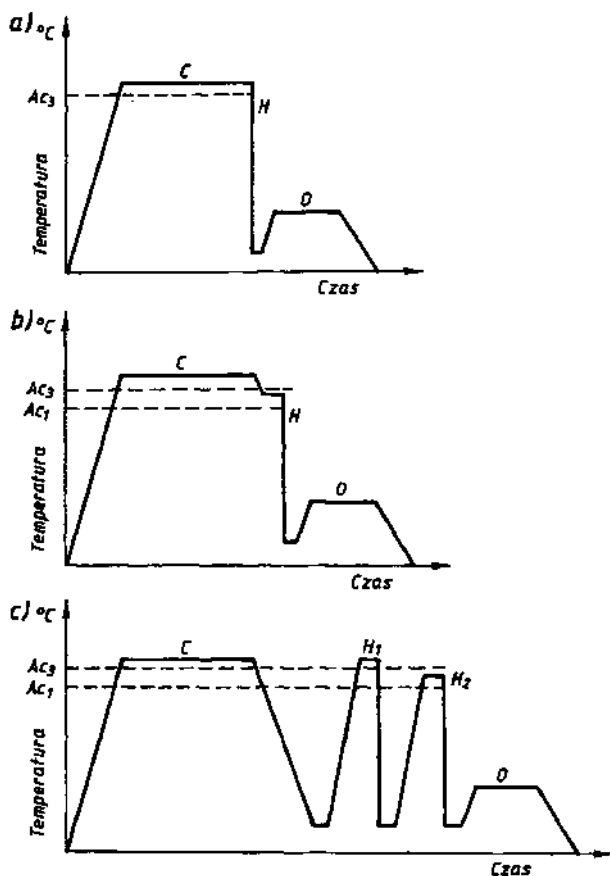
Rozkład metanu jest bardzo szybki, gdy na przykład w temperaturze 850°C stan równowagi wyst puje w mieszaninie 98,4% H_2 oraz 1,6% CH_4 . A eby wi c nie nast powało wydzielanie sadzy na powierzchni przedmiotu naw glanego, gdy utrudnia ona bezpo redni kontakt atmosfery z powierzchnią obrabian , konieczne jest ograniczenie zawarto ci metanu do 10%. Z tego te powodu przy przygotowaniu gazowych atmosfer naw glaj cych stosuje si cz ciowe spalanie, krakowanie czy piroliz gazów palnych i nast pnie ewentualnie wzbogaca si je w w glowodory.

Na przykład atmosfera naw glaj ca uzyskana po cz ciowym spalaniu gazu ziemnego składa si z 8 do 10% ($\text{CH}_4 + \text{C}_2\text{H}_6$), 18% CO , 36% H_2 i reszty N_2 . Gaz koksowniczy i wietlny nadaj si bezpo rednio do naw glania, chocia znaczna ilo w glowodorów nienasyconych pogarsza ich przydatno , gdy powoduj one przy du ych st eniach wytwarzanie warstwy koksiku. Składy chemiczne tych gazów zawieraj si w zakresach: 10 do 25% ($\text{CH}_4 + \text{C}_2\text{H}_6$), 10 do 12% w glowodorów nienasyconych (C_nH_{2n}), 10 do 17% CO , 6 do 8% CO_2 , 20 do 30% H_2 i reszta N_2 . Wykorzystuje si tak e mieszaniny gazów wytworzone w specjalnych generatorach.

Przy naw ganiu gazowym oprócz temperatury i czasu naw glania bardzo istotnym parametrem jest **nat enie przepływu** gazu naw glaj cego dostarczanego do komory pieca. Dobiera si je do wiadczałnie w zale no ci od wielko ci powierzchni naw glanej.

Obróbka cieplna po naw glaniu

Obróbka cieplna cz ci naw glonych umo liwia uzyskanie wła ciwych efektów obróbki, czyli wysokiej twardo ci na powierzchni i dobrej udarno ci w rdzeniu, przy mo liwie wysokiej wytrzymało ci. Zabiegi cieplne po naw - laniu obejmuj zawsze hartowanie i odpuszczanie, niekiedy tak e wy arzanie normalizuj ce. Temperatury hartowania mo na dobiera w zale no ci od zamierzonego celu; temperatura normalizowania zbli ona jest do temperatury naw glania, a odpuszczanie niskie przeprowadza si w zakresie 150 do 200°C



Rys. 11.4. Przykłady sposobów obróbki cieplnej po naw glaniu: a) hartowanie bezpodgrzewania z temperatury naw glania, b) hartowanie z podchłodzeniem, c) hartowanie podwójne; C — naw glanie, H — hartowanie, O — odpuszczanie

Hartowanie po naw głaniu ma cz sto szersze zadanie: nie tylko uzyskanie wysokiej twardo ci na powierzchni i dobrych własno ci wytrzymało ciowych w rdzeniu, ale tak e osi gni cie drobnoziarnistej struktury w całym przekroju. Osi ga si to przez zastosowanie odpowiedniego cyklu zabiegów cieplnych hartowania, albo normalizowania i hartowania.

Je eli po naw głaniu wymaga si tylko wysokiej twardo ci na powierzchni, bez szczególnych wymaga co do udarno ci rdzenia, stosuje si hartowanie bezpo rednie z temperatury naw głania - rys. 11.4a. Osi ga si wówczas w całym przekroju martenzyt gruboiglasty, a w technicznej strefie naw głania (do 0,5% C) tak e austenit szcz tkowy. Siatka w glików nie powstaje, poniewa temperatura, z której hartuje si , jest wy sza od A_{cm} . Powstaj jednak zarówno na skutek wysokiej temperatury hartowania, jak i ró nic zawarto ci w gla w przekroju znaczne napr enia, mog ce spowodowa p kni cia. Wprawdzie przeprowadzone pó niej odpuszczanie niskie zmniejsza te napr enia hartownicze, a tak e wpływa w pewnym stopniu na ilo austenitu szcz tkowego, jednak e ryzyka p kni usun ju nie mo e.

Hartowanie z podchłodzeniem - rys. 11.4b, polega na obni eniu temperatury z temperatury naw głania do nieco powy ej A_{c1} z której przedmiot hartuje si . Przeciwdziała to powstawaniu napr e hartowniczych, jednak e w przypadku zbyt długiego wytrzymywania w temperaturze podchłodzenia istnieje niebezpiecze stwo wytworzenia si niepo danej siatki w glików w strefie nadeutektoidalnej. Ponadto w całym przekroju wyst puje martenzyt podobnie jak po hartowaniu bezpo rednim.

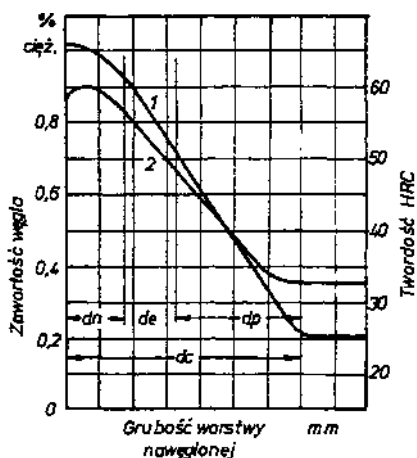
Podkre li trzeba, e te sposoby s najta sze i przy produkcji masowej preferowane. Prace w tym kierunku doprowadziły do wytworzenia drobnoziarnistych stali do naw głania, nie wykazuj cych skłonno ci do rozrostu ziarn austenitu podczas naw głania. Najogólniej s to stale stopowe o nieco wy szych zawarto ciach w gla, dochodz cych do 0,28% C, ponadto odtlenione dodatkiem aluminium. Pierwiastek ten wyst puje w tych stalach w ilo ci od 0,02 do 0,05%, tworzc drobnodispersyjne azotki aluminium, hamuj ce rozrost ziarn austenitu. Dodatkami stopowymi s Cr + Mo, albo Cr + Ni + Mo, jednak e ilo chromu obni ono do ok. 0,8% Cr, za niklu do max. 1,5% Ni, za molibden wyst puje w ilo ci do 0,5% Mo. Charakterystyczny jest dodatek molibdenu, wpływaj cy korzystnie na hartowno , a nie ulegaj cy szkodliwemu utlenianiu wewn trznemu (jak Cr).

W konwencjonalnych stalach do naw głania dla usuni cia gruboziarnisto ci, wyniku długotrwałego działania wysokiej temperatury naw głania, wykorzystuje si przemian alotropow przy nagrzewaniu stali, nawet z zastosowaniem wy arzania normalizuj cego. Powolne chłodzenie, a nawet pó niejsze normalizowanie przedmiotu naw glanego powoduje powstawanie siatki w glików wtórnych w strefie nadeutektoidalnej, która jest niedopuszczalna w gotowym wyrobie. Dla jej usuni cia stosuje si hartowanie podwójne

daj ce najkorzystniejsze struktury i własno ci mechaniczne elementów naw g lonych. Wyró nia si nast puj ce etapy tej operacji (rys. 11.4c):

- 1) ochłodzenie z dowoln pr dko ci z temperatury naw glania do temperatury otoczenia, po czym mo na zastosowa wy arzanie normalizuj ce,
- 2) hartowanie I (dla rdzenia), polega na nagrzanu przedmiotu do temperatury naw glania i szybkim ochłodzeniu w wodzie lub oleju,
- 3) hartowanie II (dla warstwy naw glonej), nagrzewanie do temperatury nieco powy ej Ac_1 i ochłodzenie w wodzie lub oleju,
- 4) odpuszczanie niskie.

W czasie hartowania I w rdzeniu powstaje drobnoiglasty martenzyt niskow g lowy, a w strefie naw glonej gruboiglasty z austenitem szcz tkowym, lecz bez siatki w glików. Hartowanie II powoduje powstanie drobnoiglastego martenzytu oraz w glików w obszarze nadeutektoidalnym.



Rys. 11.5. Porównanie rozmieszczenia C (1) po naw glaniu i rozkładu twardo ci (2) po naw glaniu i hartowaniu; d_n — strefa nadeutektoidalna, d_e — strefa eutektoidalna, d_p — strefa padeutektoidalna, d_c — całkowita grubość warstwy naw glonej

szczeniem w gla — rys. 11.5, mo e by wi c pomocny przy ustalaniu technicznej warstwy naw glanej, obejmuj cej jednak tylko stref nadeutektoidaln i eutektoidaln , a wi c mniejsz , ni podaje to zale no (11.9). Po zahartowaniu twardo tej warstwy mie ci si w zakresie (0,9 do 1) HV_{max} — tj. najwi kszej twardo ci uzyskanej na powierzchni.

Naw glanie jest zabiegiem cieplno-chemicznym stosowanym najcz ciej w budowie maszyn.

Ostatni opisany cykl cieplny daje wprawdzie najlepsze struktury, gwarantuj ce najkorzystniejsze własno ci mechaniczne, jednak e jest on skomplikowany i przez to kosztowny. Stosuje si go na elementy bardzo odpowiedzialne, jednak e produkowane jednostkowo lub w niezbyt wielkich seriach.

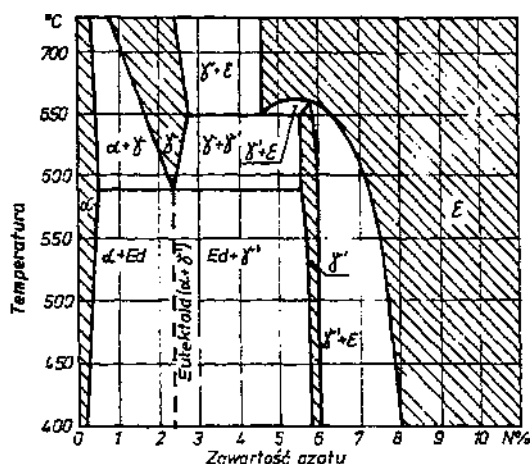
Podkre li nale y, e **zawsze** po przeprowadzonym hartowaniu elementów naw g lonych stosuje si **odpuszczanie niskie**.

Przedstawione przykłady zabiegów cieplnych po naw glaniu nie wyczerpuj cao ci wykorzystywanych cykli cieplnych, ale mog by uznane za najbardziej charakterystyczne.

Rozkład twardo ci na przekroju po naw glaniu oraz hartowaniu (i ewentualnie odpuszczaniu) wykazuje dosy dobr zgodno z rozmie-

11.3. Azotowanie

Azotowanie polega na nasycaniu warstwy powierzchniowej stali lub eliw azotem atomowym. O rodkim czynnym jest najcz. ciejsz dysocjowany amoniak. Po jego cz. ciowym rozpadzie cieplnym, wedlug reakcji 11.3, atmosfera czynna sklada si. z amoniaku, wodoru cz. steczkowego i azotu atomowego ($\text{NH}_3 + 2\text{H}_2 + \text{N}$). Zaleca si. takie prowadzenie procesu (reguluj c wielko przeplywu amoniaku przez przestrze azotuj c), aby stopie dysocjacji amoniaku mie cił si. w zakresie od 20 do 45%, co przy ci. nieniu atmosferycznym odpowiada temperaturze od 500 do 600°C.



Rys. 11.6. Dwuskładnikowy wykres równowagi Fe-N

Wykres równowagi Fe-N - rys. 11.6 - jest bardzo podobny do wykresu równowagi Fe-Fe₃C i tak e jest znany tylko cz ciowo. Dla uproszczenia opisu zostan przedstawione analogie struktur i przemian w obu wykresach.

Ferrytowi (w głowemu) odpowiada **nitroferryt** (faza γ'), za austenitowi - **nitroaustenit** (faza γ); s to roztwory stałe graniczne między nimi. Z fazami dzymetalicznymi — cementytowi odpowiada azotek Fe_4N (faza δ'), a dla azotka Fe_2N (faza δ) brak analogii w układzie Fe-Fe₃C, rozszerzając go jednak dalej analogicznie można znaleźć dla węgla gliku Fe_2C . Temperatura przemiany eutektoidalnej na wykresie Fe-N jest znacznie niższa i wynosi 591°C. Powstający w tej temperaturze eutektoid o zawartości około 2% N nosi nazwę **braunitu** i odpowiada perlitowi.

W zależności od temperatury azotowania elazma może wytworzyć się na powierzchni przedmiotu warstwa azotków z nitroferrytem, leczym gęściej - struktury takie powstają poniżej przemiany eutektoidalnej — albo

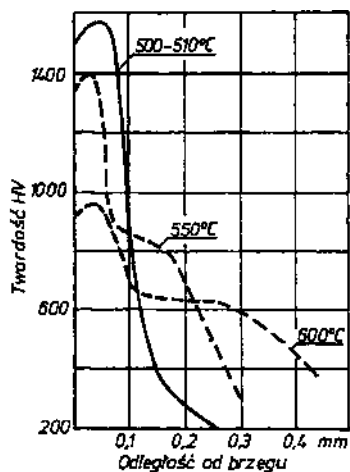
nitroaustenit z kolejnymi warstwami obu azotków (' i) — przy temperaturze powyżej przemiany eutektoidalnej. Podczas chłodzenia nitroaustenit przemienia się w braunit.

Azotowanie przeprowadza się dla stali w głowach i stopowych oraz dla eliwa. Dla stali w głowach twardość uzyskane nie przekraczają $HV = 1100$, co odpowiada twardości azotka Fe_4N . W stalach stopowych ze składnikami tworzącymi azotki (Cr, Al i Mo) osiąga się twardość znacznie większą, bo osiąga się $HV = 1550$.

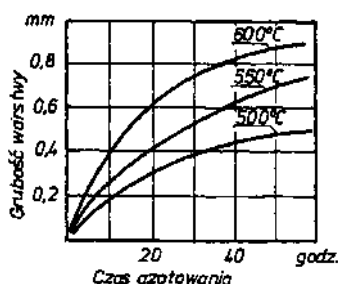
Twardość uzyskana na powierzchni bezpośrednio po azotowaniu jest dostateczna i z tego powodu nie stosuje się żadnej dodatkowej obróbki cieplnej. Hartowanie byłoby nawet wręcz szkodliwe, gdy zmiany objętości w czasie przemian alotropowych powodowałyby pęknięcie warstw azotków na powierzchni przedmiotu. Dla zapewnienia rdzeniowi odpowiednich własności mechanicznych stosuje się **przed azotowaniem ulepszenie cieplne**.

Azotowanie przeprowadza się w piecach ze szczelnymi muflami, do których dostarcza się z butli gazowy amoniak. Stopień dysocjacji amoniaku zależy od temperatury procesu i winien mieć się w podanym wcześniej zakresie 20 do 45%.

W zależności od właściwości, które chce się uzyskać, rozróżnia się azotowanie utwardzające, krótkotrwałe i antykorozyjne. Każde z nich charakteryzuje się odpowiednimi parametrami obróbki cieplno-chemicznej, które umożliwiają osiągnięcie danych właściwości.



Rys. 11.7. Twardość stref dyfuzyjnych po azotowaniu stali w różnych temperaturach



Rys. 11.8. Grubość warstwy dyfuzyjnej po azotowaniu stali w zależności od czasu i temperatury procesu

Azotowanie utwardzające przeprowadza się w temperaturze 480 do 560°C w czasie od kilkudziesięciu do 100 godzin, zależnie od wymaganej grubości warstwy dyfuzyjnej (rys. 11.7 i 11.8). Twardości uzyskane na powierzchni przekraczają $HV = 1100$ i są o około 50% większe niż dla wysokowęgłowego martenzytu. Twardość ta wybitnie polepsza odporność na ścieranie i w tym celu głównie stosuje się opisane zabiegi.

Azotowanie utwardzające przeprowadza się na stalach stopowych, przede wszystkim stalach Cr-Al i Cr-Al-Mo do azotowania oraz szybkościenne. Przed azotowaniem stosuje się dla stali do azotowania ulepszenie cieplne, dla osi o wysokiej wytrzymałości rdzenia, zaś dla szybkościennych hartowanie i odpuszczanie, dające twardość narzędzi. Należy przy tym zaznaczyć, że odpuszczanie musi być przeprowadzone w temperaturze wyższej jak poprzednie azotowanie.

Azotowanie utwardzające wykorzystuje się dla części maszyn charakteryzujących się wysokimi wymogami przeciwnymi, dla narzędzi pomiarowych oraz skrawających o wymaganym długim okresie pracy.

Azotowanie krótkotrwałe prowadzi się w temperaturze nieco niższej od przemiany eutektoidalnej na wykresie równowagi Fe-N (rys. 11.6) przez czas krótki, bo 1 do 2 godzin. Jego wynikiem jest wytworzenie na powierzchni tylko nitroferytu, charakteryzującego się wewnętrznymi naprężeniami ścisającymi. Naprężenia te powodują podwyższenie odporności na zmęczenie, co jest korzystne dla części maszyn w ten sposób pracujących, a wykonanych zarówno ze stali węgłowych, jak i konstrukcyjnych stopowych. Przed azotowaniem muszą być wykonane wszystkie zabiegi cieplne dla osi o odpowiednich własnościach mechanicznych rdzenia (R_m , R_e , A_5 , HB itp.).

Azotowanie antykorozyjne przeprowadza się w temperaturach stosunkowo wysokich, od 600 do 800°C przez około 1 godzinę. Efektem jest wytworzenie szczelnej powłoki azotku Fe_2N (faza ϵ), która chroni przed korozją ze względu na swe antykorozyjne własności. Oczywiście po tym azotowaniu również nie ma na przedmiotów hartowanych, gdyż powłoka antykorozyjna w czasie tego zabiegu ulegnie spłukaniu.

Wszystkie rodzaje azotowania przeprowadza się jako końcowy zabieg i nie można po nim przeprowadzać ani obróbki cieplnej, ani obróbki skrawaniem. Dopuszczalne jest tylko polerowanie nie powodujące dużych ubytków materiałowych.

11.4. Nawęglanie i azotowanie przeprowadzane łącznie

Zabieg cieplno-chemiczny, w czasie którego następuje równoczesne wnikiwanie węgla i azotu do stali, określa się jako **węgloazotowanie**, jeżeli przeważa nawęglanie i **azotowanie**, gdy przeważa azotowanie. Pierwsze z nich

narzędzi prowadzi się przez czas 0,5 do 4 godzin. Uzyskane efekty spowodują do kilkukrotnego zwiększenia czasu pracy.

Przy wykorzystywaniu kąpieli cyjanowych muszą być surowo przestrzegane warunki BHP ze względu na działanie trujące tych substancji oraz wydzielanie się w czasie pracy z kąpieli cyjanowodoru. Konieczne jest więc instalowanie wyciągów dobrze działających, stosowanie masek ochronnych itd. Trudno cię zastanowić zakłady do wykorzystywania tych tak efektywnych zabiegów obróbki cieplno-chemicznej.

12. STALE STOPOWE

Stale stopowe s stopami elaza z w glem i celowo wprowadzonymi dodatkami (pierwiastkami) stopowymi dla nadania im wymaganych własno ci wytrzymało ciowych, technologicznych, fizycznych b d chemicznych.

Najcz ciej stosowanymi dodatkami stopowymi s : mangan, krzem, chrom, nikiel, wolfram, molibden, wanad, tytan, aluminium, kobalt i niob. Udział pierwiastka stopowego w stali mo e by bardzo mały, ni szy od 0,01%, ale mo e te osi ga kilkadziesi t procent, w zale no ci od tego jaka ilo dodatku stopowego wywiera skuteczny wpływ na własno ci stali. Decyduj wła ciwo ci pierwiastka stopowego, jego oddziaływanie wraz z innymi składnikami stali, głównie z w glem, ł cznie z odpowiedni obróbk ciepln .

Ze wzgl du na sumaryczny udział pierwiastków stopowych stale stopowe dzieli si na:

- niskostopowe, w których zawarto jednego pierwiastka (poza w glem) nie przekracza 2,0%, a suma pierwiastków ł cznie nie przekracza 3,5%,
- redniostopowe, w których zawarto jednego pierwiastka (poza w glem) przekracza 2,0%, ale nie przekracza 8%, lub suma pierwiastków ł cznie nie przekracza 12%,
- wysokostopowe, w których zawarto jednego pierwiastka przekracza 8% lub suma pierwiastków ł cznie nie przekracza 55%.

W zale no ci od zawarto ci głównego pierwiastka lub kilku pierwiastków stopowych gatunki stali stopowych mo na ł czy w podgrupy, np.: stale manganowe, stale chromowo-niklowe.

Najwa niejszym kryterium podziału stali stopowych jest zastosowanie, według którego wyróżnia si ¹⁾:

- stale stopowe konstrukcyjne,
- stale stopowe narz dziove,
- stale stopowe o szczególnych własno ciach.

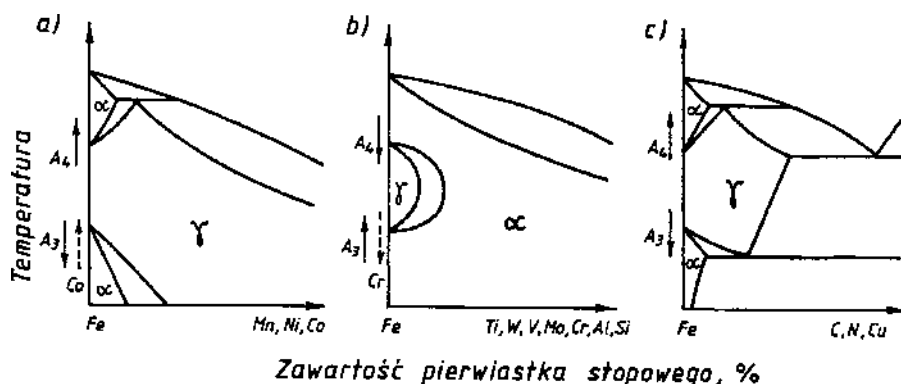
Ogólnie mo na stwierdzi , e stale stopowe konstrukcyjne s stalami nisko- lub redniow głowymi, niskostopowymi. Stale narz dziove s stalami wysokow głowymi, nisko-, rednio- lub wysokostopowymi. Stale o szczególnych własno ciach natomiast maj bardzo szerokie granice zawarto ci w gla i pierwiastków stopowych.

¹⁾ Patrz przypis na ko cu rozdziału 12.

12.1. Wpływ dodatków stopowych na przemiany alotropowe elaza i układ Fe-Fe₃C

Pierwiastki stopowe rozpuszczają się w elazie wpływając na zmiany temperatury przemian alotropowych A₃ i A₄. Zbliżanie bądź odsuwanie tych temperatur przez rosnący udział dodatku stopowego w roztworze elaza wywołuje poszerzenie albo zwężenie obszarów występowania roztworów i . Zależnie od wpływu pierwiastka stopowego na alotropię elaza i jego rozpuszczalność w elazie można podzielić najczęściej występujące pierwiastki w stalach stopowych na trzy grupy, tworzące odpowiednie typy układów równowagi fazowej Fe-M (M-oznacza pierwiastek stopowy):

- z rozszerzonym obszarem trwałości fazy ,
- ze zwężonym obszarem trwałości fazy ,
- z przemian eutektoidalnych.

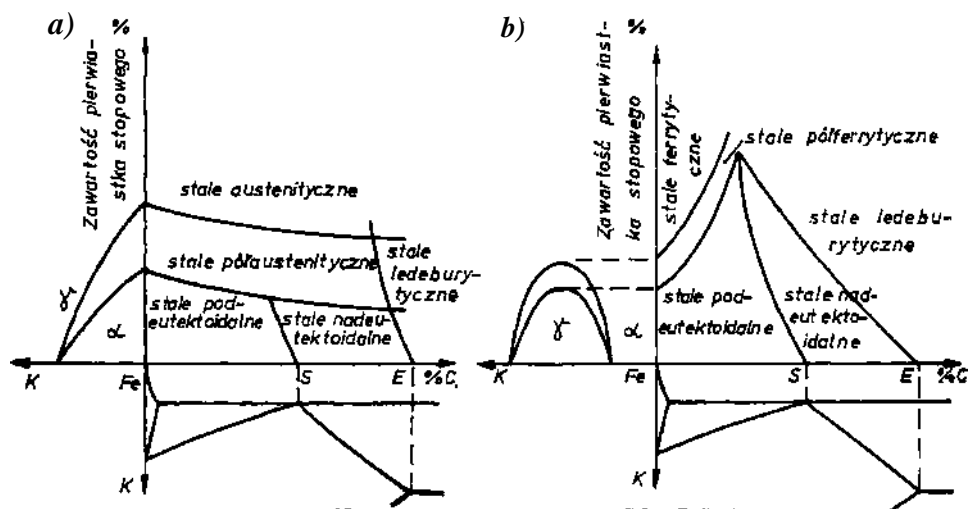


Rys. 12.1. Schematy dwuskładnikowych układów równowagi Fe-M: a) z rozszerzonym obszarem fazy , b) z rozszerzonym obszarem fazy , c) z przemian eutektoidalnych

Pierwiastki nieograniczenie rozpuszczalne w Fe : Mn, Ni i Co, jednocześnie podwyższające temperaturę A₄ i obniżającą A₃ (kobalt podwyższa A₃), tworzą układy z otwartym polem fazy , rys. 12.1a. Pierwiastki o dużej rozpuszczalności w elazie : Al, Si, Ti, Mo, V, W i Cr, jednocześnie nie obniżając temperatury A₄ i podwyższając A₃ (chrom obniża A₃), tworzą układy z rozszerzonym polem trwałości fazy , rys. 12.1b. Pierwiastki rozpuszczające się z ograniczeniem w Fe , jednocześnie nie podwyższając temperatury A₄ i obniżając A₃, jak: C, N i Cu, tworzą układy z przemianami eutektoidalnymi, rys. 12.1c.

Uwzględniając wpływ węgla i pierwiastków stopowych na strukturę stopów elaza można wyróżnić dwa typy układów równowagi Fe-M-C, rys. 12.2:

- austenityczny,
- ferrytyczny

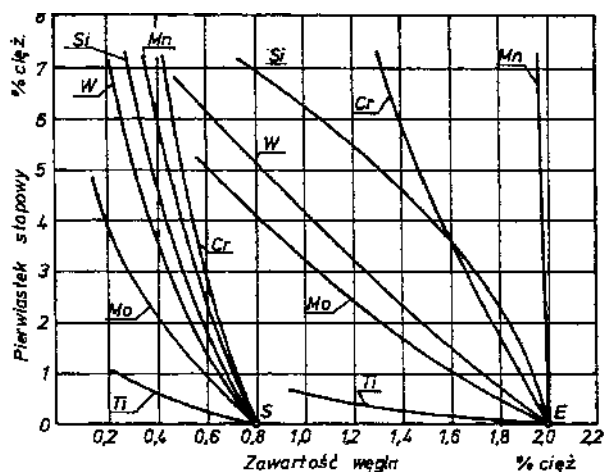


Rys. 12.2. Zakresy występowania struktur w stopach Fe-M-C, zależnie od zawartości węgla i dodatków stopowych: a) austenitotwórczych, b) ferrytotwórczych

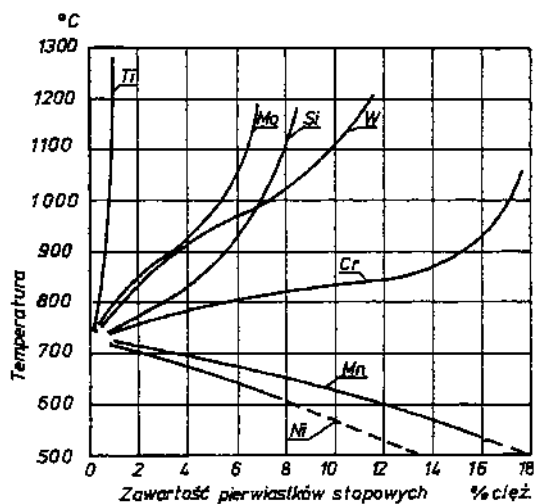
W układach z udziałem pierwiastków rozszerzających obszar austenitu: Mn, Ni i Co, zależnie od zawartości węgla stale mają struktury najpierw pod- i nad-eutektoidalne, a przy rosnącej ilości pierwiastka stopowego — półaustenityczne i austenityczne. Przy dużej zawartości węgla, niezależnie od udziału pierwiastka stopowego — struktur ledeburytycznych, rys. 12.2a. W układach równowagi z udziałem pierwiastków rozszerzających obszar ferrytu: Al, Si, Ti, Cr, Mo, V i W, przy wzrastającej zawartości węgla i przy rosnącym udziale pierwiastka stopowego stale mają struktury pod-, nad-eutektoidalne i ledeburytyczne oraz półferrytyczne i ferrytyczne rys. 12.2b.

Oddziaływanie pierwiastków stopowych na układ równowagi Fe-Fe₃C wyraża się przesunięciem punktów krytycznych w kierunku niższych zawartości węgla przez niemal wszystkie pierwiastki. Punkty: S — eutektoidalny i E — maksymalnej rozpuszczalności węgla w elazie γ , ulegają największemu przesunięciu przez dodatek: Ti, Mo i W rys. 12.3. Konsekwencją przesunięcia punktu eutektoidalnego jest występowanie struktur eutektoidalnych w stalach stopowych przy niższej zawartości węgla niż w stalach węglowych, np. przy udziale 0,4% C, gdy stal zawiera 0,5% Ti. Przesunięcie punktów S i E oznacza przesunięcie linii A_{cm} , określającej graniczną rozpuszczalność węgla w elazie. Przy udziale pierwiastków stopowych w gliku wtórnie wydzielający się z austenitu stopowego przy mniejszych zawartościach węgla niż w stalach węglowych.

Pierwiastki stopowe przesuwają również temperatury przemian fazowych. Temperatura przemiany eutektoidalnej, jest wyższa w stalach stopowych zawierających: Ti, Mo, Si, W i Cr, a niższa w stalach z dodatkiem Mn i Ni, rys. 12.4.



Rys. 12.3. Wpływ pierwiastków stopowych na położenie punktów: S — eutektoidalnego, E — maksymalnej rozpuszczalności węgla w elazie



Rys. 12.4 Wpływ pierwiastków stopowych na temperaturę przemiany eutektoidalnej

12.2. Fazy występujące w stalach stopowych

Pierwiastki stopowe mogą występować w stalach w następujących fazach:

- roztworach stałych elaza: ferrycie stopowym, austenicie stopowym,
- fazach międzymetalicznych z węglem i azotem: w glikach, azotkach, w glikoazotkach,

- w innych fazach (związках) metali dymetalicznych,
- w temperaturach niemetalicznych,
- fazach obcych.

Każdy pierwiastek stopowy wchodzi w skład stali może teoretycznie znajdować się we wszystkich fazach, które są trwałe i występują w danych warunkach. Jednak duże różnice oddziaływania między atomami i różnice budowy krystalicznej wykluczają równomierny podział pierwiastków stopowych pomiędzy poszczególne fazy stopu. Praktycznie liczy się udział w dwóch lub trzech fazach, a często występuje skupianie się pierwiastka stopowego w jednej fazie.

Roztwory stałe elaza

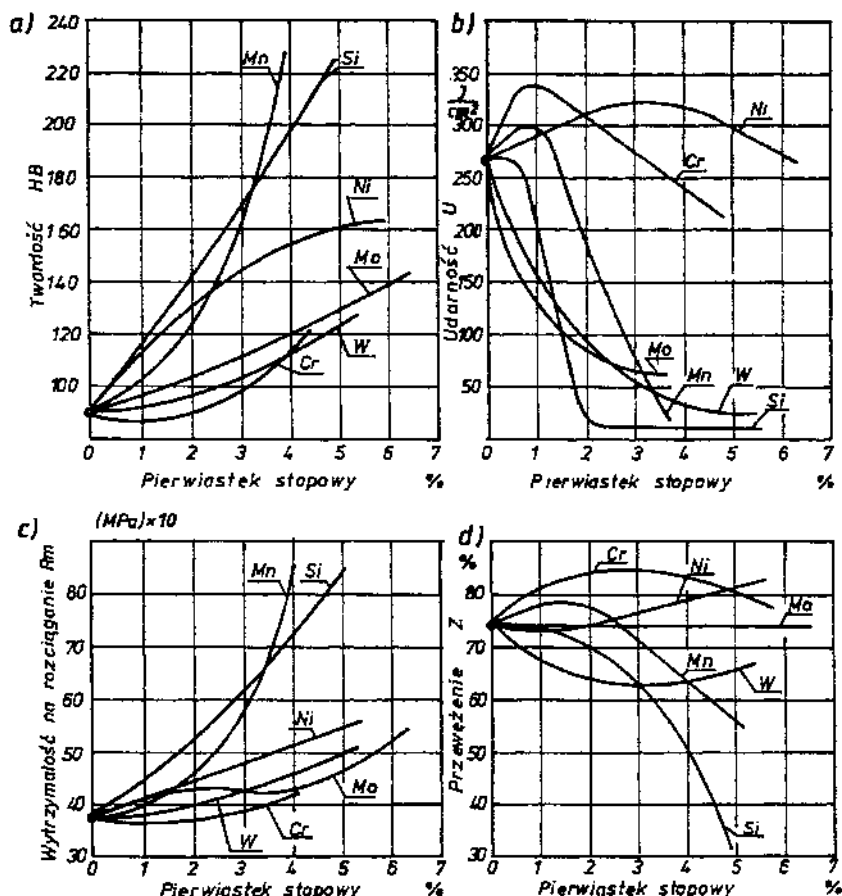
Podstaw rozтворów stałych elaza są odmiany alotropowe elaza nadające im swój sie przestrzenną. Atomy pierwiastka stopowego mogą zastępować miejsce atomów elaza w węzłach sieci, jeżeli różnice promieni atomów są niewielkie, tworzą roztwory różnorodnych, albo umieszczają się w przestrzeniach międzywęzłowych (lukach) tworząc roztwory międzywęzłowe, gdy promień atomu rozpuszczającego jest znacznie mniejszy od promienia atomu elaza.

Umieszczenie obcego atomu w węzłach sieci przestrzennej wywołuje pewne zniekształcenie sieci w najbliższym sąsiedztwie. Wielkość zniekształcenia sieci decyduje o zakresie wzajemnej rozpuszczalności. Małe zniekształcenie sieci oraz ten sam rodzaj struktury sieciowej metali sprzyjają rozpuszczalności nieograniczonej, czyli tworzeniu roztworów stałych ciągłych. W miarę wzrostu zniekształcenia sieci wzajemna rozpuszczalność maleje i tworzą się jedynie roztwory graniczne. Roztwory stałe różnorodnych są najczęściej spotykanymi roztworami stopów elaza.

W roztworach stałych międzywęzłowych atomy rozpuszczające się zajmują dowolne luki w sieci elaza, wywołując także zniekształcenie sieci. Zarówno w sieci A1 jak i A2 luki międzywęzłowe są niewielkie i dlatego mogą się w nich zmieścić tylko atomy pierwiastków o małych promieniach atomów: węgla, azotu, boru i wodoru. Roztwory te charakteryzują się ograniczoną rozpuszczalnością.

Ferryt stopowy jest roztworem stałym węgla i dodatków stopowych w elazie α , którego atomy w węzłach w sieci przestrzennej A2 zostały częściowo podstawione przez atomy pierwiastka stopowego, a luki międzywęzłowe częściowo zajmują atomy węgla. Metale o stabilnej sieci A2 i podobnej strukturze elektronowej stabilizują ferryt. Należą do nich: chrom, molibden, wolfram, wanad, niob i tantal²⁾. Wywołane obecnością rozpuszczonych

²⁾ Pierwiastki te rozpuszczają się całkowicie w ferrycie tylko wtedy, gdy zawartość węgla jest bardzo mała. Jeżeli udział węgla jest większy niż około 0,1%, tworzą się węgliki.



Rys. 12.5. Wpływ pierwiastków stopowych na własności mechaniczne ferrytu; a) twardość, b) udarność, c) wytrzymałość na rozciąganie, d) przewężenie

atomów zniekształcenie sieci krystalicznej jest przyczyną wzrostu własności wytrzymałościowych i obniżenia plastyczności ferrytu, zależnie od rodzaju pierwiastka stopowego i jego ilości, rys. 12.5. Ferryt umacnia się silniej pod wpływem pierwiastków o odmiennych sieciach przestrzennych niż elazo, np.: Mn, Si, Ni. Pierwiastki o strukturach izomorficznych z elazem utwardzają ferryt znacznie słabiej, np.: Cr, W, Mo, rys. 12.5a. Podobny jest wpływ tych pierwiastków na wytrzymałość na rozciąganie, rys. 12.5b. Udarowość ferrytu obniża się pod wpływem niemal wszystkich dodatków, z wyjątkiem Ni do ok. 6% oraz Cr do ok. 2% i Mn do ok. 1%, rys. 12.5c. Przewężenie najsilniej zmniejszają: Si, Mn i W, rys. 12.5d. Spośród dodatków stopowych wyróżnia się nikiel, który zwiększając wytrzymałość i twardość nie zmniejsza

własno ci plastycznych, a ponadto obniża temperaturę przejścia stali w stan kruchy. Ferryt stopowy może uzyskać specjalne właściwości, jak: znaczna odporność korozyjna, aroodporność, duży opór elektryczny. Ferryt stopowy jest ferromagnetyczny.

Austenit stopowy jest roztworem stałym w gładzi i dodatków stopowych w elazie, którego atomy włożone w sieci przestrzennej Al zostały zastąpione przez atomy pierwiastka stopowego, a luki między atomy zajmują atomy w gładzi. Metale o stabilnej sieci Al i podobnych strukturach elektronowych stabilizują austenit, są to: Ni, Mn. W porównaniu do ferrytu oddziaływanie pierwiastków stopowych na austenit jest o wiele mniej poznane, ponieważ stabilny austenit w temperaturze otoczenia można uzyskać dopiero przy odpowiedniej ilości składników stopowych. Austenit stopowy posiada bardzo dobre właściwości i udarność, które zostają zachowane podczas obniżania temperatury. Austenit można uzyskać specjalne właściwości, jak: dużą odporność korozyjną, aroodporność i arowytrzymałość, odporność na cieranie w warunkach dużych nacisków. Austenit stopowy jest paramagnetyczny.

W gliku, azotki, w glikoazotki

Metale przejściowe występują w stopach elaza: mangan, chrom, wolfram, molibden, tantal, niob, wanad, hafn, cyrkon i tytan mają zdolność tworzenia związków z węglem - w glików, stąd nazywa się je pierwiastkami **w glikotwórczymi**. Zdolności w glikotwórcze pierwiastków i trwałość ich w glików jest właściwością wynikającą z mniejszego niż w elazie wypełnienia elektronami ostatniego podpoziomu d. Ze wzrostem liczby nieobsadzonych pozycji elektronów w tym podpoziomie zwiększają się zdolności pierwiastków do tworzenia w glików według schematu:

Grupa Okres	IV B	V B	VI B	VIII
4	Ti 3d ²	V 3d ³	Cr 3d ⁵	← Mn 3d ⁵ ← Fe 3d ⁶
5	Zr 4d ²	Nb 4d ⁴	Mo 4d ⁵	
6	Hf 5d ²	Ta 5d ³	W 5d ⁴	

Przy każdym pierwiastku podano wypełnienie elektronami ostatniego podpoziomu d.

Wynika stąd, że powinowactwo metali przejściowych do węgla wzrasta z malejącym numerem grupy. W takiej samej kolejności jak w glikotwórczo zwiększa się odporność na dysocjację, a maleje zdolność do rozpuszczania się w austenicie, z czym wiąże się konieczność stosowania wysokich temperatur podczas austenityzowania.

W glikach można podzielić na dwie grupy: o strukturach prostych i złożonych. W glikach o strukturach prostych krystalizują w układzie regularnym lub heksagonalnym o prostych komórkach elementarnych. Tworzą je metale, których stosunek promieni atomu węgla do metali jest nie większy niż 0,59. W węzłach tych w glików atomy węgla zajmują miejsca w lukach oktaedrycznych (tworząc przy tym własne składowe), dlatego określa się je mianem **faz międzymetalicznych**. W glikach o strukturach prostych odpowiadają wzory: MC i M_2C (M — oznacza metal). Do węglików tego typu należą: TiC , WC , NbC , VC , Mo_2C , W_2C . W glikach te odznaczają się dużą twardością i wysoką temperaturą topnienia i dużą trwałością w wysokich temperaturach.

W glikach o strukturach złożonych krystalizują w układzie rombowym, a także regularnym i heksagonalnym o skomplikowanych komórkach elementarnych, utworzonych z dużej liczby atomów. Stosunek wielkości promieni atomu węgla do metalu w tych wglikach jest większy niż 0,59. Odpowiadają im wzory M_3C , M_6C , $M_{23}C_6$, M_7C_3 . Do węglików o strukturach złożonych zalicza się: Fe_3C , Fe_3Mo_3C , $Cr_{23}C_6$, Cr_7C_3 . W porównaniu do węglików o strukturach prostych w glikach te mają mniejszą twardość, niższe temperatury topnienia i mniejszą trwałość.

W węzłach w glików mogą rozpuszczać w sobie inne metale przejściowe, które zastępują w sieci atomy metalu tworzącego w glik, np. $(Cr, Fe)_{23}C_6$, $(Fe, Cr, W, V)_{23}C_6$. W glikach o strukturach izomorficznych mogą rozpuszczać się wzajemnie nieograniczenie, jak np. Fe_3C i Mn_3C tworząc $(Fe, Mn)_3C$.

Azotki wykazują wielką analogię z wglikami. Stworzone są trzy fazy międzymetaliczne o ogólnych wzorach: MN , M_2N oraz M_4N . Azotki tworzą metale przejściowe, a ponadto aluminium, krzem i bor. Podobnie jak w glikach, mają one cechy metaliczne z nielicznymi wyjątkami. Stabilność azotków wzrasta w miarę malejącego numeru grupy, najbardziej stabilne są azotki tytanu i cyrkonu. Wiele azotków i w glikach typu MX (X — oznacza azot lub węgla) tworzy roztwory stałe, często to roztwory cięgie, jak w wypadku TiN i TiC . Azotki i w glikach M_2X wykazują także dużą wzajemną rozpuszczalność, co powoduje występowanie ich w stalach stopowych w postaci faz złożonych, np. $(Cr, Mn, V)_2(C, N)$. Takie fazy określa się nazwą **węglikoazotków** i opisuje ogólnym wzorem $M(C, N)$.

Inne fazy (związki) międzymetaliczne

Wiele pierwiastków stopowych mogą tworzyć zarówno z elazem, jak i między sobą fazy międzymetaliczne. W stalach fazy te występują tylko

wtedy, gdy jest mała zawartość węgla (tworzy pierwiastki w glikotwórcze) i duża zawartość pierwiastków stopowych. Do faz metaimetalicznych zalicza się: fazy (sigma), fazy Lavesa i fazy typu AB_3 .

Fazy metaimetaliczne charakteryzują się odrębnością sieci przestrzennej w porównaniu do sieci składników tworzących fazy oraz określonymi pozycjami atomów składników w węzłach sieci. Fazom metaimetalicznym można przypisać wzory stechiometryczne, w których jednak nie wzajemne stosunki ilościowe atomów wykazują odstępstwa od wartościowości chemicznej. Przyczyną tego są właściwości zanieczyszczenia metalicznego w tych fazach.

Fazy (sigma) występują w dwuskładnikowych stopach elaz z chromem, molibdenem i wanadem. Odpowiadają im wzory: $FeCr$, $FeMo$, FeV , ale istnieją w szerszym zakresie stężeń, nie wynika to ze wzoru stechiometrycznego i dlatego uważa się za roztwory wtórne. W stalach stopowych spotyka się głównie fazę $FeCr$ przy zawartościach chromu około 20%. Fazy te charakteryzują się znaczną twardością i kruchością, stąd ich występowanie w strukturze jest bardzo niekorzystne.

Fazy Lavesa tworzy elazo z tytanem, niobem, wolframem i molibdenem. Opisuje je ogólny wzór AB_2 . Cechą charakterystyczną faz Lavesa jest zwarte wypełnienie sieci przestrzennej, gęściejsze niż w czystych metalach. Obecnie fazy Lavesa: $TiFe_2$ i Fe_2W w stalach austenitowych wykorzystywana jest dla zwiększenia wytrzymałości na pełzanie. W specjalnych stalach i stopach nierzadkich fazy: Fe_2Mo oraz $(Fe, Co)_2(W, Mo)$ wywołują umocnienie podczas odpuszczania.

Fazy AB_3 tworzą: elazo, mangan, kobalt i nikiel (oznaczane ogólnie literą B) z tytanem, wanadem, niobem, chromem, molibdenem i wolframem (oznaczanymi literą A). Charakteryzują się uporządkowaną strukturą o zwartym wypełnieniu sieci. Uważa się za fazy o najsilniejszym działaniu utwardzającym. Procesy wydzieleniowe faz: Ni_3Al lub Ni_3Mo czy Ni_3Ti podczas starzenia stali martenzytycznych są podstawą osiadczenia najwyszych własności wytrzymałościowych stali.

Wtręcenia niemetaliczne

Wtręcenia niemetaliczne występują głównie w stalach z tlenkami i siarczkami. Skład faz tlenkowych może się zmieniać w szerokim zakresie, zależnie od stosowanych odtleniaczy: krzemu, manganu, aluminium oraz od wprowadzanych dodatków stopowych o właściwym powinowactwie chemicznym do tlenu nie elazo, powodujących utworzenie się niewielkich ilości tlenków, jak np. tlenku chromu Cr_2O_3 w stalach chromowych, czy tlenków tytanu TiO_2 w stalach z dodatkiem tytanu.

Siarczki występują w stalach tworzy głównie mangan. Zawierają one rozpuszczony pewną ilość siarczku elaza, a także niewielkie ilości siarczku chromu, niklu i molibdenu. W wypadku stosowania do odsiarczania do-

datków metali ziem rzadkich, odznaczających się silnym powinowactwem do siarki oraz tlenu, tworzą się sferoidalne wtrącenia stabilnych siarczków i tlenosiarczków, jak $\text{Ce}_2\text{O}_2\text{S}$, które są na tyle twarde, że przy walcowaniu nie odkształcają się, lecz kruszą, co w konsekwencji zmniejsza anizotropię własności plastycznych. W stalach niestopowych bowiem odkształcanie się siarczków manganu podczas przeróbki plastycznej na gorąco powoduje utworzenie wtrąceń w kształcie płytek równoległych do kierunku walcowania. Taki układ wtrąceń niemetalicznych powoduje wyraźne zmniejszenie plastyczności stali w kierunku prostopadłym do kierunku przeróbki plastycznej.

Wtrącenia niemetaliczne są w temperaturze otoczenia kruche i dlatego mogą mieć wpływ na własności mechaniczne stali, przy czym zależy to w dużej mierze od ich kształtu, sposobu rozmieszczenia i ilości. W stalach stopowych ilość wtrąceń są na ogół bardzo małe. Niektóre z wtrąceń, jak np.: Al_2O_3 czy V_2O_5 , występują w bardzo dużym rozdrobnieniu, wpływają korzystnie na drobnoziarnistość stali.

Fazy obce

Fazy obce, czyli wtrącenia metaliczne, to pierwiastki praktycznie nie rozpuszczalne w elazie. Są to wtrącenia czystego składnika lub opartego na tym składniku roztworu stałego z niewielką zawartością elaza. Zalicza się do nich ołów i miedź.

12.3. Wpływ pierwiastków stopowych na procesy obróbki cieplnej stali

Stale stopowe stosuje się w stanie obrobionym cieplnie. Zdecydowanie w kształcie stali stopowych poddaje się hartowaniu i odpuszczaniu³⁾. Prawie wszystkie składniki stopowe wpływają silnie na przebieg przemian strukturalnych i zachowanie się stali podczas obróbki cieplnej. Szczególne znaczenie techniczne ma oddziaływanie pierwiastków stopowych na tworzenie i ujednolicanie austenitu, przemiany austenitu przy chłodzeniu, hartowność oraz przemiany przy odpuszczaniu.

³⁾ Taka obróbka cieplna nie dotyczy stali stopowych o strukturze ferrytycznej ani austenitycznej, które nie mają przemian fazowych podczas nagrzewania.

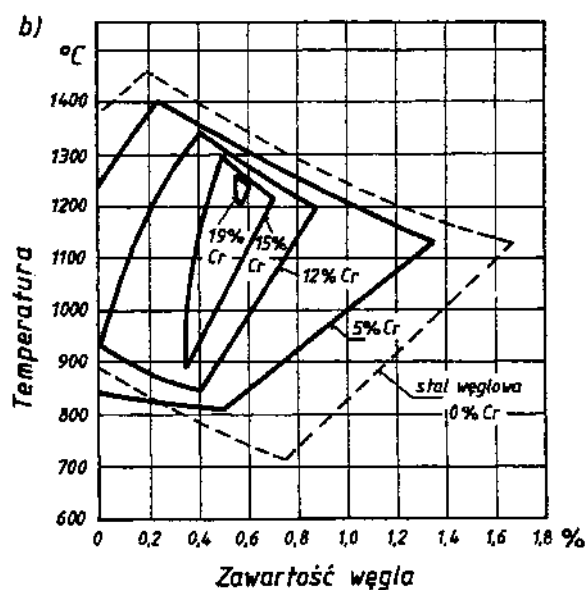
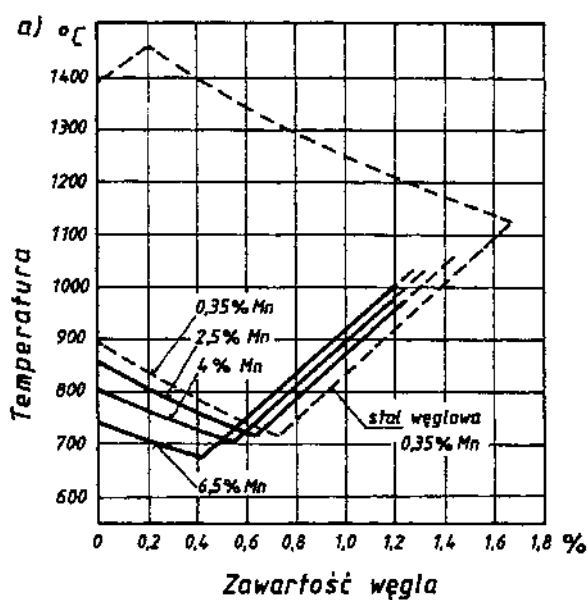
12.3.1. Tworzenie i ujednorodnianie austenitu w stali stopowej

Celem nagrzewania stali stopowej do hartowania jest wytworzenie struktury jednorodnego austenitu stopowego lub austenitu z w glikami, jak w wypadku stali nadeutektoidalnych (głównie narz dziowych).

W stalach o niezbyt du ej zawarto ci dodatków stopowych zachodz podczas nagrzewania analogiczne przemiany jak w stalach w głowej, jednak e dodatki stopowe zmieniaj temperatury A_1 i A_3 . Zmiany te s uwzgl dnione przy ustalaniu temperatur austenitizowania stali, które s dost pne w kartach materiałowych, katalogach czy poradnikach.

W stalach z wi kszym udziałem dodatków stopowych podczas grzania zachodzi przemiana perlitu stopowego - mieszaniny ferrytu stopowego i cementytu stopowego (w glików) - na austenit stopowy. Ta przemiana fazowa, w odró nieniu od eutektoidalnej w stali w głowej, zachodzi w pewnym zakresie temperatur, w którym współistniej ze sob : ferryt stopowy, cementyt stopowy (w gliki) oraz austenit stopowy. Przemiana zaczyna si od utworzenia zarodków austenitu na granicach fazowych ferrytu i cementytu czy innych w glików. Zarodki rozrastaj si rozpuszczaj c ferryt i w gliki Jednak e wobec tego, e w gliki zawieraj znacznie wi cej pierwiastków stopowych ni ferryt, rozpuszczanie ich wymaga dyfuzyjnego przemieszczania pierwiastków stopowych na du e odległo ci, przy czym szybko dyfuzji tych pierwiastków jest znacznie mniejsza ni w gla. St d procesem decyduj cym o szybko ci tworzenia si austenitu jest szybko dyfuzji tych pierwiastków. Po utworzeni austenitu niejednorodnego nast puje dalsze rozpuszczanie w glików i ujednorodnianie austenitu. Proces rozpuszczania si w glików jest zale ny od temperatury i wielko ci wydziele . W gliki bardziej stabilne (o wi kszej energii wi za) w postaci wi kszych wydziele wymagaj wy szych temperatur rozpuszczania, co jednocze nie zmniejsza szybko tworzenia i ujednorodnienia austenitu. Pozostawienie pewnej cz ci nierozpuszczonych w glików jest korzystne przede wszystkim dla hamowania rozrostu ziarn austenitu. Wielko ziarn austenitu ma bowiem du y wpływ na własno ci stali po ochłodzeniu do temperatury otoczenia, st d d y si do zachowania drobnego ziarna podczas austenitizacji.

Temperatury stabilno ci jednorodnego austenitu s zale ne od składu stali stopowych. Pierwiastki austenitotwórcze — Mn, Ni i Co przesuwaj lini A_3 do ni szych temperatur, a lini A_{cm} do mniejszych zawarto ci w gla, rys. 12.6a. Pierwiastki w glikotwórcze oraz krzem wpływaj silnie na zw enie pola jednorodnego austenitu ze wzrostem ich udziału w stali, rys. 12.6b.



Rys. 12.6. Zakres wyst. pow. jedn. austenitu w stopach: a) Fe-Mn-C, b) Fe-Cr-C

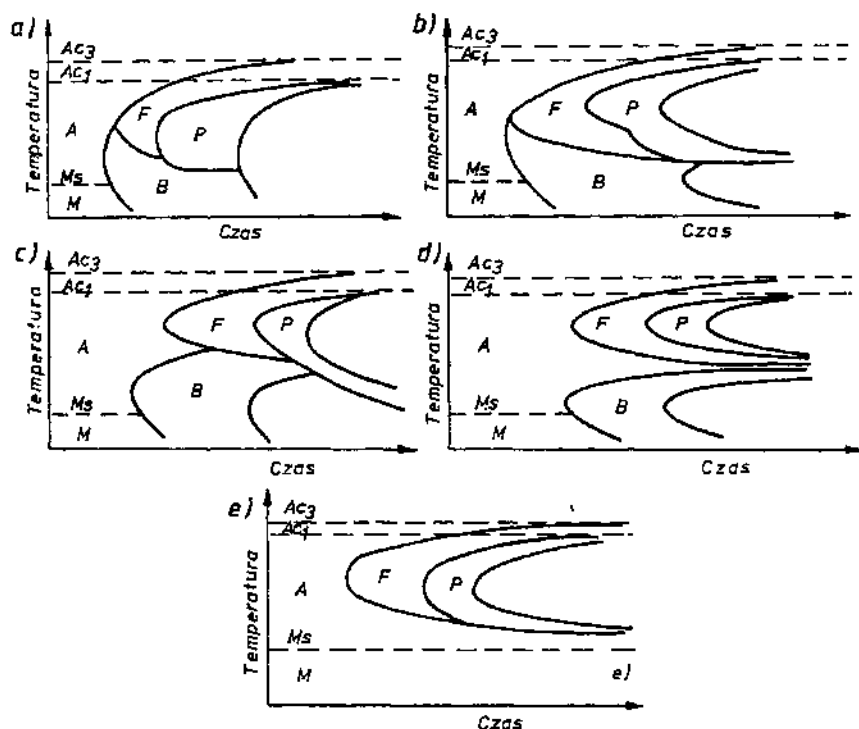
Uwaga! wykresy powstały przez nałożenie przekrojów st. eniowych (pionowych) odpowiednich układów Fe-M-C dla różnych zawartości dodatku stopowego, z zaznaczeniem tylko granicznych linii pola jedn. austenitu.

12.3.2. Przemiany przechłodzonego austenitu w stali stopowej

Stale stopowe po austenityzowaniu powinny mieć strukturę jednorodnego austenitu, ewentualnie z węglikami, jak w stalach nadeutektoidalnych.

Przemiany przechłodzonego austenitu zależą przede wszystkim od jego składu chemicznego, stopnia ujednorodnienia i wielkości ziarna. W skład chemiczny austenitu wchodzi wszystkie dodatki stopowe stali, jeżeli zostały rozpuszczone wszystkie węglik i inne fazy. Rozpuszczone dodatki stopowe zwiększają trwałość austenitu. Jeżeli w strukturze stali po austenityzacji pozostają wydzielenia węglików, które w pewnym ilości dodatków stopowych, to zmniejszają one hartowność, chociaż działają korzystnie na drobnoziarnistość.

Dodatki stopowe mają istotny wpływ na przemiany przechłodzonego austenitu. Wszystkie dodatki stopowe z wyjątkiem kobaltu zmniejszają szybkość krytyczną przy hartowaniu, czyli przesuwają w prawo, tj. do dłuższych czasów, krzywe początku przemiany austenitu przechłodzonego, rys. 12.7a,b.

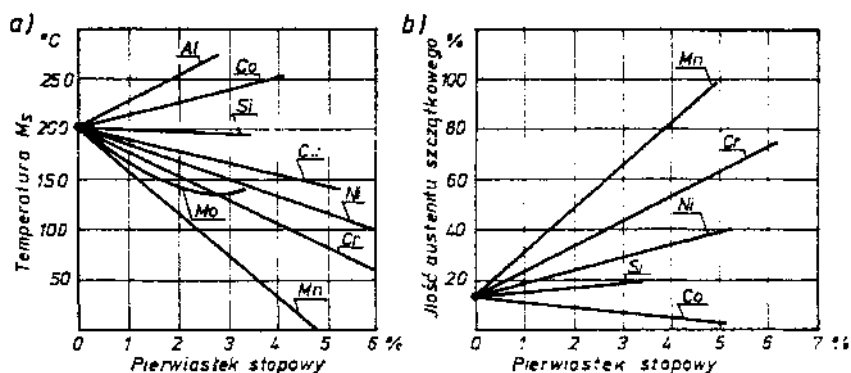


Rys. 12.7. Klasyfikacja wykresów CTP_i dla stali węgla i stali stopowych: a) stal węgla 0,45% C, b) stal manganowa 0,45% C i 2% Mn, c) stal stopowa 0,5% C, 1% Cr i 0,1% V, d) stal stopowa 0,3% C, 1,5% Cr, 2% Ni i 0,35% Mo, e) stal stopowa 0,2% C i 5% Cr

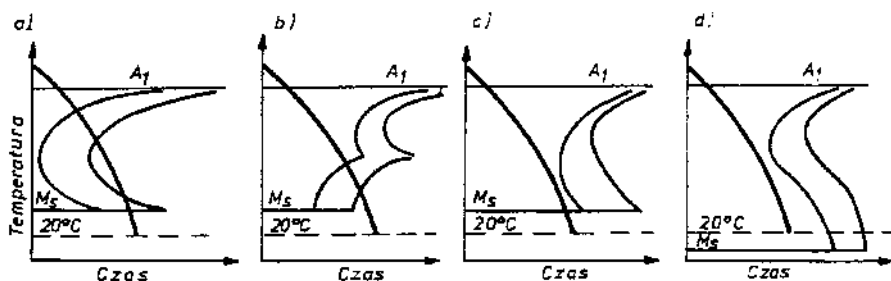
Pierwiastki nie tworzące w glików: Ni, Cu, Si i Al nie zmieniają kształtu krzywych CTP, natomiast pierwiastki w glikotwórcze: Cr, Mo, V, W i Ti, zależnie od stężenia, zmieniają kształt krzywych, rys. 12.7c,d,e. Zmiany te polegają na rozsuwaniu przemiany perlitycznej i bainitycznej (typ III) lub rozdzielaniu przemian (typu IV), bądź zaniku przemiany bainitycznej (typ V).

W stalach stopowych przemiana martenzytyczna zachowuje swoje cechy charakterystyczne jak w stalach węglowych, natomiast pierwiastki stopowe przesuwają zakres temperatur przemiany. W większości pierwiastków obniża temperaturę M_s , zwikszcza tym samym zawartość austenitu sztywnego po zahartowaniu, tylko Al i Co podwyższają M_s , obniżając ilość austenitu sztywnego, rys. 12.8. Pierwiastki stopowe prawie nie zmieniają twardości martenzytu, która zależy przede wszystkim od zawartości węgla, zmniejszając natomiast jego kruchość.

Na podstawie wykresów CTP, można sklasyfikować stale według uzyskanych struktur (po ochłodzeniu w powietrzu) z zakresu austenitu w czterech grupach: perlitycznej, bainitycznej, martenzytycznej i austenitycznej, rys. 12.9.



Rys. 12.8. Wpływ pierwiastków stopowych na: a) temperaturę początku przemiany martenzytycznej M_s , b) ilość austenitu sztywnego

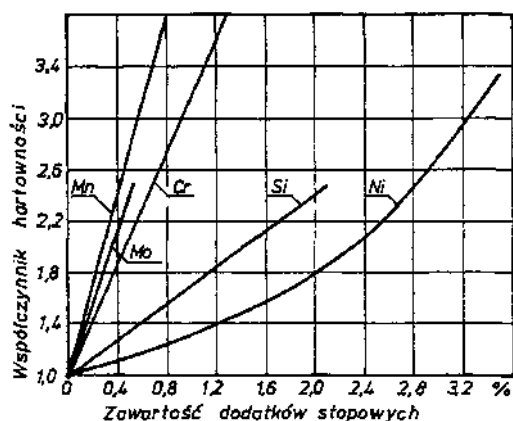


Rys. 12.9. Schematy wykresów CTP stali chłodzonych w powietrzu o strukturze: a) perlitycznej, b) bainitycznej, c) martenzytycznej, d) austenitycznej

12.3.3. Hartowno stali stopowych

Pierwiastki stopowe, odsuwaj c krzyw pocz tku przemian przechłodzonego austenitu od osi temperatur, zmieniaj krytyczn szybko chłodzenia, a tym samym zwi kszaj hartowno stali. Umo liwia to hartowanie na wskro przedmiotów o wi kszych przekrojach oraz wolniejsze chłodzenie przy hartowaniu np. w oleju lub spr onym powietrzu, co zmniejsza napr enia hartownicze.

Najsilniej podwy szaj hartowno : Mn, Mo i Cr, nieco mniej Si i Ni, rys. 12.10. Dodatek boru zwi ksza hartowno ju przy zawarto ci 0,004%, ale oddziaływanie to zmniejsza si przy wzro cie udziału w gla i azotu w stali



Rys. 1110. Wpływ pierwiastków stopowych rozpuszczonych w austenicie na hartowno stali

Hartowno stali stopowych jest wi c tym wi ksza, im wi cej pierwiastków stopowych zostało rozpuszczonych w austenicie, a ponadto im wi ksze jest ziarno austenitu i stopie jego jednorodno ci.

12.3.4. Przemiany podczas odpuszczania stali stopowych

Pierwiastki stopowe wywieraj istotny wpływ na przebieg przemian podczas odpuszczania zahartowanych stali, głównie powoduj c przesuni cie do wy szych temperatur rozkładu martenzytu i przemiany austenitu szcz tkowego w porównaniu do przemian zachodz cych w stalach w głowych.

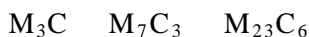
Przemiany martenzytu stopowego podczas odpuszczania w temperaturach do ok. 450°C przebiegaj podobnie jak w stalach w głowych, poniewa polegaj na dyfuzji w gla poprzez mi dzyw la, podczas gdy dyfuzja elaza i dodatków stopowych zajmuj cych w zły sieci jest zamro ona.

Najpierw tworzy się bardzo dużo koherentnych⁴⁾ cząstek w gliku, które rosną jednak wolniej niż w stalach węglowych, ponieważ dyfuzja w gliku utrudniają pierwiastki stopowe zniekształcając się przestrzennie tak, że stan przesylenia osnowy może zostać zachowany nawet do ok. 500°C.

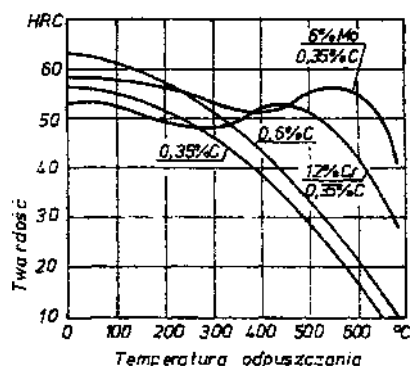
Drugim przemianą odpuszczania jest rozpad austenitu szkieletowego zachodzący w wyższych temperaturach niż w stalach węglowych. Duży wpływ na podwyższenie temperatury przemiany austenitu wywierają dodatki: Si, Mn i Cr. Zależnie od wzrastającego udziału pierwiastków stopowych w stali zmniejsza się ilość austenitu szkieletowego, ulegającego przemianie do ok. 400°C. Austenit wysokostopowy jest trwały nawet do 500°C i dopiero zubożenie go w węgiel wywołuje przemianę w martenzyt.

Istotną różnicą w przebiegu odpuszczania występuje więc w stalach stopowych w zakresie 400–500°C. W tych temperaturach szybko dyfuzji pierwiastków stopowych umożliwia ich migrację i tworzenia stabilnych faz w miejscach metastabilnych. Obok w gliku pojawiają się niekoherentne cząstki cementytu i stopniowo zastępuje ten w gliku — wzrost cząstek cementytu odbywa się jednocześnie nie z rozpuszczaniem w gliku.

Obecność pierwiastków w glikotwórczych w stalach powoduje, że podczas odpuszczania powstają one w gliku, ale zwykle nie od razu w postaci równowagowej, lecz przez formy przejściowe. Tylko silnie w glikotwórcze pierwiastki: V, Ti i Nb tworzą w gliku bez faz pośrednich. Natomiast w stalach zawierających chrom, zależnie od jego udziału i zawartości węgla, w temperaturze powyżej 450°C w gliku powstają one w miejscach rozpuszczających się Fe_3C mogą przemieniać się kolejno:



uzyskując postać równowagową. Takie zarodkowanie w gliku nie wywołuje wzrostu twardości stali, w odróżnieniu od zarodkowania niezależnego, w wyniku którego powstają koherentne wydzielenia w gliku, silnie zniekształcające osnowę, a przez to powodujące wzrost twardości stali, nazwanej **twardością wtórną**. Zjawisko twardości wtórnej występuje w stalach zawierających V, Mo,



Rys. 12.11. Porównanie zmian twardości za hartowanych stali węglowych i stopowych, odpuszczanych w różnych temperaturach

Zjawisko koherencji polega na sprężeniu sieci wydzielającej się fazy z sieci fazy macierzystej za pośrednictwem atomów pierwiastków uczestniczących jednocześnie nie w dwóch różnych sieciach. Koherencja poprzedza więc wydzielanie się nowej fazy i tworzenie wyraźnej granicy fazowej, co wywołuje w konsekwencji zanik koherencji.

W oraz Ti i Nb, przy wi kszej zawarto ci w gla, podczas odpuszczania stali w zakresie 550-650°C i zanika w wy szych temperaturach wskutek koagulacji w glików i zmiany powierzchni mi dzyfazowej na niekoherentn , rys. 12.11.

12.4. Stale stopowe konstrukcyjne

Wiele gatunków stali stopowych z powodu doskonałych własno ci mechanicznych znajduje szerokie zastosowanie przy budowie ró nych elementów maszyn i urz dze jako materiał konstrukcyjny, st d nazywane s one stalami konstrukcyjnymi: Stale te mo na podzieli na nast puj ce grupy:

- stale spawalne o podwy szonej i wysokiej wytrzymało ci,
- stale do ulepszania cieplnego (na elementy maszyn),
- stale do azotowania,
- stale spr ynowe,
- stale na ło yska toczne.

Stale spawalne o podwy szonej wytrzymało ci

Stale przeznaczone na du e konstrukcje, jak kadłuby statków, ruroci gi, d wigi, mosty, zbiorniki ci nieniowe itp., do budowy których głównym procesem wytwarzania konstrukcji jest proces spawania, powinny by dobrze spawalne. Dobr spawalno w du ym stopniu zapewnia stosunkowo mała zawarto w gla, maksimum 0,22—0,25%. Poniewa własno ci mechaniczne stali zale od zawarto ci w gla, stale spawalne w glowe posiadaj ograniczon wytrzymało . Na przykład dla St3S wymagana jest granica plastyczno ci minimum 235 MPa. Dla zwi kszenia własno ci mechanicznych stali spawalnych dodawane s przewa nie w niedu ej ilo ci pierwiastki stopowe, przy równoczesnym zachowaniu ograniczonej zawarto ci w gla do maksimum 0,2%. Na skutek takiego działania powstała specjalna grupa stali okre lona jako spawalne o podwy szonej wytrzymało ci. Niektóre gatunki tych stali w porównaniu ze stal w glow uzyskuj kilkakrotny wzrost wytrzymało ci na rozci ganie, st d powstała nazwa ich jako stali spawalnych o wysokiej wytrzymało ci.

Dobr spawalno stali o podwy szonej i wysokiej wytrzymało ci charakteryzuje pewna liczba, nazywana równowa nikiem w gla C_E . Równowa nik ten odzwierciedla w postaci liczby wpływ ró nych pierwiastków na hartowno stali i mo e by obliczony za pomoc empirycznych wzorów. Najcz ciej stosowanym jest nast puj cy wzór (zalecany przez towarzystwo klasyfikuj ce budow statków Lloyds Register of Shipping).

$$C_E = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr + Mo + V}{5} + \frac{Ni + Cu}{15} \quad (12.1)$$

Jeżeli obliczona wartość liczbową równowalnika węgla jest poniżej 0,4%, oznacza to, że stal jest dobrze spawalna w warunkach ogólnie dostępnej i stosowanej technologii spawania. Przy wyższych wartościach liczbowych tego równowalnika, powinna być stosowana bardziej wyrafinowana technologia spawania ze względu na zwiększoną hartowność stali i skłonność do pęknięcia przy spawaniu.

Stale spawalne o podwyższonej wytrzymałości dzielimy na kilka następujących grup:

- Stale ze zwiększoną zawartością manganu, do 2%, typu C-Mn. Odpowiednikami tej stali są 09G2 i 15GA. Posiadają one granicę plastyczności minimum 305 MPa,

- Stale ze zwiększoną zawartością manganu do 1,5% i Si do 0,55% typu C-Mn-Si. Odpowiednikiem tej stali jest 18G2A o granicy plastyczności minimum 355 MPa,

- Stale mikrostopowe — drobnoziarniste. Poza nieco zwiększoną zawartością manganu do 1,5%, stale te zawierają bardzo małe ilości (mikrostopowe) pierwiastków silnie węglisto i azotowo twórczych jak Al, Nb, V, Zr, Ti. Typowym przykładem krajowej stali mikrostopowej jest 15G2Nb o granicy plastyczności minimum 355 MPa.

Do wszystkich wyżej wymienionych stali może być dodawana miedź w ilości do 0,5%. Dodatek miedzi powoduje zwiększenie odporności stali na działanie korozji atmosferycznej.

Poza wyżej wymienionymi grupami stali spawalnych dostarczanych przeważnie w stanie normalizowanym stosowane są jeszcze stale ulepszone cieplnie.

Stale typu C-Mn i C-Mn-Si zwiększone własności mechaniczne zawdzięczają głównie utwardzającemu działaniu dodanych pierwiastków na ferryt. Wchodzi one bowiem do roztworu stałego (rys. 12.4).

Stale drobnoziarniste — mikrostopowe zwiększone własności mechaniczne uzyskują w wyniku równoczesnego oddziaływania szeregu czynników:

- utwardzenia ferrytu jako roztworu stałego,
- silnego rozdrobnienia ziarna,
- utwardzenia dyspersyjnego w wyniku oddziaływania wydzielonych bardzo drobnych cząstek w glików, azotków i w glikoazotków.

Stale drobnoziarniste mikrostopowe w stanie normalizowanym mogą posiadać granicę plastyczności do 500 MPa. W praktyce najczęściej stosowane są tego typu stale o granicy plastyczności 350—400 MPa. Tablica 111 zawiera kilka najczęściej stosowanych stali spawalnych dostarczanych w stanie normalizowanym.

Tablica 12.1

Stale spawalne o podwyższonej wytrzymałości, krajowej produkcji

Znak stali	Skład chemiczny [%]				C _B [%]	Kategoria wytrzymałości	Właściwości mechaniczne	
	C max	Mn	Si	Inne			R _e min [MPa]	R _m [MPa]
09G2 ¹⁾	0,12	1,20-1,80	0,15-0,40	Al _{min} 0,02	0,44	E305	305	440-580
15GA	0,18	0,70-1,30	0,15-0,50	Al _{min} 0,02	0,45	E305	305	440-580
18G2	0,22	1,00-1,60	0,20-0,55	—	—	E325	325	460-600
18G2A ¹⁾	0,20	1,00-1,50	0,20-0,55	Al _{min} 0,02	0,48	E355	355	490-630
15G2ANb ¹⁾	0,18	1,10-1,60	0,20-0,55	Nb 0,020-0,050				
				Al _{min} 0,02				
18G2ANb	0,20	1,10-1,60	0,20-0,55	Nb 0,020-0,050	0,48	E390	390	510-650
				Al _{min} 0,02				
18G2AV	0,20	1,20-1,65	0,20-0,60	V 0,05-0,15	0,50	E420	420	540-680
				Al _{min} 0,01				
				N 0,010-0,025				

¹⁾ Stale te mogą występować w odmianach ze zwiększoną odpornością na korozję atmosferyczną, co uzyskuje się przez dodatek miedzi od 0,25-0,50% i zaznacza dodając na końcu znaku stali symbol Cu, np.: 09G2Cu.

Stale spawalne ulepszone cieplnie. Ulepszaniu cieplnemu mogą podlegać te stale, które posiadają dostateczną hartowność przy danej grubości materiału. Dodatek chromu, niklu i molibdenu przy nieco zwiększonej zawartości manganu i krzemu umożliwia stworzenie szeregu gatunków stali spawalnych do ulepszania cieplnego. Stale te przy stosowaniu tradycyjnych pierwiastków stopowych jak Ni i Cr, Mn są gorzej spawalne i nie wykazują zbyt wysokiego wzrostu wytrzymałości, stąd obecnie są coraz rzadziej stosowane.

Obecnie prace idą w kierunku polepszenia własności mechanicznych i udarowości stali bardzo dobrze spawalnych typu C-Mn, C-Mn-Si i mikrostopowych poprzez ich ulepszenie cieplne. Wyniki badań są pozytywne, a niektóre gatunki tych stali w stanie ulepszonym cieplnie znalazły praktyczne zastosowanie. Na przeszkodzie szerszego zastosowania ulepszenia cieplnego dla tej grupy stali spawalnych stoi stosunkowo ich mała hartowność oraz wysoki koszt obróbki cieplnej w stosunku do wzrostu własności mechanicznych po ulepszeniu cieplnym.

Współczesne stale spawalne ulepszone cieplnie zawierają taką kombinację pierwiastków stopowych, która gwarantuje dobrą spawalność i wysokie własności mechaniczne. W wyniku tego powstały dwie szczególnie interesujące grupy stali:

- 1) stale bainityczne,
- 2) stale martenzytyczne (sorbityczne).

W obu tych stalach, procentowa zawartość pierwiastków stopowych jest niewielka, w niektórych gatunkach występuje dodatek boru. Pierwiastek ten zwiększa silnie hartowność, dodany w ilości 0,01% może równoważyć działanie 1,33% Ni + 0,31% Cr + 0,04% Mn.

Pierwiastki stopowe w stalach bainitycznych powodują odsłonięcie obszaru przemiany bainitycznej na wykresie CTPc, stąd pochodzi ich nazwa. Stale bainityczne uzyskują granicę plastyczności minimum 500 MPa, jednak ich udarowość w obniżonych temperaturach nie jest zadowalająca, stąd główne zastosowanie znajdują tam, gdzie nie występują obniżone temperatury, na przykład w górnictwie, przy obudowie chodników i tuneli.

Bardziej interesującym materiałem jest natomiast stal martenzytyczna określana w literaturze międzynarodowej czarnym symbolem T1. Polska dla tego typu stali stosuje symbol 14HNMBCu. Ze względu na małą zawartość węgla, około 0,1%, stal ta posiada przemianę martenzytyczną w wysokiej temperaturze - około 400°C. Temperatura ta jest wystarczająco wysoka dla częściowego odpuszczenia martenzytu. Wytrzymałość stali T1 zależy od grubości materiału. Przy grubościach do 65 mm uzyskuje się R_m rzędu 800-950 MPa i R_e min. 700 MPa. Przy większych grubościach, od 65 — 1500 mm, jej granica plastyczności wynosi min. 630 MPa.

Stal T1 dzi ki dobrej obrabialno ci i spawalno ci oraz bardzo du ej wytrzymało ci znajduje obecnie coraz szersze zastosowanie przy budowie grubo ciennych kotłó w walczakowych, ram wagonó w kolejowych, mostó w, czerpakó w pogł biarek. Na skutek odporno ci na cieranie znajduje zastosowanie równie w budowie maszyn drogowych i budowie maszyn górniczych. Szczególnie dobrze nadaje si ona do budowy d wigó w samochodowych.

Stale do ulepszania cieplnego (na elementy maszyn)

Stale konstrukcyjne maszynowe zawieraj w gla w granicach 0,25—0,65%. W zale no ci od pierwiastków stopowych zawartych w tych stalach mo na je podzieli na nast puj ce grupy pocz wszy od najprostszych i najta szych: stale manganowe, krzemowo-manganowe, chromowe, chromowo-manganowo-krzemowe, chromowo-molibdenowe i chromowo-molibdenowo-wanadowe. Hartowno tych grup stali jest ró na. Najmniejsza jest dla stali manganowych (rednica krytyczna 40 mm), najwy sza dla stali chromowo-molibdenowo-wanadowych (rednica krytyczna 280 mm).

Do dro szych stali konstrukcyjnych do ulepszenia cieplnego dodawany jest nikiel jako składnik główny z uzupełnieniem chromu, manganu i molibdenu. Jest to doskonała pod wzgl dem własno ci mechanicznych grupa stali chromowo-niklowych.

Stale chromowe i chromowo-niklowe s skłonne do „krucho ci odpuszczania”. Dla zmniejszenia skłonno ci na krucho odpuszczania do stali tych dodawany jest molibden w ilo ci 0,15—0,2%.

Pierwiastki stopowe dodawane do stali konstrukcyjnych polepszaj przede wszystkim hartowno . Twardo tych stali w stanie zahartowanym zale y przede wszystkim od zawarto ci w gla. Wpływ pierwiastków stopowych na własno ci mechaniczne uwidacznia si silnie po ulepszaniu cieplnym. W gliki pierwiastków stopowych pomimo wysokiej temperatury odpuszczania nie ulegaj koagulacji i pozostaj c w du ej dyspersji podwy szaj twardo stali, a zatem i wytrzymało ci (tablica 12.2). Najsilniejsze działanie na podwy szenie twardo ci wykazuje przy tym molibden. Tak wi c działanie molibdenu jest dwojakie — obni a wra liwo stali na krucho odpuszczania i zwi ksza jej wytrzymało . Tablica 12.3 podaje charakterystyk stali konstrukcyjnych do ulepszania cieplnego według PN-89/H-84030/04

Tablica 12.2

Wpływ 1% pierwiastka stopowego na wzrost twardo ci po wysokim odpuszczaniu

Pierwiastek	Temperatura odpuszczania [°C]	Wzrost twardo ci HRC (krotno)
Ni	650	1,2
Mn	500-700	2,5
Si	500-700	4,5
Cr	500-700	5,1
Mo	500-700	17,0

Tablica 12.3

Stale stopowe konstrukcyjne do ulepszania cieplnego (wg FN-89/J-84030/04)

Znak	Skład chemiczny						Własności mechaniczne (min)				
	C	Mn	Si	Cr	Ni	Inne	R _m	R _e	A	Z	KCU2
							[MPa]		[%]		[J/cm ²]
30G2	0,27-0,35	1,40-1,80	0,17-0,37	max. 0,25	max. 0,30	-	780	540	14	50	80
45G2	0,41-0,49	"	"	"	"	-	880	690	10	40	-
35SG	0,31-0,39	"	1,10-1,40	"	"	-	880	690	15	40	60
30H	0,27-0,35	0,50-0,60	0,17-0,37	0,80-1,10	"	-	880	740	12	45	70
40H	0,36-0,45	0,50-0,90	"	0,80-1,20	"	-	980	780	10	45	60
45H	0,41-0,49	0,50-0,80	"	0,80-1,10	"	-	1020	830	9	45	50
50H	0,47-0,55	0,50-0,80	"	"	"	-	1080	930	8	40	40
30HGS	0,28-0,35	0,80-1,10	0,90-1,20	0,80-1,10	"	-	1080	830	10	45	45
35HGS	0,32-0,40	"	1,10-1,40	1,10-1,40	"	-	1620	1280	9	40	40
25HM	0,22-0,29	0,40-0,70	0,17-0,37	0,80-1,10	"	Mo 0,15-0,25	740	590	15	55	100
35HM	0,34-0,40	"	"	0,90-1,50	"	"	980	780	12	45	80
40HM	0,38-0,45	"	"	"	"	"	1030	880	10	45	70
40H2MF	0,38-0,45	0,50-0,80	"	1,60-1,90	"	Mo 0,30-0,40 V 0,15-0,25	1230	1030	9	40	50
45HN	0,41-0,49	-	"	0,45-0,75	1,00-1,40	-	1030	830	10	45	70
37HGM	0,35-0,43	0,80-1,10	"	0,40-0,70	0,40-0,70	Mo 0,15-0,25	930	780	13	50	80
36HNM	0,32-0,40	0,50-0,80	"	0,90-1,20	0,90-1,20	"	830	690	15	55	120
34HNM	0,32-0,40	0,40-0,70	"	1,30-1,70	1,30-1,70	"	980	830	13	50	80

Stale do naw głania

Stale stopowe do naw głania tworzą liczną grupę gatunków ujętych w PN-89/H-84030/02 i PN-72/H-84035. Są to stale niskowęglowe (od 0,12 do 0,25% C), zawierające dodatek chromu do 2,1%, a ponadto nikiel do 2,1%, molibden do 0,35%, rzadziej tytan i wolfram. Przykłady: 20H, 18HGT, 15HN, 22HNM. Stosuje się je na elementy maszyn wymagające twardej, odpornej na ścieranie powierzchni i cięgliwego rdzenia, np. koła zębate, wałki. Elementy silnie obciążone o wikszych przekrojach wykonuje się ze stali o większej hartowności i wyższych właściwościach mechanicznych, jak np. gat. 18H2N4WA.

Stale do azotowania

Stale do azotowania ujęte są w PN-89/H-84030/03. Są to stale redniowe węglowe (od 0,20 do 0,42% C), zawierające dodatki chromu do 3,5%, molibdenu do 0,55%, aluminium do 1,1% i wanadu do 0,30%, oznakowane: 38HMJ, 33H3MF i 25H3M. Dzięki bardzo twardej i odpornej na ścieranie powierzchni oraz cięgliwemu rdzeniowi stosuje się je m. in. na sprawdziany, części silników spalinowych, wały korbowe, koła zębate.

Stal na sprężyny i resory

Stale na sprężyny i resory powinny odznaczać się wysoką granicą sprężystości oraz znaczną wytrzymałością na zmęczenia. Ponadto powinny wykazywać dużą odporność na pęknięcie przy przecięciu powyżej granicy sprężystości. Stale sprężynowe można podzielić na dwie grupy: stale węglowe o zawartości węgla powyżej 0,5% oraz stale stopowe. Najbardziej odpowiedni obróbki cieplne stali sprężynowych jest ulepszanie cieplne. Jaką stal zastosować na sprężyny, zależy od rednicy pręta oraz warunków pracy sprężyny. Sprężyny o małych wymiarach rednio obciążone mogą być wykonywane ze stali węglistych 65, 75 lub 85 oraz ze stali manganowej 65G. Podstawowym dodatkiem zwiększającym granicę sprężystości jest krzem. W stalach sprężynowych krzemowych zawartość krzemu może wahać się w zależności od gatunku od 0,30 do 2,0%. Poza stalami krzemowymi na silnie obciążone sprężyny stosowane są stale chromowo-krzemowe, manganowo-krzemowe, chromowo-manganowe i chromowo-wanadowe. Stale te mają większą hartowność i nadają się na sprężyny silnie obciążone o wikszych przekrojach. W stalach stopowych sprężynowych zawartość węgla waha się w granicach 0,35—0,7%.

Stale na łożyska toczne

Części składowe łożysk tocznych, jak kulki, wałki, pierścienie wewnętrzne i zewnętrzne, powinny odznaczać się dużą odpornością na ścieranie i od-

działywanie zmiennych napr e , a tak e stabilno ci wymiarów podczas obróbki cieplnej. Takie warunki spełnia stal zawieraj ca około 1% w gla i 1,5% chromu (gat. ŁH15), poddana obróbce cieplnej - hartowaniu i niskiemu odpuszczaniu. Wi ksze elementy ło ysk, np. pier cienie o grubo ci ponad 30 mm wytwarza si ze stali o zwi kszanej hartowno ci przez dodatek krzemu (0,5%) i manganu (1,1%) - gat. ŁH15SG.

12.5. Stale narz dziowe

Ze stali narz dziowych wykonuje si narz dzia:

- do obróbki skrawaniem lub przeróbki plastycznej,
- pomiarowe.

Wymagania stawiane stali narz dziowej s nast puj ce:

wysoka twardo (zwykle powy ej 60 HRC) - narz dzie musi by twardsze od obrabianego materiału, przy jednoczesnej dostatecznej ci gliwo ci zabezpieczaj cej przed p kaniem narz dzi przy obci eniach dynamicznych,

du a odporno na cieranie, zabezpieczaj ca trwało narz dzi w warunkach tarcia przy znacznych naciskach jednostkowych,

odpowiednia hartowno , dla zapewnienia koniecznej grubo ci warstwy martenzytycznej i odpowiednich własno ci mechanicznych w przekroju narz dzia,

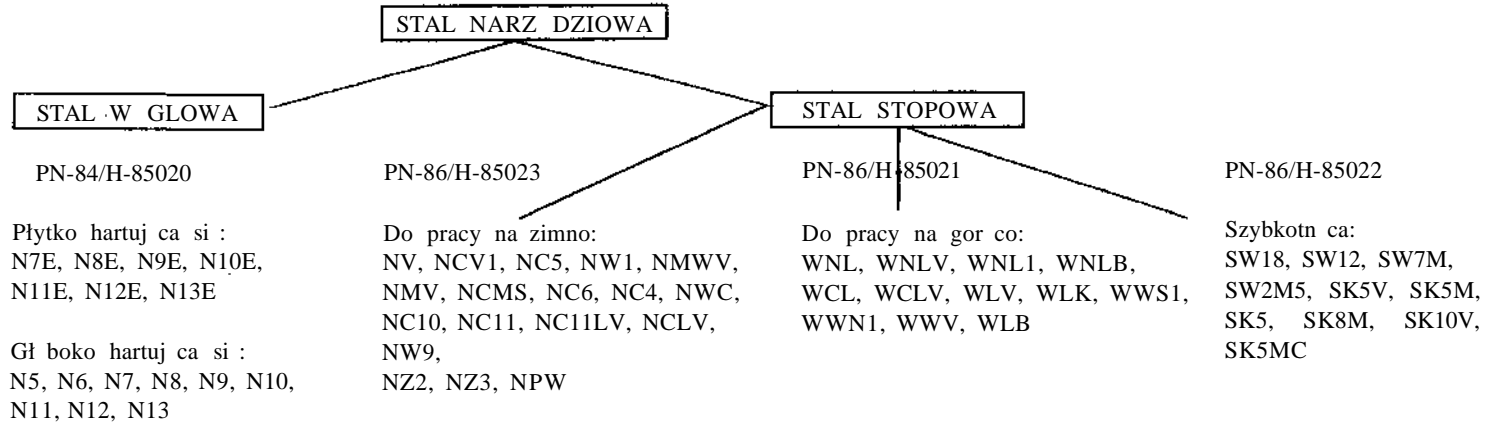
odporno na odpuszczaj ce działanie temperatur podwy szonych, tj. zdolno do zachowania twardo ci i odporno ci na cieranie przy wy szych temperaturach.

Dalsze wymagania to: stabilno wymiarów (szczególnie istotne w przypadku sprawdzianów i dokładnych narz dzi pomiarowych); odporno na p kanie w warunkach cyklicznych zmian temperatury oraz obci e dynamicznych (narz dzia ku nicze do przeróbki plastycznej na gor co stali i stopów metali nie elaznych oraz kokile odlewnicze); odporno na cieranie i korozyjne oddziaływanie czynników aktywnych chemicznie (narz dzia do przetwórstwa tworzyw sztucznych). Jednoczesne spełnienie wszystkich wymienionych wymaga jest trudne i cz sto niecelowe. St d rodzaj tworzywa narz dziowego dobiera si na podstawie rachunku ekonomicznego, uwzgl dniaj cego warunki pracy narz dzia, koszty jego wykonania oraz wielko produkcji.

Zgodnie z PN klasyfikacja stali narz dziowych przedstawia si nast puj - co (tablica 12.4):

1. stale narz dziowe w glowe, PN-84/H-85020,
2. stale narz dziowe stopowe do pracy na zimno, PN-86/H-85023,
3. stale narz dziowe stopowe do pracy na gor co, PN-86/H-85021,
4. stale szybko tn ce, PN-86/H-85021.

Klasyfikacja stali narz dziowych



Znak stali narz dziowej w głowie: Oznaczenie składa si z litery N, liczby okre lającej zawarto w gła w dziesi tnych cz ciach procentu oraz umieszczonej na ko cu litery E w przypadku stali plytko hartuj cej si .

Znak stali narz dziowej stopowej: Oznaczenie składa si z trzech członów, z których pierwszy stanowi liter oznaczaj c : N - stal do pracy na zimno, W - stal do pracy na gor co, S - stal szybko tn c . Drugi człon znaku stali składa si z litery lub kilku liter okre lających składniki stopowe lub grup składników: M - mangan, (w stalach szybko tn cych, M - oznacza molibden), S - krzem, C - chrom (w stalach szybko tn cych C - oznacza w giel - tylko dla gatunków z podwy szon zawarto ci w gła), N - nikiel, L - molibden, V - wanad, W - wolfram, B - bor, K - kobalt, P - chrom+wolfram+wanad. Trzeci człon znaku stali stanowi ewentualnie cyfry slu ce do odró nienia poszczególnych gatunków stali zawieraj cych te same składniki stopowe. W stalach szybko tn cych cyfry okre lają redni zawarto najbardziej charakterystycznego składnika w procentach.

Przez określenie „na zimno” rozumie się, że temperatura pracy narzędzia nie wzrasta ponad 250°C, a „na gorąco”, że utrzymuje się w zakresie do ok. 600°C. Ponadto w różnych zastosowaniach jako materiały narzędziowe są wykorzystywane lane stopy narzędziowe (stellite), w gliku spiekane, spiekane związki ceramiczno-metalowe lub substancje niemetaliczne, np.: materiały cierne.

Przytoczony podział stali narzędziowych, szczególnie stopowych nie jest cięsty, gdy w licznych przypadkach stale stopowe do pracy na zimno mogłyby stosowane na narzędzia eksploatowane w temperaturach podwyższonych, np.: NC10, NC11, NC11LV, NZ1. Podobnie stale szybkołecne stosowane dawniej prawie wyłącznie do wyrobu narzędzi skrawających obecnie są wykorzystywane także na narzędzia do ciękiej pracy w temperaturach podwyższonych oraz do wyciskania stali na zimno. Natomiast ostrza znacznej liczby narzędzi do obróbki wiórowej zostały zastąpione przez w gliku spiekane lub inne związki metali.

Wszelkie stale narzędziowe są stalami wyszej i najwyższej jakości. Są starannie odtlenione, wolne od wtrąceń niemetalicznych (duych i zgrupowań), pcherzy, pozbawione segregacji - przede wszystkim w glików.

Zasadniczo huty dostarczają stale na narzędzia w stanie zmierzonym (ziarnista postać w glików wtórnych), aby umożliwić ich obróbkę wiórową oraz zapewnić korzystną strukturę wyjściową do dalszej obróbki cieplnej.

125.1. Stale narzędziowe w głowie

Stale w głowie są najdawniej używanym materiałem narzędziowym. Mimo coraz to szerszego zastosowania stali stopowych stanowi powołańca produkowanych stali narzędziowych.

Klasyfikuje się je na podstawie składu chemicznego oraz takich cech, jak **hartowność i wrażliwość na przegrzanie**, tj. skłonność do rozrostu ziarn.

Stal narzędziowa w głowie produkowana jest w gatunkach o zawartości węgla średnio od 0,55% (N5) do 1,3% (N13 i N13E) w dwóch grupach o praktycznie jednakowym składzie: płytka i głębokohartujących się. Wszystkie gatunki płytko hartujące się (N7E-N13E) mają jednakowe zawartości Mn i Si, po 0,15÷0,30% oraz ograniczone zawartości C i S, po 0,025%. Odpowiadające im gatunki głębokohartujące się (7÷13) mają zawartości Mn i Si o 0,05%, a C i S o 0,005% więcej. Praktyka wykazuje, że stal tego samego gatunku, lecz pochodząca z różnych wytopów wykazuje różną hartowność. Dlatego te stale narzędziowe w głowie kontroluje się w celu określenia hartowności i jej skłonności do rozrostu ziarn. W tym celu próbki o wymiarach 25 × 25 × 120 mm (z karbem ułatwiającym złamanie w połowie

długo ci) hartuje si w wodzie od temperatury 760, 800, 880°C. Nast pnie po złamaniu próbek ocenia si na przełomie grubo oraz wielko ziarna warstwy zahartowanej przez porównanie ze skal wzorów Jernkontoret. Wynik zapisuje si w postaci ułamka, którego licznik odpowiada numerowi wielko ci ziarna przełomu, a mianownik - orientacyjnej gł boko ci warstwy zahartowanej. Wska niki hartowno ci i przegrzewno ci (wra liwo ci na przegrzanie) w zale - no ci od temperatury hartowania powinny odpowiada wymaganiom w tab- licy 15.5.

Tablica 12.5

Wska nik hartowno ci i przegrzewno ci w zale no ci
od temperatury hartowania stali narz dziowych w głowych

Znak stali	Najmniejszy numer ziarna wg PN-84/H-04507/00 i gł boko hartowania w mm przy temperaturze hartowania [°C]			
	760	800	840	880
N5		7/6	7/6	6/9
N6	7/5	7/6	7/6	6/8
N7÷N13	7/5	7/6	6/8	5/12 ¹⁾
N7E÷N13E	7/3	7/4	7/4	7/5

¹⁾ Na przełomie mog wyst pi p kni cia hartownicze.

Mała gł boko hartowania narz dziowych stali w głowych (7 ÷ 13 - 3÷5 mm; N7÷N13-5÷12 mm) jest ich istotn cech , poniewa umo liwia uzyskanie narz dzia twardego i odpornego na cieranie, a jednocze nie posiadaj cego dostateczn odporno na uderzenie (mi kki rdze). Inn dodatni cech narz dzia o takiej strukturze jest fakt, e w warstwie zewn trz- nej wyst puj napr enia ciskaj ce, głównie dzi ki temu, e martenzyt posiada wi ksz obj to wła ciw ni struktury rdzenia. Napr enia te zwi kszaj znacznie zdolno narz dzia do przeciwstawienia si obci eniom mechanicznym (napr enia rozci gaj ce), jakim podlega ono w pracy.

Stale płytko hartuj ce si (3÷5 mm) s stosowane na narz dzia o rednicy lub grubo ci nie wi kszej ni 20 mm. Stale gł boko hartuj ce si (5÷12 mm) u ywa si na narz dzia o niewiele wi kszych przekrojach od 20 mm, lecz nara onych na działanie du ych sił, pod naciskiem których cienka warstwa zahartowana mogłaby ulec zniszczeniu. W skład stali gł boko hartuj cych si wchodz tak e stale o znaku N5 i N6, maj one podwy szon zawarto Mn (do 0,6%) oraz obni on zawarto Si (max. 0,15%) i dlatego s zgrzewalne (np.: cz ci chwytowe narz dzi ze stali stopowych). Wszystkie stale narz dziowe w głowe cechuje mała trwało przechłodzonego austenitu. W zwi zku z tym,

w celu uzyskania przemiany martenzytycznej należy stosować bardzo intensywne chłodzenie w wodzie. Powoduje to wprowadzenie znacznych naprężeń własnych, wynikających z dużych gradientów temperatury, prowadzących do powstawania pęknięć hartowniczych i odkształceń (paczienia).

Należy podkreślić, że w głowie stałe narzędziowe stalami do pracy na zimno, tzn. narzędzia wyrabiane z tych stali służy do obróbki materiałów w temperaturze otoczenia. Maksymalna temperatura narzędzia nie powinna przekraczać 180°C, ponieważ powyżej tej temperatury materiał ostrza ulega odpuszczeniu i maleje jego twardość. Oczywiście ostrze takie ulega zniszczeniu. Ogólnie więc można powiedzieć, że stałe narzędziowe w głowie stosuje się do wyrobu narzędzi o niezbyt złożonych kształtach, przeznaczonych do obróbki materiałów przy niewielkiej szybkości skrawania. Typowe zastosowanie stali narzędziowych w głowach oraz warunki obróbki cieplnej podano w tablicy 12.6.

125.2. Stale narzędziowe stopowe

W porównaniu ze stalami narzędziowymi w głowach odznaczają się zwiększoną hartownością, możliwością pracy w podwyższonych temperaturach, podwyższoną odpornością na cieranie.

Dodatkami stopowymi w stalach narzędziowych są: Cr, W, V, Mo, Si, Ni, Mn, Co, B. Wprowadzenie około 1,5% Cr powoduje zwiększenie hartowności stali i umożliwia hartowanie w oleju narzędzi o znacznych przekrojach. Zwiększenie odporności narzędzia na odpuszczające działanie temperatur podwyższonych uzyskuje się przez wprowadzenie do stali wolframu w ilości od 2 do 12% lub molibdenu w ilości 0,3 do 3%, a w stalach szybkołecnych do około 10%. Korzystnie na odpuszczające działanie temperatur podwyższonych wpływa także krzem, dodawany w ilości 1,5 do 2%.

Odporność na cieranie narzędzi uzyskuje się przez wprowadzenie do stali pierwiastków w glikotwórczych, a szczególnie V, W, Mo i Cr przy prawidłowo dobranej ilości w głąb oraz starannie przeprowadzonej obróbce cieplnej. Skutecznie oddziaływania tych pierwiastków jest tym większe im utworzone w głąb drobniejsze i bardziej równomiernie rozmieszczone.

Stale do pracy na zimno. Głównymi dodatkami tych stali są:
 chrom - 0,5% (NMWV) 12% (NC10, NC11),
 wolfram - 0,6% (NPW) 1,9% (NZ2, NZ3), wyjtek 9% (NW9),
 wanad - 0,2% (NMV, NC6, NMWV) 0,8% (NC11LV), wyjtek 2% (NW9).
 Nieliczne z nich mają zwiększoną zawartość manganu (NMV, NCMS, NMWV, NWC), krzemu (NCMS, NZ2, NZ3), niklu (NPW) lub molibdenu (NC11LV, NCLV). Stale te z wyjtkiem NC10, NC11, NC11LV, które zawierają około 12% Cr lub NW9 (9% W i 4% Cr), są stalami nisko-

Tablica 126

Warunki obróbki cieplnej i typowe zastosowanie stali narz dziowych w głowych

Znak stali	C _r C _r [%]	Temperatury obróbki cieplnej [°C]				Twardość w stanie		Przykłady zastosowania		
		zmiękczenia		hartowania	odpuszczania	zmięczonym HB max	hartowanym HRC min			
		poniżej Ac ₁	powyżej Ac ₁							
N5 N6	0,55 0,65	680-710°C chłodzenie dowolne	—		790÷810	zale nie od wymaganej twardo ci 180-300	187	58 61	miotły kowalskie, siekiery, kleszcze, obcęgi, narzędzia łusarskie, części chwytowe narzędzi ze stali stopowych	
N7E, Nz	0,7		—		780÷800			62	młotki kowalskie, wykrojniki, ręczne zagłowniki, narzędzia do obróbki drewna, młotki kamieni	
N8E, N8	0,8		740-760 chłodzenie do 600°C z piecem z szybko ci do 20°C/h, potem dowolnie		770÷790		192		matryce do pracy na zimno, przebijaki, dłuta zwykłe i krzyżowe, piły taśmowe do drewna, przecinałki, noże do nożyc pracujących na zimno	
N9E, N9	0,9				760÷780			197 207	62	przebijaki, duże rozwiertaki i gwintowniki, matryce do pracy na zimno, narzędzia do obróbki twardego drewna
N10E, N10 N11E, N11	1,0 1,1								62 62	wiertła, frezy, rozwiertaki, gwintowniki, narzynki, nacinaki do pilników, wykrojniki, noże krętkowe, piłki do metali, matryce, szczypki i noże do maszyn do wyrobu gwoździ, noże szewskie,
N12E, N12 N13E, N13	1,2 1,3						750-780		207 217	62 63

i redniostopowymi Ogólna ilość dodatków stopowych nie przekracza w nich bowiem na ogół $3 \div 5\%$. Kilka tych stali zawiera stosunkowo duże ilości węgla - $1,6-2\%$ (NC10, NC11, NC11LV), ale wiskość około 1% , a tylko nieliczne około $0,5\%$ (NZ2, NZ3, NPW). Wynika stąd, że są one bardzo źró nicowane pod wzgl dem składu chemicznego. Stale narz dziove stopowe do pracy na zimno, obj to norm PN-86/H-85023, nie maj dodatkowego oficjalnego podziału. Mo na jednak w ród nich wyró ni kilka odr bnych grup. Skład chemiczny i warunki obróbki cieplnej wa niejszych stali do pracy na zimno, uszeregowanych wg typowych grup zastosowa , podano w tablicy 12.7.

Pierwsz z nich stanowi stale NV, NCV1, NC5, NW1, NMWV, które wykazuj hartowno nieznacznie wy sz od stali w głowych, st d te konieczno hartowania w wodzie dla uzyskania mo liwie du ej twardo ci

Martenzyt w tych stalach mi knie jednak ze wzrostem temperatury, co ogranicza zastosowanie tych stali do narz dzi, które nie rozgrzewaj si silniej podczas pracy (narz dzia skrawaj ce z małymi szybko ciami).

Do drugiej grupy mo na zaliczy stale niskostopowe o wi kszej hartownoci, podlegaj ce hartowaniu w oleju, charakteryzuj ce si małymi zmianami wymiarów po hartowaniu. S to stale NWV, NCMS, NC6, NC4, NWC. Mangan i chrom rozpuszczony w austenicie zawieraj cym eutektoidaln zawarto w gła obni a przemian M_s i M_f , wskutek czego po hartowaniu w strukturze pozostaje $10 \div 15\%$ austenitu szcz tkowego. Ten austenit kompensuje do pewnego stopnia wzrost obj to ci wskutek przemiany martenzytycznej. Hartowanie w oleju daje znacznie mniejsze napr enia własne. Oba te czynniki zmniejszaj zmian wymiarów i odkształce skutkiem hartowania. Temperatur odpuszczania wybiera si tak, aby cz austenitu szcz tkowego uległa przemianie, co przy równoczesnym zmniejszeniu obj to ci martenzytu zapewnia minimalne zmiany wymiarów i ich stabilno po obróbce cieplnej. Z tego powodu typowym zastosowaniem powy szych stali s narz dzia pomiarowe, sprawdziany i dokładne narz dzia, np.: gwintowniki, narzynki, przecigacze oraz wykrojniki, stemple i matryce do pracy na zimno.

Oddzieln grup (III) tworzą ledeburytyczne stale wysokochromowe NC10, NC11, NC11LV, NCLV, NW9, tzn. po odlaniu wyst puje w nich składnik ledeburytyczny. Po przeróbce plastycznej stale te zawieraj w gliku pierwotne i wtórne rozmieszczone na tle produktów rozkładu austenitu. Z uwagi na wysok zawarto chromu charakteryzuj si du hartownoci. Ciesze narz dzia mo na hartowa na powietrzu. Dzi ki du emu udziałowi obj to ciowemu twardszych od cementytu w glików chromu nale do bardzo odpornych na cieranie. Wymienione dwie ich cechy i trzecia: du a regularno odkształce przy hartowaniu bez zmiany kształtu - powoduj , e najch tniej stosuje si je do wyrobu narz dzi o skomplikowanych kształtach, mi dzy innymi na płyty tn ce do wykrojników, pier cienie do przeci gania, szcz ki i rolki do walcowania i wytłaczania, sprawdziany itp.

Tablica 12.7

Wybrane stale narzędziowe stopowe do pracy na zimno. Skład chemiczny, warunki obróbki cieplnej, przykłady zastosowania wg PN-86/H-85023

Grupa	Znak stali	średni skład [%]								Temperatury obróbki cieplnej [°C]				Twardość w stanie	
		C	Mn	Si	Cr	W	Ni	Mo	V	zakwaszenia		hartowania	odpuszczania	zmiękczonym max HB	hartowanym min HRC
										poniżej Ac ₁	powyżej Ac ₁				
I	NV NC5	1,4 1,4	0,3 0,3	0,3 0,3	0,6	-	-	-	0,3	690÷710	750÷770 770÷790	780÷800-W	220÷320 180÷260	217 248	63 64
U	NCMS NWC NC4	1,0 1,0 1,0	1,0 1,0 0,3	0,6 0,3 0,3	1,5 1,0 1,5	1,5	-	-		690÷710	770÷790	830÷850-O 830÷850-O 840÷860-O	150÷260 150÷320 150÷260	217 255 229	63 62 62
III	NC11LV NC11	1,6 2,0	0,3 0,4	0,3 0,4	11,0 12,0	-	-	0,9	0,8	-	820÷860 820÷860	1000÷1020-O-P 980÷1000-O	220÷450 220÷320	255 255	60 62
IV	NZ2 NPW	0,45 0,5	0,3 0,5	0,9 0,3	1,1 1,4	1,1 0,6	3,0	-	0,3 0,5	710÷740 580÷600	700÷780	880÷910-O 810÷840-O	220÷320 200÷350	229 269	54 50
<p>NC5 - brzytwy, ostre narzędzia chirurgiczne, skrobaki, narzędzia grawerskie, pilniki, przebijaki, rozwiertaki, frezy, noże, kółka do cięcia szkła, ostrza do zawieszki, pierścienie do przecięgania prętów i rur na zimno</p> <p>NCMS - narzędzia o różnych przekrojach, wkręty gwintowniki i narzynki, wykrojniki, stemple, płyty wykrojnikowe o prostych kształtach, sprawdziany tulejowe i gwintowe, przyrządy pomiarowe, niewielkie nożyce, narzędzia tnące</p> <p>NC11 - narzędzia do cięcia o wysokiej wydajności, noże do cięcia blach i taśm, wysokoobrotowe narzędzia do obróbki drewna przy niezbyt wysokich wymaganiach cięgliwości, rolki do profilowania i wywijania kołnierzy, narzędzia do gwintowania</p> <p>NZ2 - narzędzia pneumatyczne, dłuta, zagłowniki, tłoczniaki, przecinaki, noże pracujące na zimno i na gorąco, obcinaki do pracy na zimno i na gorąco formy do odlewania stopów Al i Mg pod ciśnieniem</p>															

Uwaga! Zawartość siarki, fosforu jest ograniczona do max 0,03%. W - woda, O - olej, P - powietrze.

Ostatnia grupa (IV) stali do pracy na zimno to stale redniostopowe, o ni szej ni we wszystkich poprzednich - zawarto ci w gla (0,5%). S to stale: NZ2, NZ3, NPW. Stanowi one pewnego rodzaju przej cie do klasy stali do pracy na gor co. Nieraz te w tym charakterze bywaj u ywane. Stale te wykorzystuje si na narz dzia, które winny wykazywa zwi kszon ci gliwo i odporno na obci enia dynamiczne, np. narz dzia pneumatyczne, wkładki matrycowe, stemple do przeróbki plastycznej na zimno. Oprócz chromu, wolframu i wanadu stale te zawieraj krzem lub nikiel. Krzem pozwala uzyska te same twardo ci narz dzia przy zastosowaniu wy szych temperatur odpuszczania, dzi ki czemu uzyskuje si lepsz ci gliwo oraz zmniejszenie napr e własnych przy podwy szonej granicy spr ysto ci. Nikiel poprawia równie ci gliwo , a ponadto w połączeniu z innymi pierwiastkami (Cr, W) znacznie zwi ksza hartowno umo liwiaj c hartowanie du ych przekrojów w oleju.

Stale narz dziove stopowe do pracy na gor co słu do produkcji narz dzi u ywanych do przeróbki plastycznej materiałów nagrzaných do wy szych temperatur (250÷600°C). Ze wzgl du na wi ksz plastyczno materiału obrabianego w podwy szonych temperaturach od stali tych nie wymaga si tak du ej twardo ci i odporno ci na cieranie jak dla stali do pracy na zimno. Musz one odznacza si jednak:

- dobrymi własno ciami mechanicznymi w podwy szonych temperaturach (wysok wytrzymało ci , twardo ci , dobr ci gliwo ci), a ze wzgl du na du e niekiedy rozmiary elementów z nich wykonywanych (matryce) dla uzyskania wy ej wymienionych własno ci - powinny mie du hartowno ,
- dostateczn odporno ci na szybkie zmiany temperatury. W wyniku wielokrotnego nagrzewania i chłódenia wierzchniej warstwy narz dzi wytwarza si z biegiem czasu na ich powierzchni siatka p kni . Zjawisko to zwane zm czeniem cieplnym jest podstawow przyczyn zu ywania si narz dzi do pracy na gor co.

Wymienione własno ci osi ga si w stalach redniow głowych (0,30÷0,55%C), zawieraj cych takie pierwiastki stopowe jak: chrom, molibden i wanad.

Chrom - 0,65% (WNL) 5% (WC1, WCLV), wyst puje we wszystkich stalach.

Molibden - 0,25% (WNL) 3% (WLK, WLW), w wi kszo ci z nich.

Wanad - 0,10% (WNLV) 1% (WCLV), w wi kszo ci z nich.

Poza tymi pierwiastkami w niektórych stalach wyst puje:

wolfram - 4,5% (WWS1), 9% (WWV), nikiel - 1,6% (WNL), 1,8% (WNLV), bor - 0,003% (WLB, WNLB) oraz w nowo opracowanej stali kobalt - 3% (WLK).

Skład chemiczny, warunki OC i typowe zastosowanie stali do pracy na gor co przedstawiono w tablicy 12.8.

W ród tych stali mo na wyró ni dwie grupy:

- 1) grup ni ej stopowych (do 3%) - WNL, WNLV, WNL1, WNLB,
- 2) grup wy ej stopowych (ponad 7%) - WCL, WCLV, WLW, WLK, WWS1, WWV, WVN1.

Tablica 128

Stale narzędziowe stopowe do pracy na gorąco. Skład chemiczny, warunki OC, przykłady zastosowania wg PN-86/H-85021

Grupa	Znak stali	średni skład [%]									Temperatura obróbki cieplnej [°C]			Twardość w stanie	
		C	Mn	Si	Cr	Mo	V	Ni	W	inne	zmiękczenia	hartowania	odpuszczania	zmiękczonym maxHB	hartowanym min HRG
I	WNL	0,55	0,65	0,25	0,65	0,22		1,60	-	-	650÷680	840÷880-O	450÷550	241	50
	WNLV	0,55	0,65	0,25	1,15	0,60	0,10	1,75			650÷680	840÷880-O	450÷550		50
II	WCL	0,38	0,50	0,95	5,00	1,35	0,40				780÷820	1000÷1040-O,P	450÷550	229	50
	WCLV	0,40	0,35	1,05	5,25	1,35	0,95				800÷840	1010÷1030-O,P	450÷550	229	51
	WLW	0,30	0,35	0,25	3,00	2,75	0,55				740÷780	1030÷1050-O,P	450÷550	229	50
	WLK	0,35	0,35	0,45	2,75	2,75		-		Co-3,00	720÷750	1020÷1040-O	500÷600	241	50
	WWS1	0,30	0,35	1,00	2,45		0,50		4,00		740÷780	1040÷1060-O	500÷600	241	47
	WWV	0,30	0,35	0,30	2,25		0,30		9,00		740÷750	1100÷1140-O,P	500÷600	268	45
<p>WNL - matryce ku nicze i kowadła do młotów i pras o dużej wydajności, matryce, szczęki i stemple do kuśnierek, płyty okrawające, wkładki matrycowe o mniejszej wydajności w porównaniu do innych gatunków stali</p> <p>WNLV - stal o większej hartowności i odporności na odpuszczanie niż stal WNL, stosuje się na: matryce ku nicze i kowadła do młotów i pras, szczególnie o dużych wymiarach i głębokich wykrojach</p> <p>WCL - wkładki matrycowe, matryce i stemple kuśnierek, płyty do okrawania pracujące w ciężkich warunkach, noże do cięcia na gorąco grubych półwyrobów i wyrobów, stemple do sprężania nakrętek, główek łożysk, sworzni i nitów pracujące na gorąco</p>															

Uwaga! Zawartość siarki, fosforu jest ograniczona do max 0,03%; O - olej, P - powietrze

Grupa ni ej stopowych stali do pracy na gor co u ywana jest do wyrobu narz dzi jak matryce ku nicze, kowadła do pras i młotów. Stosunkowo krótki czas kontaktu narz dzia z obrabianym materiałem powoduje, e odporno na odpuszczaj ce działanie temperatury ma w przypadku tych stali mniejsze znaczenie. Natomiast z uwagi na du e naciski i wstrz sy w czasie kucia musz one wykazywa dostateczn twardo z jednoczesn du ci gliwo ci . Najbardziej rozpowszechnion stal z tej grupy, jak i w ogóle z stali do pracy na gor co, jest stal Cr-Ni-Mo (0,7%-1,6%-0,2%) oznaczona jako WNL. W przemy le krajowym na narz dzia do pracy na gor co zu ywa si około 85% stali WNL, z czego około 60% do wyrobu du ych matryc ku niczych, natomiast 25% na narz dzia drobniejsze.

Druga grupa stali wy ej stopowych do pracy na gor co stosowana jest na matryce do pras i formy do odlewów pod ci nieniem, tj. tam, gdzie kontakt gor cego materiału jest stosunkowo długi i zwi zane z tym silniejsze nagrzewanie powierzchni pracuj cej, przy spokojniejszych warunkach pracy. Zawarto w gla w tych stalach jest niska (0,3÷0,4%), co zapewnia im dobr ci gliwo , za wolfram, molibden i wanad daj podczas odpuszczania efekt twardo ci wtórnej lub hamuj spadek twardo ci przy odpuszczaniu. Nale y tak e zaznaczy , e stale z molibdenem (WCL, WCLV, WLW i WLK) maj wi ksze przewodnictwo cieplne ni stale z wolframem (WWS1, WWV) i znosz gwałtowne zmiany temperatury, s bardziej odporne na zm czenie cieplne.

Pewne novum w ród materiałów stosowanych na narz dzia do pracy na gor co stanowi stale austenityczne. Stale austenityczne zawieraj ce 13% Cr, 13% Ni, 1,3% V i 1,3% W stosuje si za granic na narz dzia do wyciskania metali ci kich. Z krajowych stali jako podobn mo na zaleci stal zaworow 4H14N14W2MA.

Całkowit nowo w grupie stali narz dziowych stanowi stale typu maraging. Stosowa je mo na na narz dzia do pracy na gor co i na zimno, zalecane s na precyzyjne formy do odlewania ci nieniowego. Stale te s zupełnie niewra liwe na p kanie. Temperatura pracy tych narz dzi nie mo e przewy sza 500°C (temperatura starzenia).

Stale szybko tn ce stosowane s do wyrobu narz dzi skrawaj cych pracuj - cych w bardzo ci kich warunkach (znaczne szybko ci skrawania, du e przekroje wióra), dzi ki zdolno ci zachowania twardo ci i odporno ci na cieranie przy temperaturach do 600°C. Ich wysoka odporno na odpuszczanie jest wynikiem składu chemicznego oraz obróbki cieplnej, w której wykorzystuje si zjawisko wtórnego utwardzania. Zawieraj one znacz n ilo pierwiastków stopowych jak: wolfram, molibden, kobalt, wanad, chrom.

- Wolfram - 1,6% (SK8M) 18% (SW18),
- Molibden - 1% (SK5V) 10% (SK8M),
- Kobalt - 5% (SK5M) 10% (SK10V),

- Wanad - 1,2% (SK8M) 4,5% (SK5V),
- Chrom - 4%, zawieraj wszystkie stale.

Rola pierwiastków stopowych jest następująca. Chrom w stali szybko-
tniej najłatwiej przechodzi do roztworu - austenitu. Tworzy bowiem w gliku
łatwiej rozpuszczając się aniżeli w gliku V, W, czy też Mo. Wzbogaca austenit
w Cr i C, tym samym zwiększa hartowność stali (przedmioty o średnicy
250÷300 mm hartują się na wskroś). Zawartość chromu nie przekracza jednak
4%, ponieważ obniża temperatury M_s i M_f , zwiększając ilość austenitu
szczytkowego, trudno ulegającego przemianom przy odpuszczaniu. Wolfram,
molibden, a zwłaszcza wanad hamują procesy odpuszczania i powodują efekt
twardości wtórnej, zapewniając wysoką twardość stali w podwyższonych
temperaturach. Kobalt nie tworzy wprawdzie w glików, ale obniża ilość
austenitu szczytkowego i zmniejsza skłonność do odpuszczania i wykruszania
w glików, poprawiając tym samym skrawalność narzędzi. Kobalt jako jedyny
z pierwiastków stopowych zwiększa przewodność cieplną stali szybko-
twardych. Zawartość węgla (0,8÷1,4%) w stalach szybko-
twardych jest tak dobrana, aby
w stanie wyarzonym pierwiastki w glikotwórcze (W, V, Mo, Cr) były prawie
całkowicie związane w gliku, a po zahartowaniu od wysokich temperatur
czy w glików pozostała nierozpuszczona.

Skład chemiczny, warunki OC i typowe zastosowanie stali szybko-
twardych przedstawiono w tablicy 12.9. Zawarte w tej tablicy gatunki stali można
podzielić na trzy grupy: stale wolframowe - SW18, SW12C, stale molibdenowe
- SW7M, SW2M i trzecia grupa stale kobaltowe - SK5V, SK5M, SKM,
SK10V. Udział poszczególnych gatunków stali szybko-
twardych przedstawia się
następująco, dominuje produkcja stali molibdenowej SW7M (80%), następnie
SW18 (10%), reszta pozostałe stale.

Stal SW18 jest uważana historycznie za klasyczny stal szybko-
twardy o tak wysokiej zawartości wolframu nie jest zalecana, a to ze względu na
nieproporcjonalnie wysoki koszt w stosunku do własności użytkowych narzędzi
z nich wykonywanych - jest nieekonomiczna. Charakteryzuje się jednak dobrą
ciągliwością i jest mało wrażliwa na warunki austenitizacji, z tego względu
może być hartowana przy mniej dokładnym pomiarze temperatury.

Korzystne oddziaływanie molibdenu w porównaniu z wolframem na
zmniejszenie segregacji grawitacyjnej, możliwość uzyskania bardziej drobno-
ziarnistych w glików oraz zwiększenie przewodnictwa cieplnego (z powodu
mniejszej sumarycznie zawartości pierwiastków) i odporności na zmęczenie
cieplne doprowadziło do wytwarzania stali SW7M o lepszych własnościach
użytkowych, a szczególnie cięgliwości w porównaniu ze stalą SW18. Jednak
w szerszym zakresie temperatur austenitowania (skłonność do przegrzewania) przy
obróbce cieplnej narzędzi z tej stali zmusza do zastosowania urządzeń
o większej dokładności pomiaru i regulacji temperatury aniżeli do stali SW18.

Tablica 129

Stale szybko tnące. Skład chemiczny, warunki obróbki cieplnej, przykłady zastosowania wg PN-86/H-85022

Grupa stali	Znak stali	Cecha	redni skład [%]							Temperatura obróbki cieplnej [°C]			Twardość w stanie	
			C	Mn max	Cr	W	Mo	V	Co	zmi k- czenia	hartowa- nia	odpuszcza- nia	zmi k- czonym max HB	hartowanym i odpusz- czonym min HRC
W	SW18	W4	0,8	0,4	4,0	18,0	-	1,3	-	800÷840	1230÷1270	550÷570	285	64
Mo	SW7M	M2	0,9	0,4		6,5	5,0	1,9	-		1190÷1230			64
Co	SK5V	K3	1,4	0,4		12,7	1,0	4,5	5,5		1210÷1250			65
	SK5M	K4	0,9	0,4		6,5	4,5	2,0	5,0		1180÷1220			65
	SK8M	K8	1,1	0,4	1,6	10,0		8,0	1170÷1210	66				
	SK10	K6	1,2	0,4	10,0	3,3	3,0	10,0	1190÷1230	66				
SW18 - narz dzia do obróbki zgrubnej i wyka czaj cej ogólnego przeznaczenia, do obróbki materiałów redniej wytrzymało ci; no e tokarskie i stru- garskie, frezy, wiertła, narz dzia do gwintowania, segmenty i brzeszczoty pił; frezy limakowe														
SW7M - stal uniwersalna, nadaj ca si na narz dzia, od których oprócz wysokiej wydajno ci wymagana jest wysoka ci gliwo , narz dzia nara one na skr canie do obróbki materiałów o wytrzymało ci powy ej 830 MPa; wiertła spiralne, narz dzia do nacinania gwintów, segmenty do pił tarcz- wych, przeci gacze, frezy do gwintowania, frezy zataczane, rozwiertaki, narz dzia do obróbki kół z batych														
SK10V - stal do obróbki zgrubnej i wyka czaj cej stali o wysokiej wytrzymało ci przy wysokich szybko ciach skrawania, do obróbki stali austenitycznych i nierdzewnych; narz dzia do obróbki zgrubnej, narz dzia do pracy na automatach, łuszczarkach, wysokowydajne frezy, no e tokarskie i strugarskie														

Uwaga! Zawartość siarki i fosforu są ograniczone do 0,03%, niklu do 0,4%, manganu i krzemu do 0,4%.
Cecha stali - skrócone oznaczenie gatunków stali, stosowane na gotowych narzędziach.

Stale z grupy kobaltowej s najlepszymi (wysoka odporno na odpuszczanie, przy dobrej ci gliwo ci), ale i najdro szymi gatunkami stali szybko-
tn cych. Stosowanie ich jest uzasadnione tylko przy wyrobie narz dzi do
obróbki materiałów trudno skrawalnych np.: stali austenitycznych, b d
narz dzi o du ej wydajno ci przeznaczonych zarówno do obróbki zgrubnej jak
i wyka czaj cej materiałów o wysokiej wytrzymało ci.

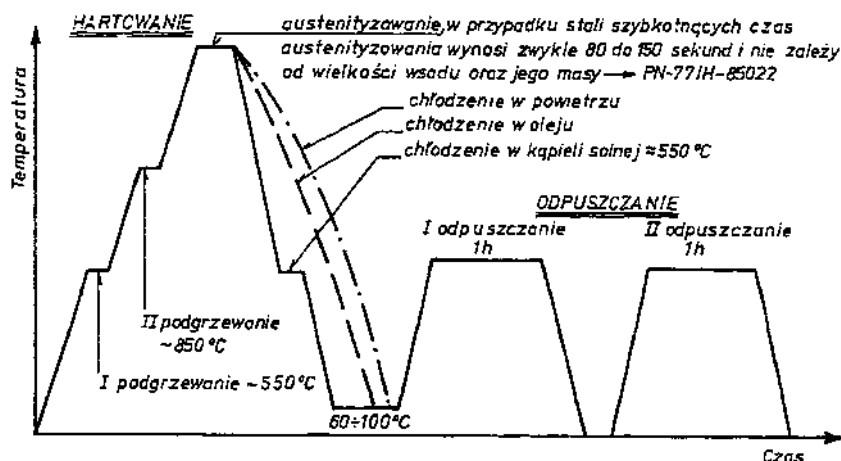
Stale szybko-tn ce s stalami ledeburytycznymi, tzn. w stanie lanym
składaj si z ziarn przemienionego austenitu w drobny perlit (ferryt stopowy
+ drobne eutektoidalne w gliki), w glików wtórnych oraz eutektyki podobnej
do ledeburytu (w gliki pierwotne + drobny perlit). Po wy arzaniu ujednorda-
niaj cym stal tak poddaje si przeróbce plastycznej - kuciu w zakresie
temperatur $1100 \div 900^{\circ}\text{C}$, celem rozbicia siatki ledeburytu. Stopie przekucia
powinien by o miokrotny. Dalsz przeróbk mo na ju prowadzi drog
walcowania. Po przeróbce plastycznej stale szybko-tn ce przechodz wy arza-
nie zmi kczaj ce przy temperaturze $800\text{—}840^{\circ}\text{C}$ przez ok. 10 h. Wy arzanie to
zapewnia struktur zło on z równomiernie rozło onych sferoidalnych w g-
lików w osnowie ferrytu stopowego o twardo ci rz du 285 HB. W gliki
stopowe w stali szybko-tn cej gat. SW18, w stanie wy arzonym, mo na
podzieli na trzy grupy:

- 1) w gliki typu M_6C , w których oprócz elaza wyst puje wolfram, molibden
i wanad,
- 2) w gliki typu M_{23}C_6 bogate w chrom i elazo,
- 3) w gliki typu MC bogate w wanad, które s najtwardsze i zawieraj
najwi cej w gla.

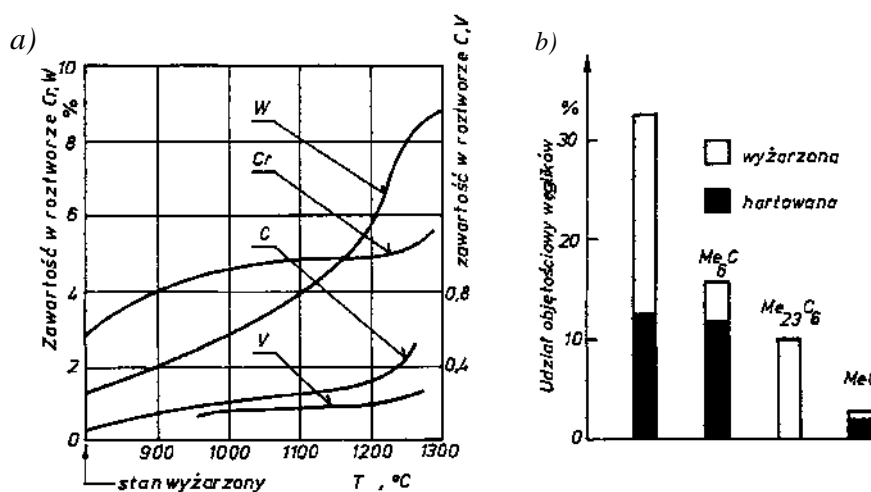
Wysokie własno ci u ytkowe narz dzia uzyskuje si jedynie po odpowied-
nim nasyceniu austenitu, a zatem i martenzytu pierwiastkami stopowymi
i w glem. Zapewniaj to wysokie temperatury hartowania bezpo rednio poni ej
temperatury solidusu (tablica 12.9). Przebieg obróbki cieplnej narz dzi ze stali
wysokostopowej przedstawiono na rys. 12.12. Uwzgl dniaj c, e stale narz -
dziowe, szczególnie wysokostopowe, cechuje małe przewodnictwo cieplne,
nagrzewanie przy hartowaniu prowadzi si stopniowo wg cyklu zaznaczonego
na rys. 12.12. Podczas nagrzewania stali wysokostopowej na przykład szybko-
tn cej zachodz nast puj ce zmiany strukturalne:

- w temperaturze $810\text{—}860^{\circ}\text{C}$ perlit przemienia si w austenit,
- w zakresie $860\text{—}1300^{\circ}\text{C}$ rozpuszczaj si w austenicie w gliki wtórne,
wydzielone poprzednio z austenitu przy studzeniu stali w czasie jej wy-
twarzania oraz przeróbki plastycznej. Rozpuszczanie w glików wtórnych
wzbogaca austenit w Cr, W, V i C.

Zmian składu austenitu i ilo ci w glików stali wysokostopowej (SW18)
w zale no ci od temperatury austenitizacji przedstawiono na rys. 12.13.
W pierwszej kolejno ci w zakresie $900 \div 1000^{\circ}\text{C}$ rozpuszczaj si w gliki bogate
w chrom, nast pnie powy ej 1000°C - w gliki wolframu i molibdenu typu



Rys. 12.12. Schemat przebiegu obróbki cieplnej narzędzi ze stali wysokostopowych



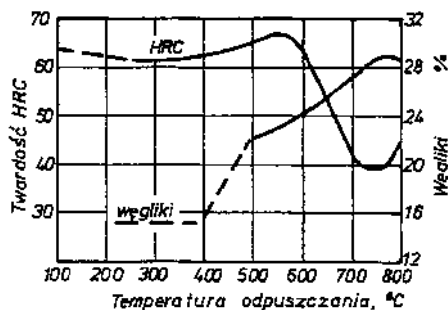
Rys. 12.13. Wpływ temperatury austenitacji stali SW18 na: a - skład austenitu, b - ilość w glików

M_6C . Proces rozpuszczania w glików M_6C przebiega ze wzrostem szybkości a do temperatur hartowania bliskich solidusu. W gliku typu MC zaczynają się rozpuszczać dopiero powyżej 1100°C , a szybkość ich rozpuszczania wzrasta dopiero powyżej 1200°C . Austenit w temperaturze hartowania zawiera około 0,5% rozpuszczonego węgla.

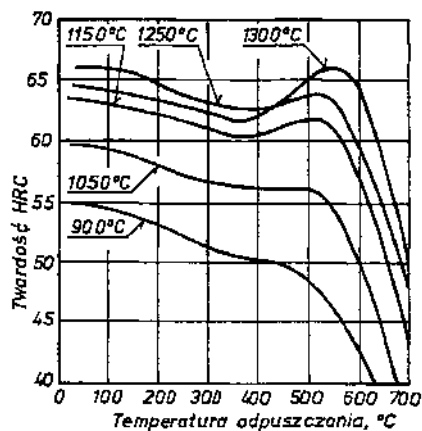
Czas austenitacji powinien być krótki, aby umożliwić rozpuszczanie si w glików, lecz nie powodować rozrostu ziarna. Ze względu na małą kry-

tyczn szybko chłodzenia stale wysokostopowe mo na hartowa w łagodnie chłodz cych o rodkach, np. w oleju, powietrzu. Chłodzenie przy hartowaniu wi kszych narz dzi odbywa si w oleju, a mniejszych - w powietrzu. Dla narz dzi o skomplikowanych kształtach stosuje si chłodzenie stopniowe w k peli solnej o temperaturze ok. 550°C z wytrzymaniem do 10 min i nast pnie chłodzenie w spokojnym powietrzu. Wy sze temperatury tego zabiegu mog spowodowa zapocz tkowanie przemiany baintycznej lub nawet perlitycznej, natomiast bliskie M_s sprzyjaj stabilizacji austenitu.

Struktura prawidłowo zahartowanej stali składa si z martenzytu i austenitu szcz tkowego (15—25%) z wyra nie zaznaczonymi granicami poliedrycznych ziarn byłego austenitu. W obr bie i na granicach ziarn wyst puj nie rozpuszczone w gliku pierwotne. Obecno w strukturze stali austenitu szcz tkowego powoduje, e jej twardo jest niewystarczaj ca. Z tego wzgl du przeprowadza si odpuszczanie dwuzabiegowe przy temperaturze $550\text{--}570^{\circ}\text{C}$. Podczas pierwszego odpuszczania wydzielaj si z martenzytu bardzo drobne w gliku wtórne typu M_2C , daj c efekt **twardo ci wtórnej** - rys. 12.14. Austenit szcz tkowy podczas chłodzenia z temperatury odpuszczania doznaje przemiany w martenzyt.



Rys. 1214. Wpływ temperatury odpuszczania na twardo i ilo w glików w zahartowanej stali SW18



Rys. 1215. Wpływ temperatury austenitizowania stali SW18 na twardo po odpuszczeniu

Efekt twardo ci wtórnej jest tym wyra niejszy, im bardziej austenit był nasycony w glem i pierwiastkami stopowymi, czyli im wy sza temperatura austenitizacji - rys. 12.15. Granic jest nadtopienie narz dzi lub nadmierny rozrost ziarna. Natomiast drugie odpuszczanie ma na celu odpuszczanie martenzytu wysokow głowego, utworzonego podczas pierwszego odpuszczania.

Otrzymuje się wówczas martenzyt odpuszczony i w gliku. Istnieje również inna możliwość zmniejszenia ilości austenitu szczytowego w owych stalach przez zastosowanie obróbki podzerowej po hartowaniu. Jednak nie ma ona większego zastosowania, a to ze względu na zwiększenie naprężeń hartowniczych (punktowania) i utrudnienie wykonywania (kucie) oziębienie).

12.6. Stale stopowe o szczególnych własnościach

Współczesna technika stawia przed materiałami bardzo różnorodne, a jednocześnie nie coraz wyższe wymagania. Burzliwy rozwój takich dziedzin jak: energetyka klasyczna i jądrowa, technika lotnicza, chemia i petrochemia, elektronika, wymaga od stali nie tylko spełnienia optymalnych własności mechanicznych, ale także spełnienia własności specjalnych jak: odporność na korozję, ognioodporność, bardzo wysoka odporność na ścieranie itp.

Dla przykładu można podać wzrost wymagań, jaki nastąpił w energetyce w ciągu ostatnich 50 lat. Ciężar pary w urządzeniach kotłowych wzrósł z 2 MPa do 30, a jej temperatura z 350 do 550°C. Oznacza to, że musi się masowo wytwarzać stale spełniające współczesne, znacznie wyższe wymagania. Jeszcze wyższe własności powinny mieć stale przeznaczone na części turbin w silniku odrzutowym itp. Stale przewyżają stale stopowe, przy czym w niektórych zawartość składników stopowych przekracza znacznie 50% tak, że należy raczej mówić o stopach, a nie stalach. Klasyfikację stali stopowych o szczególnych własnościach przedstawiono w tablicy 12.10.

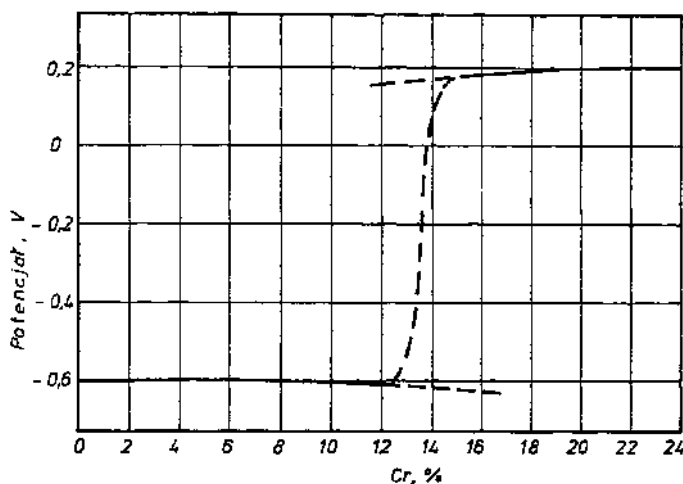
12.6.1. Stale odporne na korozję

W stalach odpornych na korozję podstawowym składnikiem jest chrom. Chrom przy zawartości ok. 13% powoduje zdolność do tzw. pasywacji stopów elaza. Pasywacja, czyli przejście w stan pasywny, zaznacza się skokowymi zmianami potencjału elektrochemicznego z -0,6 V, do +0,2 V, rys. 12.16. Oznacza to, że stopy zawierające mniej niż 13% Cr ulegają korozji podobnie jak stale węglaste. Stopy o zawartości powyżej 13% Cr zachowują się jak metale szlachetne: mają dodatni potencjał, są odporne na działanie korozji atmosferycznej, korozji w wodzie, w parze wodnej i w roztworach alkalicznych, gorących par ropy naftowej oraz niektórych zimnych kwasów nieorganicznych i organicznych. Natomiast ulegają szybkiemu niszczeniu w środowisku redukującym np. kwasu solnego, siarkowego, w roztworach chlorków (woda morska). Odporność na korozję w powyższym środowisku uzyskuje się poprzez dodanie drugiego oprócz chromu najważniejszego składnika stali odpornych na korozję, tj. niklu.

Tablica 12.10

Niektóre grupy stali stopowych o szczególnych własnościach

Do pracy przy podwyższonych temperaturach	PN-75/H-84024	19G2, 16M, 20M, 15HM, 20HM, 10H2M, 12HMF, 13HMF, 15HMF, 20MF, 21HMF, 20HMFTB, 15NCuMnNb, 23H2MF, 24H2MF, 26H2MF, 30H2MF, 22H2NM, 33H2NMJ, 20H3MWF, 32HN3M, 34HN3M, 15H11MF, 15H12WMF, 20H12M1F, 23H12MNF
Odporna na korozję (nierdzewna i kwasoodporna)	PN-71/H-86020	0H13, 0H13J, 1H13, 2H13, 2H14, 3H13, 3H14, 4H13, 4H14, 0H17T, H17, H18, H17N2, 2H17N2, 3H17M, H13N4G9, 0H17N4G8, 1H17N4G9, 2H18N9, 1H18N9, 0H18N9, 00H18N10, 1H18N9T, 1H18N10T, 0H18N10T, 1H18N12T, 0H18N12Nb, H18N10MT, H17N13M2T, 0H17N12M2T, 00H17N14M2, 0H17N16M3T, 0H23N28M3TCu, 0H22N24M4TCu
kwasoodporna	PN-71/H-86022	kwasoodporna i kwasowytrzymała H5M, H6S2, 2H17, H13JS, H18JS, H24JS, H25T, H26N4, H18N9S, H23N13, H20N12S2, H23N18, H25N20S2, H18N25S2, H16N36S2 Zaworowa H9S2, H10S2M, 4H14N14W2M, 50H21G9N4
Magnetycznie twarda	PN-75/H84038	W6, H6K6, H9K15M2



Rys. 12.16. Zmiana potencjału elektrochemicznego stali w zależności od zawartości chromu

Wychodząc ze składu chemicznego można najogólniej podzielić stale odporne na korozję na chromowe i chromowo-niklowe. Jednak częściej stosuje się klasyfikację tych stali wg struktury. Rozróżnia się więc stale ferrytyczne, martenzytyczne i austenityczne.

Stale odporne na korozję są ujęte w normie PN-77/H-86020 (tablica 12.11). Znak poszczególnych gatunków stali składa się z liter i cyfr. Litery w znaku określają charakterystyczne dla danego gatunku pierwiastki stopowe: H - chrom, N - nikiel, Nb - niob, M - molibden, G - mangan, Cu - miedź, T - tytan, J - aluminium. Liczby stojące po literach oznaczają przybliżoną zawartość pierwiastków stopowych wyrażoną w liczbach całkowitych. W przypadku gdy gatunki stali różnią się między sobą tylko zawartością węgla, oznacza się to cyfrą umieszczoną na początku znaku stali: 00, 0, 1, 2, 3 i 4.

Stale ferrytyczne i martenzytyczne

Strukturę w stalach chromowych można określić na podstawie wykresów równowagi faz - rys. 12.17. Z porównania tych wykresów wynika, że:

- zakres stali czysto ferrytycznych ograniczony jest bardzo małą zawartością węgla ($< 0,05\%$),
- w stalach zawierających 13% Cr przy zawartościach węgla w zakresie od 0,1% występuje obszar jednorodnego austenitu, który w miarę zwiększania ilości chromu stopniowo zanika. Obecnie w układzie Fe-Cr-C jednorodnego obszaru austenitu umożliwia hartowanie stali na martenzyt.

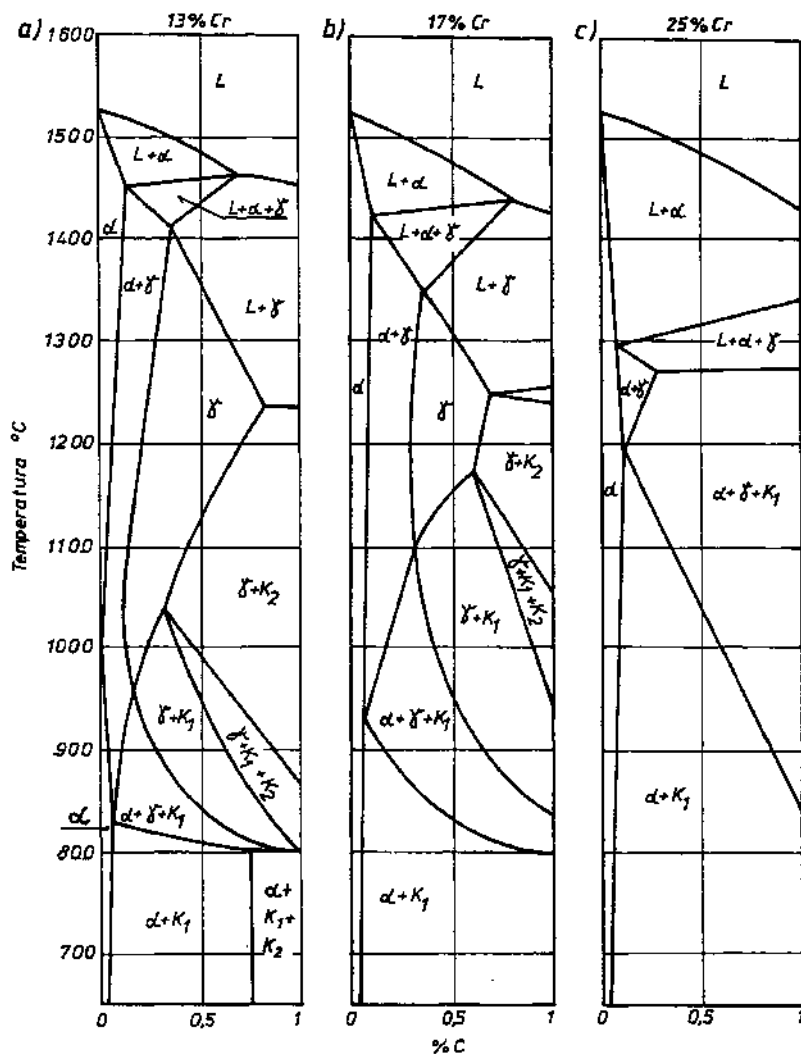
Stosowane więc w praktyce stale chromowe pod względem strukturalnym dzielone są na:

Tablica 1211

Przykłady gatunków stali odpomych na korozję - ferrytycznych, martenzytycznych i austenitycznych
wg PN-71/H-86020

Znak stali	redni skład [%]						Temperatura obróbki cieplnej [°C]				Twardo HB po:		
	C	Mn	Si	Cr	Ni	inne	wy arzania	hartowania	odpuszczania	przesycania	- wy arza- niu - przesy- caniu	hartowa- niu i odpuszcza- niu	
0H13	max 0,08	0,8	0,8	13,0	0,66	T i - d o 0,8	750÷850-zP		700÷750-P	100÷200/600÷700-P	130÷180	170÷210 280(55HRC) (56÷60HRC)	
0H17J	max 0,08	0,8	0,8	17,0	0,6		750÷850-P				130÷170		
1H13	0,12	0,8	0,8	13,0	0,6		750÷800-zP				950÷1000-O		140÷180
4H13	0,40	0,8	0,8	13,0	0,6		750÷800-zP				1000÷1030-O		180÷225
H18	1,00	0,8	0,8	18,0	0,6		800÷850-zP				1040÷1070-O		210÷260
1H18N9	max 0,12	2,0	0,8	18,0	9,0	N-0,20				1050÷1100-W	130÷180		
00H18N10	max 0,03	2,0	0,8	18,0	10,0					1000÷1050-W	130÷180		
1H17N4G9	max 0,12	9,0	0,8	17,0	4,0					1050÷1100-W	170÷240		
0H13	- w przemy le naftowym, na spawane wykładziny zbiorników zwykłych i ci nieniowych, na kolumny rektyfikacyjne, wymienniki ciepła i rury krakingowe oraz niektó re urz dzenia w przemy le koksowniczym												
0H17T	- urz dzenia do wytwarzania kwasu azotowego, zbiorniki, ruroci gi i cysterny do przewozu kwasu azotowego, urz dzenia i cz ci maszyn przemysłu spo ywczego, urz dzenia kuchenne stołówek												
1H13	- na łopatki turbin parowych, zawory pras hydraulicznych, przedmioty gospodarstwa domowego												
H18	- ło yska kulkowe dla przemysłu naftowego, no e wysokiej jako ci, narz dzia chirurgiczne, panewki, zawory i inne cz ci wymagaj ce du ej odporno ci na korozj i cieranie												
00H18N10	- na cz ci urz dze w rodowiskach o du ym zagro eniu korozj mi dykrystaliczn - urz dzenia przemysłu chemicznego i azotowego; wie e absorpcyjne, wymienniki ciepła, zbiorniki do kwasów, ruroci gi i inna aparatura spawana; urz dzenia dla przemysłu lakierniczego i farmaceutycznego; w przemy le spo- ywczym i owocowo-warzywniczym na elementy nara one na dzia łanie agresywnych rodków konserwuj cych (sól, SO ₂)												
1H17N4G9	- aparatura do produkcji mleka i jego przetworów: ba ki, pasteryzatory, wirówki i inne, urz dzenia kuchenne												

Uwaga! Zawartość siarki max 0,03%; fosforu max 0,04%; zP - studzenie z piecem; P - powietrze, O - olej; W - woda



Rys. 12.17. Przekroje stężeńowe wykresu równowagi Fe-Cr-C od strony elaza, przy stałej zawartości chromu, równej: a) 13%, b) 17% i c) 25%; K_1 - $M_{23}C_6$, K_2 - M_7C_3

- ferrytyczne o zawartości 12÷14% Cr (0H13, 0H13J) i 16÷18% (0H17T, H17) przy zawartości węgla max 0,1%,
- martenzytyczne o zawartości 12÷14% Cr i od 0,1÷0,45% C (1H13,4H13...), stale z grupy 16÷18% Cr i 0,2% C (H17N2...) oraz 1% C (H18).

Stale niskowęgłowe odznaczają się lepszą odpornością na korozję, natomiast o większej zawartości węgla - lepszymi własnościami mechanicznymi, i można je traktować jako stale konstrukcyjne, a także narzędziowe (4H13, H18 - narzędzia skrawające, pomiarowe, chirurgiczne).

Stale ferrytyczne wykazują największą odporność na korozję i są cięgliwe w stanie wyarzonym w około 800°C. W związku z dużą ciągliwością nadają się do tłoczenia na zimno. I tak np. stale 0H17T i H17 szeroko stosowane są na naczynia kuchenne, elementy karoserii samochodowej itp.

Stale martenzytyczne hartuje się z temperatur 950÷1050°C i odpuszcza w temperaturach uzależnionych od przeznaczenia, przy czym stale 4H13 i H18 odpuszcza się w niskich temperaturach, 200÷300°C, ponieważ chodzi o możliwość dużej twardości 56÷60 HRC. Pozostałe stale 1H13, 2H13... odpuszcza się zwykle w 600÷700°C i używane są na silnie obciążone części maszyn, które muszą być odporne na korozję, np. łopatkę turbin parowych, wały, rury, sprężyny oraz na przedmioty gospodarstwa domowego.

Przykłady gatunków stali chromowych ferrytycznych i martenzytycznych, ich skład chemiczny, warunki obróbki cieplnej i typowe zastosowanie podano w tablicy 12.12

Stale austenityczne

Stale austenityczne odporne na korozję są w zasadzie stalami chromowo-niklowymi o niskiej zawartości węgla (<0,1%). Dodatek niklu w ilości około 8% do niskowęglowych stali chromowych zawierających około 18% Cr zwiększa ich odporność na korozję i na działanie kwasów. Ze względu na dobrą odporność na działanie wielu kwasów stale te również nazywane są kwasoodpornymi. Stale zawierające 18% Cr i 8% Ni oznaczane popularnie znakiem 18-8 zyskały ogromne znaczenie we wszystkich krajach. Przykładem jest krajowa stal 1H18N9 - tabl. 12.11. Ze względu na to, że rozpuszczalność węgla w austenicie w temp. otoczenia nie przekracza 0,04%, nadmiar jego znajduje się w węgliku Cr_{23}C_6 . Dla polepszenia odporności korozyjnej węglik rozpuszcza się w austenicie, przesycając stal z temperatury ok. 1100°C w wodzie. Po tym zabiegu stal ma następujące własności mechaniczne: $R_m \cong 590 \text{ MPa}$; $R_e \cong 235 \text{ MPa}$; $A_5 \cong 40\%$; $Z \cong 55\%$; $HB \cong 150$ oraz wykazuje dobre własności plastyczne, ułatwiając przeróbkę plastyczną na zimno. Odkształcenie plastyczne na zimno powoduje znaczne umocnienie stali 18,8. Wadą tych stali jest ich skłonność do korozji międzykrystalicznej, która występuje po ich nagraniu do temperatury 500÷700°C. Jest ona wywołana powstawaniem na granicach ziarn węglików chromu (Cr_{23}C_6), które wyciągają chrom ze strefy przygranicznej. Prowadzi to do znacznego w tych miejscach obniżenia koncentracji chromu (<13%), powodując tym samym mniejszą odporność na korozję tych obszarów, a w efekcie niszczenie spójności ziarn stali. Korozji międzykrystalicznej zapobiega się przez ograniczenie zawartości węgla do 0,02-0,03% (np. 001H18N10 - tabl. 12.11) lub wprowadzenie do stali pierwiastków silniej węglikotwórczych niż chrom, np. Ti, Nb (np. 1H18N9T, 0H18N12Nb). Stale 18-8 wykazują dobrą odporność na korozję

Tablica 1212

Przykłady gatunków stali aroodpornych wg PN-71/H-86022

Znak stali	redni skład [%]						Obróbka cieplna W - wy arzanie, P - przesycanie, H - hartowanie, Odp. - odpuszczanie	Struktura po OC	aroodpor- no w po- wietrzu do temp. [°C]
	C	Mn	Si	Cr	Ni	inne			
H13JS	max 0,12	max 0,8	1,2	13,0	max 0,5	A1-1,0	W - 800÷850°C/powietrze lub olej	ferryt	950
2H17	max 0,15	max 0,7	max 1,2	17,0	max 0,6		W - 800÷850°C/powietrze lub olej	ferryt	850
H25T	max 0,15	max 0,8	max 1,0	25,0	max 0,6	Ti -0,8	W - 730÷780°C/powietrze lub woda	ferryt	1100
H18N9S	0,15	2,0	1,5	18,0	9,0		P - 1050÷1100°C/woda	austenit	850
H23N18	max 0,2	max 1,5	max 1,0	23,0	18,0		P - 1100÷1150°C/woda	austenit	1050
H25N20S2	max 0,2	max 1,5	2,0	25,0	20,0		P - 1100÷1150°C/woda	austenit	1150
H10S2M	0,4	max 0,7	2,0	10,0	max 0,5	Mo-0,8	H - 1010÷1050°C/powietrze lub olej	sorbit	900
							Odp. - 720÷780°C/olej		
4H14N14W2M	0,45	max 0,7	max 0,8	14,0	14,0	Mo -0,3; W-2,0	P - 1050÷1100°C/woda; starzenie - 700÷750°C przez 10-14 h	austenit	900
<p>H13JS - szyny, kołpaki, rury do pieców przemysłowych, cz ci aroodporne kotłów parowych i aparatów, cz ci suszarek do mas plastycznych, komór pró niowych, podpory dla przegrzewaczy pary, cz ci zdmuchiwaczy sadzy</p> <p>2H17 - garnki do wy arzania, skrzynki do naw glania</p> <p>H25T - cz ci mało obci one mechanicznie, płyty denne, szyny, mufle i inne cz ci pieców grzewczych, naczynia do wy arzania, cz ci do gazo-generatorów, cz ci aparatury do destylacji siarki, cz ci palników, osłony termopar</p> <p>H18N9S - obci one mechanicznie cz ci aparatury przemysłowej, kołpaki, aparatura wysokopr na</p> <p>H23N18 - cz ci obci one mechanicznie, pracuj ce w wysokich temperaturach</p> <p>H25N20S2 - silnie obci one mechanicznie cz ci urz dze do konwersji metanu, pirolizy gazów, hydrogenizacji, urz dzenia dla przemysłu szklarskiego, kosze do wypalania porcelany, cz ci aparatury pracuj cej pod bardzo silnym obci eniem mechanicznym w wysokich temperaturach</p> <p>H10S2M - silnie obci one zawory wylotowe oraz bardzo silnie obci one zawory wlotowe silników spalinowych samochodowych, motocyklowych i lotniczych</p> <p>4H14N14W2M - najsilniej obci one zawory wylotowe i wlotowe silników lotniczych</p>									

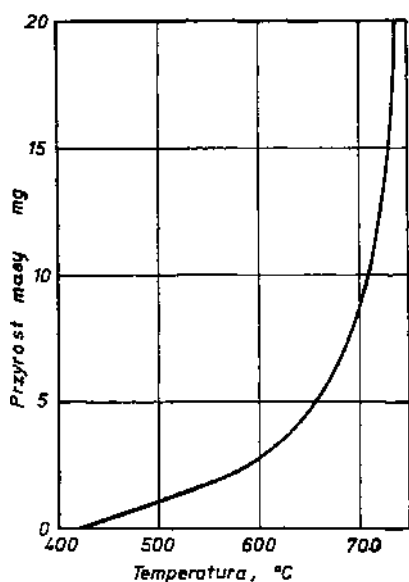
Uwaga! Zawarto S do 0,03%, P - do 0,035 (0,045).

atmosferyczn , korozj w wodzie morskiej, roztworach alkalicznych, w produktach ywno ciowych, kwasach nieorganicznych z wyj tkiem kwasu solnego, siarkowego, fluorowodorowego, jodu, bromu i wilgotnego chromu, na korozj w roztworach soli i w kwasach organicznych z wyj tkiem kwasu mrówkowego.

Popraw odporno ci na działanie kwasu siarkowego zapewnia stalom 18-8 dodatek $1,5 \div 3\%$ molibdenu (np. H18N10MT). Bardzo dobr odporno na działanie kwasu siarkowego o dowolnym st eniu i temp. do 100°C ma stal 0H22N24M4TCu. Ze wzgl du na powszechnie odczuwany deficyt Ni zast puje si go manganem i azotem (np. 1H17NG9 - tabl. 12.11). Odporno na korozj jest nieco gorsza ni stali 18-8, jednak e w szeregu o rodków ich własno ci s równorz dne.

12.6.2. Stale aroodporne

Stale przeznaczone na elementy maszyn i urz dze pracuj cych w podwy szonych temperaturach powinny odznacza si aroodporno ci wzg dnie arowytrzymało ci , przy czym stale z tej grupy musz by równocze nie aroodporne. **aroodporno** jest cech charakteryzuj c odporno metalu na działanie czynników chemicznych w podwy szonych temperaturach, przede wszystkim gazów utleniaj cych. Utlenianie metali i stopów w podwy szonych temperaturach jest zło onym procesem cieplno-chemicznym, polegaj cym nie



Rys. 12.18. Przyrost masy próbki w zale no ci od temperatury

tylko na ł czeniu tlenu z metalem, lecz równie dyfuzji atomów przez warstw tlenków. elazo tworzy z tlenem kilka odmian tlenków: FeO (wustyt), Fe_3O_4 (magnetyt) i Fe_2O_3 (hematyt).

Skład utworzonej warstwy tlenkowej zale y od temperatury, przy czym powy ej 650°C szybko utleniania czystego elaza gwałtownie zaczyna wzrasta - rys. 12.18.

Utworzona warstwa tlenkowa powy ej tej temperatury składa si głównie z FeO, co bardzo przyspiesza wzrost grubo ci zgorzeliny. A eby zwi kszy odporno elaza i stali na utlenianie w podwy szonych temperaturach, wprowadza si do nich takie pierwiastki, jak chrom, aluminium lub krzem, które wykazuj c od elaza wi ksze powinowactwo do tlenu, tworzą odpowiednio tlenki Cr_2O_3 , Al_2O_3

lub SiO_2 . Powstałe z nich warstwy są bardzo szczelne i utrudniają dyfuzję jonów żelaza, chroniąc je w ten sposób przed dalszym utlenianiem.

Im wyższa jest temperatura pracy, tym większa zawartość pierwiastka stopowego jest potrzebna dla zapewnienia odporności (np. przy zawartości powyżej 10% Cr stal jest odporna przy 900°C , za zapewnienie odporności przy 1100°C wymaga $20\div 25\%$ Cr). Odporność stali jest przede wszystkim zależna od ich składu chemicznego i nie związana prawie ze strukturą - rys. 12.19 i z tego względu nie ma zasadniczej różnicy pomiędzy stosowanymi stalami odpornymi ferrytycznymi

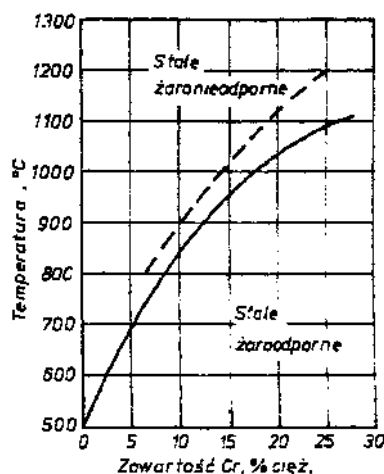
(chromowymi), a austenitycznymi (chromo-niklowymi). Ważne jest tylko, aby stale odporne w zakresie temperatur ich pracy nie doznawały przemian alotropowych, gdyż związane z tym zmiany objętościowe mogłyby naruszyć spójność powstałej warstwy tlenków. Jako miarę odporności przyjmuje się temperaturę, w której próbka o ciętych oznaczonych wymiarach uzyskuje graniczną wartość przyrostu masy, wynoszącą $0,025 \text{ g/cm}^2$ jej powierzchni, przy czym czas próby wynosi 250 godzin.

Wytrzymałość nazywa się zdolność stali do zachowania własności mechanicznych w warunkach podwyższonej temperatury przy działaniu obciążenia. Charakterystycznym zjawiskiem, występującym w elementach konstrukcyjnych, pracujących przy wyższych temperaturach pod działaniem obciążenia w ciągu dłuższego czasu, jest **pełzanie** (PN-60/H-04330).

Stąd też o przydatności stali tej grupy decyduje :

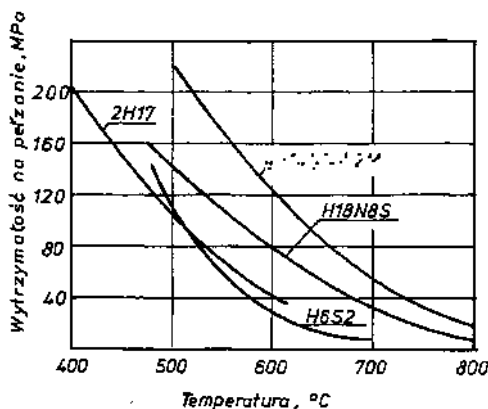
Czasowa granica pełzania, zwana **granica pełzania**, jest to stałe obciążenie podzielone przez przekrój początkowy próbki, które po upływie określonego czasu działania przy stałej temperaturze spowoduje trwałe wydłużenie próbki o określone wielkość. Granicę pełzania oznaczamy symbolem $R_{a(t)^\circ\text{C}}$ gdzie "a" oznacza wydłużenie w %, a „t” czas w godzinach, np. $R_{0,1/1000/800}$ - wielkość naprężenia, które po upływie 1000 godz. pełzania w stałej temperaturze 800°C wywoła odkształcenie trwałe nie większe niż 0,1%.

Czasowa wytrzymałość na pełzanie, zwana **wytrzymałością na pełzanie**, jest to stałe obciążenie podzielone przez przekrój początkowy próbki, które po upływie określonego czasu działania przy stałej temperaturze spowoduje



Rys. 12.19. Wpływ zawartości chromu na temperaturę odporności stali

zerwanie próbki. Wytrzymałość na pełzanie oznacza się symbolem $R_{z(t)^{\circ}\text{C}}$, np. $R_{z(100)900}$ - wielkość naprężenia, które spowoduje rozerwanie próbki w czasie równym 100 godz. w temp. 900°C . Niekiedy wyznacza się również wytrzymałość na pełzanie, podając tylko czas do rozerwania próbki przy określonej temperaturze, stosuje się wówczas uproszczone oznaczenie wytrzymałości R_m (wytrzymałość czasowa).



Rys. 12.20. Wytrzymałość na pełzanie dla kilku stali aroodpornych w zależności od temperatury pracy

Dla porównania arowytrzymałości różnych stali na rys. 12.20 przedstawiono wpływ temperatury na ich wytrzymałość na pełzanie. Jak widać, również arowytrzymałość wzrasta ze zwiększeniem zawartości pierwiastków stopowych, a w szczególności w stalach zawierających molibden, wolfram a także tytan. Ponieważ dodatki te nie podnoszą aroodporności, stale arowytrzymałe muszą zawierać jeszcze dodatki zabezpieczające aroodporność stali, przede wszystkim chrom, a także krzem i aluminium. Z kolei wprowadzenie niklu do stali aroodpornych pozwala uzyskać struktury austenityczne, nie wykazujące niektórych wad, np. kruchości. Stale aroodporne i arowytrzymałe są ujęte w normie PN-71/H-86022. Spośród 15 gatunków krajowych stali 7 należy do ferrytycznych (stale Cr-Al; Cr-Si), natomiast pozostałe są zaliczane do austenitycznych (stale Cr-Ni).

Stale ferrytyczne stosowane są na nie podlegające obciążeniom mechanicznym części kotłów parowych, pieców przemysłowych, aparatury chemicznej, części palników gazowych, skrzynie do nawigacji itp. Natomiast stale austenityczne przeznaczone są na elementy maszyn i urządzeń silnie obciążonych mechanicznie w wysokich temperaturach i tak do temp. 850°C zalecane są stale typu 18-8 z dodatkiem krzemu H18N9S. W temperaturze powyżej 1000°C mogą pracować stale typu H23N18 (do 1050°C), H18N25S2 (do 1100°C) lub H25H20S2 (do 1150°C). Wszystkie wymienione stale stosowane

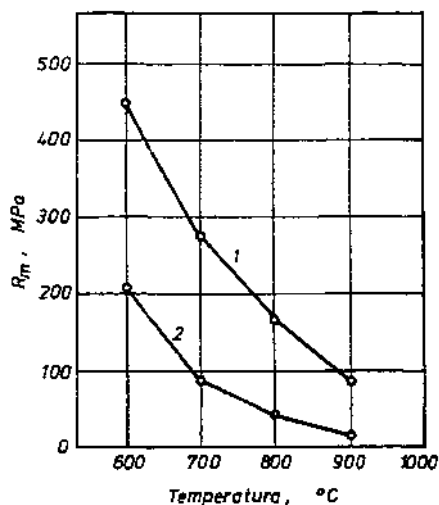
s po przesyleniu z temperatury 1100-1150°C. Powyższe stale wykazują niżej odporność na działanie gazów zawierających związki siarki aniżeli stale chromowe ferrytyczne. Natomiast odwrotnie jest w przypadku atmosfer zawierających gląd i azot gląd.

Do stali aroodpornych należą również **stale zaworowe**. Wymaga się od nich oprócz wysokiej odporności korozyjnej w środowisku spalin również :

- wysokiej odporności na ścieranie przy wysokich temperaturach (temperatura grzybka zaworu wydechowego osiąga bowiem 900°C),
- dobrych własności mechanicznych w wysokich temperaturach,
- wysokiego przewodnictwa cieplnego.

Wreszcie technologia produkcji zaworów stawia dodatkowe wymagania redniej skrawalności i podatności do kucia.

Wymaganiom wyżej wymienionym stosunkowo najlepiej odpowiadają stale rednio w glądzie (0,45% C) zawierające podobny zestaw pierwiastków stopowych jak stale aroodporne. Norma PN-71/H-86022 wyodrębnia cztery stale zaworowe: H9S2, H10S2M, 4H14N14W2M i 50H21G9N4. Stale zaworowe H9S2 i H10S2M noszą nazwę silchromów, stosowane są na zawory silników motocyklowych i samochodowych. Ich obróbka cieplna polega na hartowaniu w oleju z temperatury około 1050°C z następnym odpuszczeniem w 750°C, z chłodzeniem w wodzie (H9S2) lub oleju (H10S2M) dla uniknięcia kruchości odpuszczania. Uzyskuje się wówczas strukturę sorbityczną. Po takiej obróbce cieplnej silchromy przy temperaturze otoczenia wykazują $R_m = 740 \div 880$ MPa i $R_r = 490 \div 690$ MPa. Po przekroczeniu temperatur 700-800°C wytrzymałość stali spada do bardzo niskich wartości ustępując zdecydowanie stalom austenitycznym. (4H14N14W2M, 50H21G9N4) - rys. 12.21. Stąd te stale 4H14N14W2M, 50H21G9N4 stosowane są na bardzo silnie obciążone zawory wlotowe i wylotowe silników lotniczych. Obróbka cieplna tych stali to utwardzanie dyspersyjne, polegające na przesyleniu z temperatury około 1100°C z następnym starzeniem przy ok. 750°C. Stal 50H21G9N4 jest szczególnie odporna na korozję wywołaną tlenkami ołowiu. Z tego powodu szeroko stosowana jest w nowoczesnych silnikach samochodowych.



Rys. 12.21. Wytrzymałość stali zaworowych w zależności od temperatury: 1 - H10S2N, 2 - H9S2

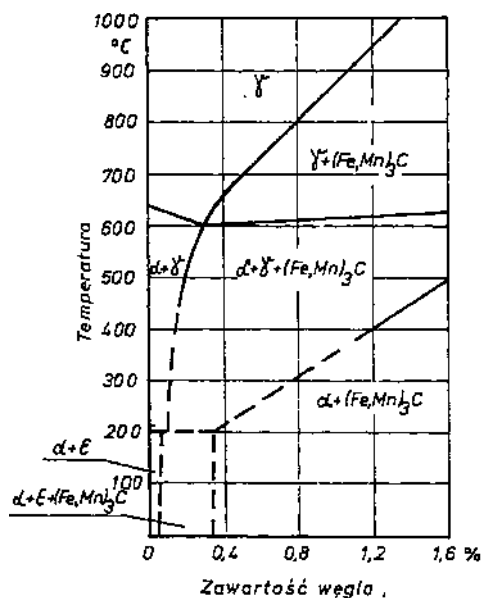
Przykłady gatunków stali aroodpornych, ich skład chemiczny, warunki obróbki cieplnej i typowe zastosowanie podano w tablicy 12.12.

12.6.3. Stale odporne na cieranie

Przedstawicielem tej grupy jest austenityczna stal manganowa zwana od nazwiska wynalazcy - **stal Hadfielda**, zawieraj ca 1÷1,3% C i 11÷14% Mn.

Stosunek ilo ci w gla do manganu winien wynosi 1:10 (warunkuje stało struktury austenitycznej). Stal Hadfielda, jak to wynika z wykresu Fe-Mn-C - rys. 12.22, po nagrzanu do wysokich temperatur 950÷1000°C i powolnym chłodzeniu na powietrzu ma struktur ferrytu z wtr ceniami cementytu manganowego $(Fe,Mn)_3C$. Stal ta ma jednak najkorzystniejsze cechy, gdy struktura jej składa si z samego austenitu. Szybkie ozi bienie stali z ww. temperatur zapobiega wydzielaniu si w glików i pozwala na zachowanie struktury austenitycznej do temp. pokojowej i ni szej.

Własno ci mechaniczne stali Hadfielda w stanie przesyconym kształtują si na poziomie: $R_m = 800\div1080$ MPa, $R_e = 340\div440$ MPa, $A_5 = 50\%$, $Z = 60\%$, $HB = 220$, $K = 290$ J/cm². Na



Rys. 12.22. Przekrój st eniowy wykresu równowagi Fe-Mn-C od strony elaza, przy stałej zawarto ci manganu, równej 12%

uwag zasługuje wysoka wytrzymałość i udarno oraz dobre własno ci plastyczne stali przy stosunkowo niskiej granicy plastyczności i twardości. Jednak najbardziej charakterystycznym cechem tej stali jest wysoka odporność na cieranie przy dużych naciskach, jakie wywołują zgniot w warstwach powierzchniowych, ujawniający się przez szybki wzrost twardości do ponad 500 HB. To silne utwardzenie tłumaczy się tym, że stal ta, posiadając niską granicę plastyczności, łatwo się umacnia w czasie odkształcania (struktura austenityczna ma wiele systemów łatwego poślizgu), w stopniu znacznie większym niż inne stale konstrukcyjne, a ponadto austenit w warstwie powierzchniowej pod wpływem nacisku ulega przemianom na martenzyt. Stal Hadfielda jest materiałem niezastępionym wtedy, gdy chodzi jednocześnie o dużą odporność na

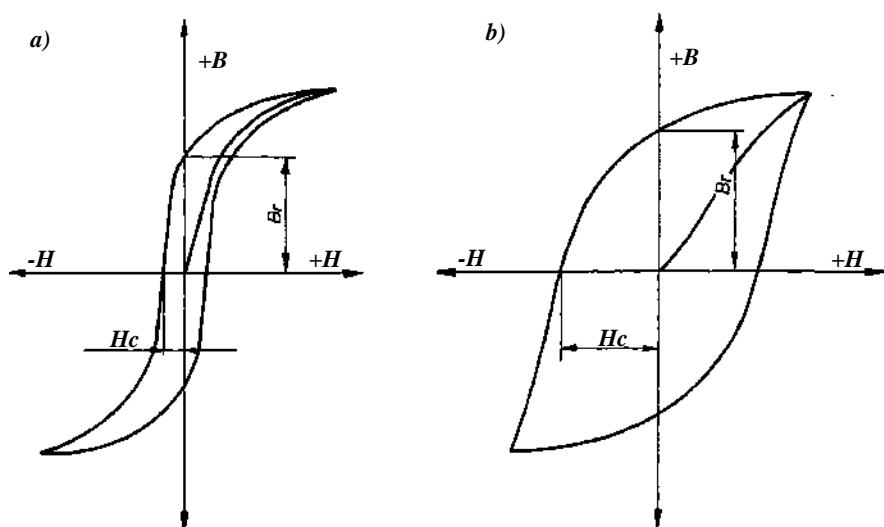
cieranie i du udarno (stale zahartowane odznaczają się równie du odporno ci na cieranie, ale s kruche). Stosowana jest na rozjazdy kolejowe, tramwajowe, elementy czepaków koparek, kruszarek, g sienice pojazdów, kasy pancerne, kule i płyty do młynów itp. Ze wzgl du na trudn obrabialno tej stali, elementy wytwarza się najcz ciej przez odlewanie (staliwo Hadfielda - oznakowane wg PN-88/H-8316 L120G13). Popraw obrabialno ci uzyskuje się poprzez wygrzanie jej w temp. $500\div 550^{\circ}\text{C}$ przez dłu szy okres czasu. Przy podgrzewaniu stali przesyconej na granicach ziarn austenitu i na granicach bli niaków wydzielają się w gliki. W zakresie temperatur $300\div 450^{\circ}\text{C}$ nast puje przemiana zubo ałego w w giel austenitu w martenzyt, za powy ej 500°C - odpuszczanie martenzytu. Przemiana austenitu na martenzyt i jego odpuszczanie w temperaturach ww. powoduj , e po wygrzaniu i nast pnym ozi bieniu w wodzie stal Hadfielda daje się obrabia spiekami. Po zako czeniu obróbki skrawaniem stal ponownie poddaje się obróbce cieplnej, tj. przesycaniu.

12.6.4. Stale o specjalnych własno ciach magnetycznych

elazo jest jednym z nielicznych metali technicznych (oprócz Co i Ni) wykazuj cych własno ci ferromagnetyczne czyli o du ej intensywno ci magnesowania. Własno ci te wykazuje równie wi kszo stopów elaza. Wyj tek stanowi stale o strukturze austenitycznej. Podstawow charakterystyk materiałów magnetycznych jest krzywa magnesowania zwana p tł histerezy - rys. 12.23. Na jej podstawie mo na okre li dwie charakterystyczne wielko ci materiału:

- **pozostało magnetyczn** Br, czyli indukcja pozostaj c w materiale po jego namagnesowaniu i usuni ciu działania pola magnetycznego; jednostk indukcji jest Gauss (Gs),
- **koercja** Hc wyraża c wielko nat enia pola magnetycznego przeciwnego znaku potrzebnego do odnamagnesowania materiału; koercja mierzy się w erstedach (Oe).

Pole ograniczone p tł histerezy przedstawia wielko energii zu ytej do magnesowania i odnamagnesowania materiału. Zale nie od kształtu krzywej rozró nia się dwie podstawowe grupy materiałów ferromagnetycznych: magnetycznie mi kkie i magnetycznie twarde. Pierwsze odznaczają się w sk p tł histerezy (rys. 12.23a). S to materiały o du ej przenikalno ci magnetycznej (μ) i du ej pozostało ci magnetycznej (Br), a małej koercji (Hc). Podczas okresowych zmian pola wzbudzaj cego przemagnesowanie tych materiałów wyst puj małe straty energii, jak to wynika z kształtu p tli histerezy. Najwa niej-sza własno materiałów magnetycznie mi kkich - przenikalno magnetyczna - zale y od czysto ci metalu, jego mikrostruktury i napr e własnych.



Rys. 12.23. Krzywe magnesowania - p tła histerezy dla stali: a) magnetycznie miękkiej, b) magnetycznie twardej

Zanieczyszczenia, utlenienie, drobnoziarnistość oraz naprężenia własne (np. po obróbce mechanicznej lub plastycznej) zmniejszają przenikalność magnetyczną. Poddaje je się wyarzaniu dla usunięcia naprężeń własnych (wywołania rozrostu ziarna) w warunkach zabezpieczających przed utlenianiem.

Drugie, tj. materiały magnetycznie twarde odznaczają się szerokim p tłem histerezy (rys. 12.23b). Charakteryzuje je niewielka pozostałość magnetyczna (B_r) i duża koercja (H_c). Okresowe zmiany zewnętrznego pola magnetycznego, powodujące straty energii, ale po namagnesowaniu stan nasycenia utrzymuje się przez dłuższy czas. Koercja - najważniejsza własność tej grupy materiałów - zależy głównie od naprężeń własnych, które jej powiększają. Dla uzyskania możliwie dużych naprężeń własnych materiały magnetycznie twarde poddaje się obróbce cieplnej, np. stalem - hartowaniu.

Stale magnetycznie miękkie. Podstawowym materiałem do pracy w obwodach prądu zmiennego są niskoweglowe ($< 0,1\%$ C) stale krzemowe ($0,4 \div 4,2\%$ Si) o dużej czystości, przeznaczone do wyrobu blach elektrotechnicznych, z których wykonuje się rdzenie transformatorów i części prądnic. Stal na blachy transformatorowe zawiera $3,7 \div 4,2\%$ Si przy minimalnej ilości węgla ($0,01 \div 0,02\%$), a stal na blachy prądnicowe $0,4 \div 3,4\%$ Si i $0,1\%$ C. Im większa czystość (C $0,02\%$, P $0,15\%$, S $0,015\%$), większe ziarno i bardziej jednorodna struktura, tym własności magnetyczne są lepsze.

Ponadto na własności magnetyczne wyrażony wpływ wywiera technologia walcowania blach. Obróbka cieplna stali krzemowej (po walcowaniu na zimno - zgniot $5 \div 10\%$) polega na wyarzaniu w temperaturze $1100 \div 1200^\circ\text{C}$

w atmosferze wodoru lub w próżni. Rekryształizacja w tak wysokich temperaturach prowadzi do danego rozrostu ziarn, wykazujących czysto określone orientacje krystalograficzne w stosunku do powierzchni blachy (tekstura Gossa). Atmosfera wodoru w czasie wyarzania ułatwia wypalanie się resztek węgla, którego zawartość w procesie metalurgicznym udaje się obniżyć do 0,6%. Stale magnetycznie miękkie nie są już te jednoznacznie w PN, zawarte są w normach branżowych BN-75/0642-31, BN-80/0642-43, BN-71/0642-26 oraz PN-87/H-92124.

Stale magnetycznie twarde są stosowane na trwałe magnesy. Ujęte są w PN-75/H-84038. W zależności od właściwości magnetycznych rozróżnia się trzy gatunki stali: W6, H6K6 i H9K15M2. Litery w znaku stali oznaczają: H - chrom, W - wolfram, K - kobalt, M - molibden. Liczby po literach określają średnią zawartość danego składnika stopowego. Skład chemiczny stali na magnesy trwałe podano w tablicy 12.13. Dobre właściwości magnetyczne stali na magnesy zapewnia struktura jednorodnego martenzytu o możliwie najmniejszej zawartości węgla i austenitu szczykowego. Strukturę taką uzyskuje się dopiero w wyniku złożonej obróbki cieplnej, na którą składa się: normalizowanie, hartowanie z obróbką podzerow oraz niskie odpuszczanie.

Tablica 12.13

Skład chemiczny stali na magnesy trwałe
(wg PN-75/H-84038)

	Zawartość pierwiastków [%]									
	C	Mn	Si	P _{max}	S _{max}	Cr	W	Mo	Ni _{max}	Co
W6	0,68÷ ÷0,78	0,20÷ ÷0,40	0,17÷ ÷0,40	0,03	0,03	0,30÷ ÷0,50	5,20÷ ÷6,20	-	0,30	-
H6K6	0,90÷ ÷1,05	0,20÷ ÷0,40	0,17÷ ÷0,40	0,03	0,2	5,50÷ ÷6,50	-	-	0,60	5,50÷ ÷6,50
H9K15M2	0,90÷ ÷1,05	0,20÷ ÷0,40	0,17÷ ÷0,40	0,03	0,02	8,0÷ ÷10,0	-	1,20÷ ÷1,70	0,60	13,50÷ ÷16,50

Normalizowanie przeprowadza się w wysokich temperaturach: 1050÷1250°C, dla przeprowadzenia dużej ilości węgla do roztworu stałego. Hartowanie przeprowadza się z temperaturami: 840°C dla stali W6; 950°C (olej) dla stali H6K6; 1000°C (powietrze) dla stali H9K15M2, dla uzyskania drobnoziarnistego martenzytu.

Po hartowaniu przeprowadza się wymrażanie dla usunięcia austenitu szczykowego przy -70°C oraz odpuszczanie przy 100°C. Odpuszczanie prowadzone w temp. 100°C zmniejsza wartość koercji, lecz zapewnia jej stałość w czasie. Najlepsze właściwości magnetyczne wykazują stale

zawierają ce kobalt (struktura zło ona z drobnego martenzytu), jednak e ich zastosowanie jest ograniczone, z uwagi na fakt, e kobalt jest pierwiastkiem deficytowym. Na małe i nieodpowiedzialne magnesy mo na stosowa stale w glowe. Po dane własno ci magnetyczne uzyskuje si po zahartowaniu. Wad stali w glowych jest mała hartowno oraz nietrwało struktury martenzytycznej. Magnesy ze stali W6 s stosowane w licznikach elektrycznych, zegarach, gło nikach radiowych, słuchawkach telefonicznych oraz innych przyrz dach wymagaj cych magnesów o małym współczynniku odmagnesowania. Stale H6K6 i H9K15M s stosowane na magnesy do urz dze pomiarowych, urz dze przeciwickrowych oraz innych nara onych na działanie silnych pól odmagnesowuj cych lub wahania temperatury.

Stale niemagnetyczne. Oprócz stali magnetycznie mi kkich i twardych do omawianej grupy nale y zaliczy stale niemagnetyczne, tj. takie, które zachowuj si oboj nie w polu magnetycznym. S one u ywane na pier cienie wirników generatorów, osłony przyrz dów pomiarowych (np. kompasów), ruby w rdzeniach transformatorów itp. Austenityczne stale nierdzewne mog by stosowane z pewnymi ograniczeniami jako niemagnetyczne. Ograniczenia te wynikaj z wyst powania w wielu stalach uwa anych za austenityczne znacznej ilo ci ferrytu, a w wielu z nich temperatura, poni ej której mo e zaj przemiana austenitu w martenzyt pod wpływem odkształcenia plastycznego, le y powy ej temperatury otoczenia. Z tego wzgl du jako stale niemagnetyczne stosuje si : stale chromowo-niklowo-manganowe lub chromowo-manganowe (mangan jest pierwiastkiem stabilizuj cym austenit przy niskich temperaturach). Najcz ciej stosowanymi stalami s : G18H3 i H12N11G9 (wg BN-68/0631-04). Stal G18H3 zawiera ok. 0,40% C, 18,0% Mn, 0,5% Si, 3,0% Cr, 0,1% N, a stal H12N11G9 ok. 0,15% C, 9,0% Mn, 0,5 Si, 12,0% Cr i 11,0% Ni. Obróbka cieplna stali niemagnetycznych polega na przesycaniu. Ich własno ci mechaniczne mo na podwy sza przez odkształcenie na zimno.

¹⁾ Podział stali według zastosowania przyj ty w tym skrypcie jest zgodny z PN-57/H-01000 obowi zuj c do 1993 r. Z uwagi na konieczno dostosowania przepisów polskich norm do standardów wiatowych obecnie wprowadza si sukcesywnie zmiany norm. Od 1.01.1993 r. obowi zuje nowa klasyfikacja stali zawarta w PN-91/H-01010/03, ale wiele norm przedmiotowych okre laj cych poszczególne grupy stali nie jest jeszcze dostosowanych do nowego podziału. Dlatego zostan przedstawione tylko zało enia nowej klasyfikacji stali.

PN-91/H-01010/03 wyró nia według kryterium własno ci i zastosowanie dwie klasy jako ci stali stopowych, które nast pnie dziel si na podklasy:

1. Stale stopowe jako ciowe. Stosuje si do nich te same kryteria klasyfikacji jak dla stali niestopowych jako ciowych, z uwzgl dnieniem dodatkowych wymaga w zakresie pierwiastków o zawarto ciach równych lub wi kszych od zawarto ci granicznych dla domieszek w stalach niestopowych. Wyroby ze stali stopowej tej klasy nie s przeznaczone do ulepszania cieplnego ani utwardzenia powierzchniowego. Podklasy stali stopowych jako ciowych:

- a) stale konstrukcyjne drobnziarniste spawalne, przeznaczone na zbiorniki i rurociągi pracujące pod ciśnieniem (inne od podanych w podklasie d), spełniające 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% i Ti - 0,12%;
 - minimalną pracę łamania KV do 27 J na próbkach wzdłużnych ISO z krawędzią V przy -50°C ;
 - b) stale elektrotechniczne zawierające jako pierwiastki stopowe tylko krzem i aluminium, o specjalnych wymaganiach w zakresie ograniczonej strącania magnetycznej lub/i określonej minimalnej indukcji magnetycznej albo polaryzacji lub przenikalności magnetycznej;
 - c) stale stopowe na szyny, grodzice lekkie, łuki na obudowy górnicze, zawierające pierwiastki stopowe w celu podwyższenia własności 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;
 - 1) stale krzemowo-manganowe na sprężyny lub części odporne na ścieranie zawierające P i S powyżej 0,035% każdego z tych pierwiastków.
2. Stale stopowe specjalne - stale, którym przez dokładne regulowanie składu chemicznego i sterowanie procesem produkcyjnym nadaje się najbardziej zrośnięte właściwości przetwórcze i użytkowe we wzajemnej współzależności i zawieszonych zakresach.
- Podstawą klasyfikacji stali specjalnych stanowi przede wszystkim skład chemiczny. Wyróżnia się następujące podklasy:
- a) stale odporne na korozję, zawierające do 1,2% 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 szybkołukowe zawierające nie więcej niż 0,60% C 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 łącznej nie mniej niż 7%,
 - c) stale stopowe specjalne innych grup:
 - stale stopowe konstrukcyjne,
 - stale stopowe maszynowe,
 - stale odporne,
 - stale odporne na pękanie,
 - stale narzędziowe stopowe,
 - stale nałożyskowe,
 - stale o szczególnych własnościach fizycznych.

13. MIED I JEJ STOPY

Mied była pierwszym metalem szeroko wykorzystanym przez człowieka. Około siedmiu tysięcy lat temu w dorzeczu Tygrysu i Eufratu posługiwano się narzędziami wyklepanymi z grudek rodzimej miedzi. Później zaczęto wytopiać miedź z rud. Zwykle produktem wytopu nie była czysta miedź, gdyż w rudach znajdowały się inne metale, zwłaszcza cyna. Narzędzia wykonane ze stopu miedzi z cyną, nazwanego brązem, były lepsze niż miedziane. Z czasem nauczone się uzyskiwać brąz nie w drodze przypadku, lecz w wyniku stapiania składników, w odpowiednio dobranych proporcjach. Wynalazek ten miał miejsce około czterech tysięcy lat temu, dając początek epoce brązu.

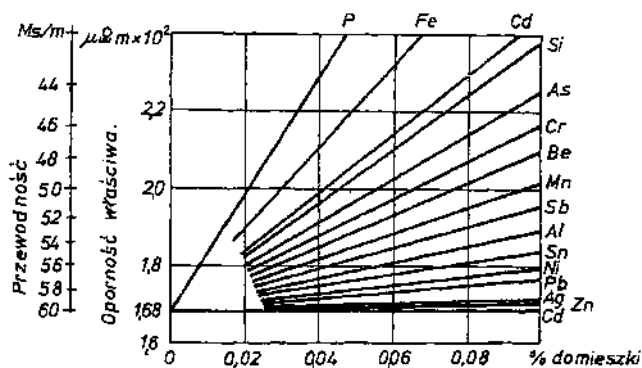
13.1. Miedź

Miedź ma charakterystyczne czerwone zabarwienie, krystalizuje w układzie regularnym o sieci ściennie centrowanej Al i nie posiada odmian alotropowych. Temperatura topnienia miedzi wynosi $1083^{\circ}C$, a jej gęstość - 8960 kg/m^3 .

Wytrzymałość miedzi na rozciąganie R_m wynosi $200 \div 250 \text{ MPa}$, granica plastyczności $R_{0,2}$ około 50 MPa , twardość około 45 HB , wydłużenie A_5 - 35% . Dzięki dobrej plastyczności miedź można obrabiać plastycznie na gorąco i na zimno. Obróbka plastyczna na zimno zwiększa własności wytrzymałościowe miedzi. Po zgnieciu 60% , R_m wynosi około 400 MPa , HB - 110 , przy wydłużeniu A_5 - 2% .

Domieszki występujące w miedzi mają duży wpływ na własności mechaniczne i technologiczne. Do najbardziej szkodliwych należą bizmut i ołów; tworzą one niskotopliwe eutektyki (temperatury topnienia $270^{\circ}C$ i $326^{\circ}C$), rozłożone na granicach ziarn. Obecność ich uniemożliwia przeróbkę plastyczną miedzi, powodując kruchość na gorąco. Ujemny wpływ wymienionych domieszek ujawnia się już przy zawartości rzędu kilku procenta. Tlen reaguje z miedzią, w wyniku czego powstaje tlenek Cu_2O . Tworzy on z miedzi eutektyk o temperaturze topnienia $1065^{\circ}C$, zmniejszając plastyczność metalu. Przy wyarzaniu utlenionej miedzi w środowisku zawierającym wodór pojawia się choroba wodorowa tego metalu: wodór dyfundując łatwo w głąb miedzi redukuje napotymane tlenki, a powstająca para wodna wywiera duże

ci nienie, powoduj c p kni cia. Do szkodliwych zanieczyszczc zalicza si równie siark , wchodz c w skład kruchej eutektyki $\text{Cu}_2\text{S}+\text{Cu}$ (temperatura topnienia 1067°C), która utrudnia obróbk plastyczn miedzi.



Rys. 13.1. Wpływ zawarto ci zanieczyszczc na przewodno elektryczn właciw miedzi

Czysta mied odznacza si najlepsz - po srebrze - przewodno ci elektryczn dochodz c do 58 MS/m. Wysoka przewodno miedzi zale y przede wszystkim od jej czysto ci. Jak wynika z rys. 13.1, wszelkie zanieczyszczczenia wpływaj mniej lub wi cej na obni enie przewodno ci elektrycznej. Zanieczyszczczenia rozpuszczaj ce si w miedzi i powoduj ce du e zniekształcenia sieci (P, Si, As itp.) maj bardzo du y wpływ ujemny. Je eli zniekształcenie jest małe, jak np. w wypadku Ag, Cd, to domieszki maj tylko niewielki wpływ na przewodno . Zanieczyszczczenia nie rozpuszczaj ce si w miedzi (Bi, Pb) lub tworz ce izolowane wtr enia niemetaliczne (siarczki, tlenki, krzemiany) równie niewiele obni aj przewodno miedzi. Zmniejszenie przewodno ci elektrycznej powoduje te zgniot. Dlatego na przewody, od których nie wymaga si du ej wytrzymało ci, stosuje si mied wy arzon ; na przewody wisz ce natomiast (gdzie wa na jest wytrzymało) u ywa si miedzi zgniecionej lub z dodatkiem składników zwi kszaj cych wytrzymało . Dodatek $0,5 \div 1\%$ Cd do miedzi zwi ksza jej wytrzymało nie obni aj c prawie przewodno ci elektrycznej.

Mied posiada równie dobr przewodno ciepln , daje si łatwo lutowa , nieco gorzej spawa i ma du odporno na korozj . Odporno miedzi na korozj jest wynikiem dodatniego potencjału elektrodowego. W szczególno ci odporno na korozj atmosferyczn jest zapewniona ochronnym działaniem szczelnie przylegaj cej warstwy niebiesko-zielonego zasadowego w glanu miedzi nazywanego patyn . Dlatego dawniej u ywano blach miedzianych do pokrywania dachów reprezentacyjnych budynków. Atmosfera przemysłowa zawieraj ca dwutlenek siarki i amoniak działa na mied agresywnie.

Gatunki miedzi wytwarzanej w Polsce są ujęte w normie PN-77/H-82120. Podstaw klasyfikacji jest sposób wytwarzania i zawartość zanieczyszczeń, których łączna ilość określa się przez podanie zawartości miedzi w znaku gatunku. Rodzaje i gatunki miedzi oraz przykłady głównych zastosowań przedstawia tabela 13.1.

Tablica 13.1

Niektóre rodzaje i gatunki miedzi (wg PN-77/H-82120)

Rodzaje miedzi	Gatunek		Główne zastosowanie
	znak	cecha	
Katody			
katodowa	Cu99,99K	MOKS	półwyroby i wyroby z miedzi beztlenowej, wyroby do emaliowania
	Cu99,95K	MOK	półwyroby i wyroby z miedzi i stopów miedzi
Mied przetopiona			
beztlenowa	Cu99,99B	MOOB	elektronika, radiotechnika
	Cu99,95B	MOB	elektronika
katodowa przetopiona	Cu99,9E	M1E	półwyroby i wyroby dla elektrotechniki i do innych celów
odtleniona	Cu99,9R	M1R	półwyroby i wyroby do ogólnych celów szczególnie na elementy spawane
	Cu99,5R	M3R	
rafinowana ogniowo	Cu99,7G	M2G	półwyroby i wyroby do ogólnych celów
	Cu99,5G	M3G	
odlewnicza	Cu99	M4	odlewy z miedzi i stopów miedzi

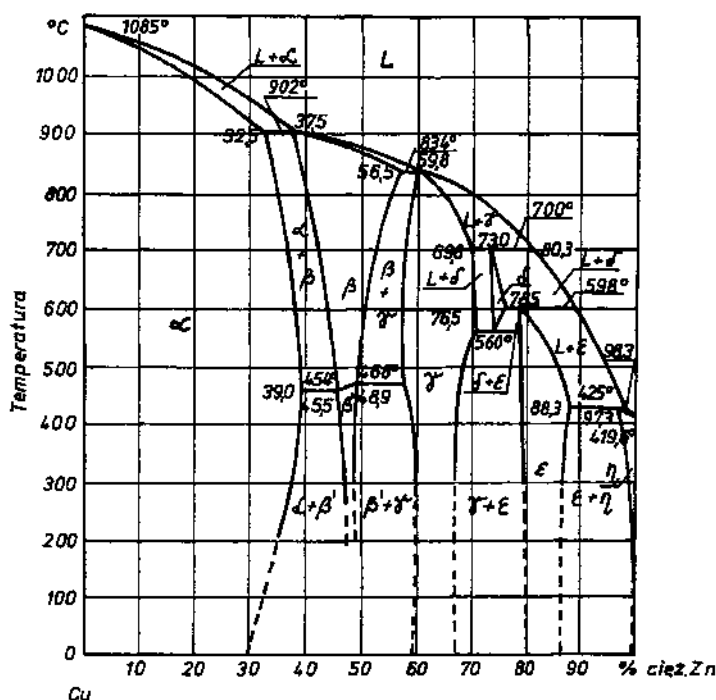
Miedź znalazła duży zastosowanie przede wszystkim z powodu swojej wysokiej przewodności elektrycznej i cieplnej. Wiskoszomiedzi jest używana w elektrotechnice na przewody, w przemyśle chemicznym do wyrobu wymienników ciepła i innej aparatury. Ze względu na niewielką wytrzymałość, czystej miedzi nie używa się na części maszyn, wykorzystuje się natomiast jej stopy.

Najważniejszymi stopami miedzi, w których miedź jest składnikiem głównym, są: mosiądze (stopy z cynkiem), mosiądze wysokoniklowe (stopy z cynkiem i niklem), miedzionikle (stopy z niklem), brązy (stopy z innymi poza cynkiem i niklem metalami). Przy zawartości pierwiastka stopowego nie przekraczającej granicznej rozpuszczalności wymienione stopy mają budowę nowotworu o strukturze Cu, co zapewnia im własności zbliżone

do miedzi: dobr plastyczno , przewodno elektryczn i ciepln , odporno korozijn , przy wy szych własno ciach wytrzymało ciowych.

13.2. Mosi dze

Stopy miedzi z cynkiem nazywane s mosi dzami. Wykres równowagi układu mied -cynk przedstawiono na rys. 13.2. W stanie stałym mied tworzy z cynkiem sze faz, które s roztworami stałymi na osnowie obu składników lub faz mi dzymetalicznych, powstaj cych w wyniku przemian perytektycznych.



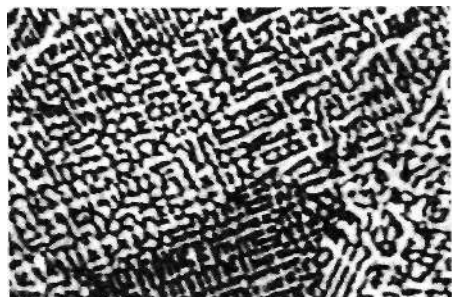
Rys. 13.2. Wykres układu równowagi Cu-Zn

Faza α jest roztworem stałym cynku w miedzi, krystalizuj cym w tym samym układzie co mied - A1.

Faza β jest roztworem stałym na bazie fazy mi dzymetalicznej CuZn o st eniu elektronowym 3/2, krystalizuj cym w sieci A2. W wysokich temperaturach faza β posiada nieuporządkowane, przypadkowe rozmieszczenie atomów w sieci krystalicznej. Podczas ochładzania, w temperaturach poni ej 454÷468°C, sie przestrzenna ulega uporządkowaniu tworząc nadstruktur , oznaczon na wykresie jako β' .

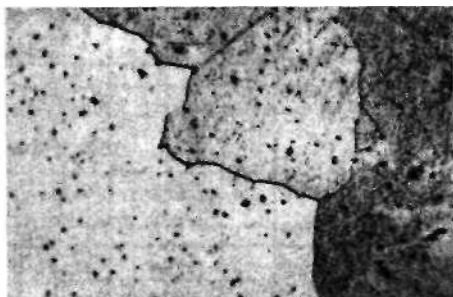
Przy większych zawartościach cynku pojawia się faza β - roztwór stały na bazie fazy metalicznej Cu_5Zn_8 o stężeniu elektronowym 21/13 i złożonej sieci krystalicznej. Pojawienie się tej fazy w stopach Cu-Zn pogarsza właściwości mechaniczne, więc zastosowanie praktyczne mają stopy do zawartości 45-47% cynku, w których faza β nie występuje.

Mosiężniki dzieli się zwykle według struktury na jednofazowe α , dwufazowe $\alpha + \beta$ i rzadziej stosowane mosiężniki jednofazowe β . Mosiężniki jednofazowe α po odlaniu posiadają strukturę dendrytyczną (rys. 13.3). Wyżarzzone ujednoladniająco lub wolno chłodzone uzyskują budowę jednorodnego roztworu (rys. 13.4). Po przeróbce plastycznej i rekrytalizacji - budowę komórkową z bliźniakami (rys. 13.5). Mosiężniki dwufazowe $\alpha + \beta$ odlane posiadają przeważnie budowę iglastą (rys. 13.6). Po przeróbce plastycznej na gorąco uzyskują regularną, komórkową strukturę (rys. 13.7). Nieliczne mosiężniki, jedynie stopowe, posiadają strukturę β (rys. 13.8).



Rys. 13.3. Dendrytyczna struktura roztworu α w mosiężniku. Trawiono

$\text{FeCl}_3 + \text{HCl}$ (pow. $\times 100$)



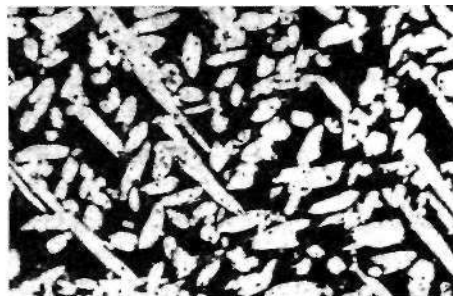
Rys. 13.4. Ujednolicony roztwór α w mosiężniku. Trawiono $\text{FeCl}_3 + \text{HCl}$

(pow. $\times 100$)

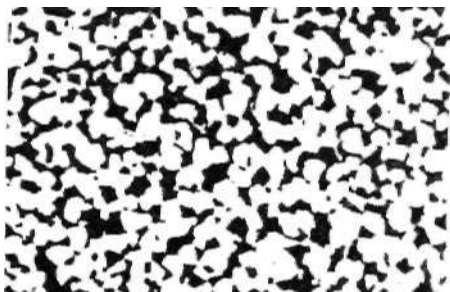


Rys. 13.5. Komórkowa budowa roztworu α z bliźniakami rekrytalizacji. Trawiono

$\text{FeCl}_3 + \text{HCl}$ (pow. $\times 400$)



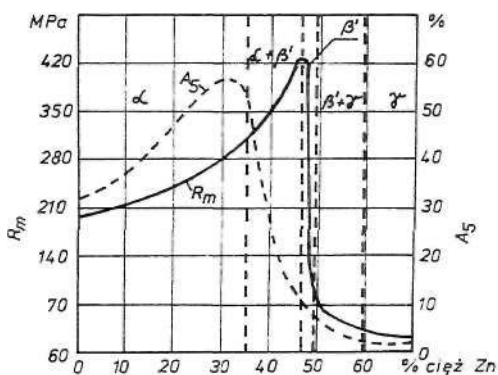
Rys. 13.6. Struktura mosiężnika $\alpha + \beta$ po odlaniu: białe igły fazy β na tle ciemnej fazy α . Trawiono $\text{FeCl}_3 + \text{HCl}$ (pow. $\times 200$)



Rys. 13.7. Komórkowa budowa mosi dzu + '. Trawiono $\text{FeCl}_3 + \text{HCl}$ (pow. $\times 200$)



Rys. 13.8. Struktura mosi dze jednofazowego + '. Trawiono $\text{FeCl}_3 + \text{HCl}$ (pow. $\times 200$)



Rys. 13.9. Wpływ zawartości cynku na własności mechaniczne mosi dżów lanych

Własności mechaniczne mosi dżów zależą od zawartości cynku (rys. 13.19). Największą plastyczność ma stop jednofazowy o zawartości 30 — 32% Zn. Po przekroczeniu granicy obszaru jednofazowego ($\sim 38\%$ Zn), wydłużenie gwałtownie zmniejsza się. Wytrzymałość osiowa maksimum przy zawartości około 45%, a więc w stopach o strukturze β' . Mosi dze o strukturze α nadają się do przeróbki plastycznej na zimno i gorąco. Przy obecności w strukturze fazy β' obniża się znacznie podatność na przeróbkę plastyczną na zimno. Mosi dze takie przerabia się na gorąco po uzyskaniu jednorodnej fazy α , tj. powyżej temperatury przemiany $\beta \rightarrow \alpha$. Faza uzyskuje wtedy dużą plastyczność, przy znacznym zmniejszeniu własności wytrzymałościowych.

Stosowane w Polsce mosi dze są ujęte w normach: do przeróbki plastycznej PN-92/H-87025 i odlewnicze PN-91/H-87026. W tablicach 13.2 i 13.3 przedstawiono oznaczenia, skład, własności i podstawowe zastosowanie wybranych mosi dżów obu grup. Wskazano gatunków wyszczególnionych

Tablica 132

Wybrane gatunki mosi dzów do przeróbki plastycznej (wg PN-92/H-87025)

Gatunek		Skład chemiczny [%]			Orientacyjne własności	Główne zastosowanie
Grupa gatunków	Znak/Cecha	Cu r.	Inne	Zn		
Mosi dze dwuskładnikowe	CuZn10/M90	90	-	Reszta	bardzo podatny na przeróbk plastyczn na zimno, odporny na korozję naprężeń, dobry do lutowania	elementy wykonane różnymi metodami przeróbki plastycznej, szczególnie przez głbokie tłoczenie
	CuZn30/M70	70			bardzo podatny na przeróbk plastyczn na zimno, dobry do lutowania	taśmy do produkcji chłodziw, elementy wykonane różnymi metodami przeróbki plastycznej, w tym przez głbokie tłoczenie
	CuZn40/M60	60	-		bardzo podatny na przeróbk plastyczn na zimno, dobry do lutowania	elementy wykonane różnymi metodami przeróbki plastycznej
Mosi dze ołowiwowe	CuZn36Pb3/M061	61	Pb~3		bardzo dobrze skrawalny, o bardzo ograniczonej podatności na przeróbk plastyczn na zimno	elementy wykonywane różnymi metodami skrawania, w tym na automatach
	CuZn40Pb2/M058	58	Pb~2		dobrze skrawalny, o ograniczonej podatności na przeróbk plastyczn na zimno	elementy wykonane różnymi metodami skrawania
Mosi dze wieloskładnikowe bezolowiwowe (mosi dze specjalne)	CuZn28Sn1/MC70	70	Sn~1		bardzo odporny na korozję	rury na wymienniki ciepła
	CuZn39Al1Fe1Mn1/MA58	58	Al~1 Fe~1 Mn~1		odporny na korozję	elementy aparatury, elementy lizgowe i
	CuZn40Mn1,5/MM58	58	Mn~1,5		odporny na korozję atmosferyczną, dobry do lutowania	elementy aparatury, architektura
	CuZn31Si1/MK68	68	Si~1		dobrze własności lizgowe	elementy lizgowe

Tablica 133

Wybrane gatunki mosi dżów odlewniczych (wg 91/H-87026)

Nazwa gatunku	Znak/Cecha gatunku	Skład chemiczny [%]			Sposób odlewania ¹⁾	Własności mechaniczne			Orientacyjna charakterystyka - zastosowanie
		Cu r.	Inne	Zn		[MPa]	A ₅ min	HB min	
Mosi dż manganowo- elazowy	CuZn40Mn3Fe1/MM55	55	Mn~3,5 Fe~1	Reszta	1p 1k 1e	450 500 400	15 10 10	90 100 100	odporny na cieranie, rednio odporny na korozj , kawitacj i podwy szone temperatury do 250°C; lejno do- stateczna; proste i du e odlewy, cz ci maszyn, pojazdów, silników, ruby okr towe
Mosi dż aluminiowo- manganowo- elazowy	CuZn38A12Mn1Fe/MA58	50	Al~2 Mn~1,5 Fe~1		1p 1k 1g	400 480 480	12 15 18	90 100 100	bardzo dobra lejno , skrawalno ; odporny na korozj wody morskiej, cieranie; cz ci maszyn i silników obci onych statycznie, stosowane w przemy le komunikacyjnym, lotni- czym i okr towym
Mosi dż ołowiowy	CuZn38Pb2/MO60	60	Pb~2		1p 1k	250 280	10 12	70 70	bardzo dobra lejno , skrawalno ; od- porny na cieranie, odporny na nie- wielkie obci enia dynamiczne; arma- tura niskoci nieniowa, obudowy cz ci maszyn, koszyczki łó ysk tocznych
Mosi dż manganowo- ołowiowo- elazowy (niskomiedziowy)	CuZn43Mn4Pb3Fe/MM47	47	Mn~3,5 Pb~3 Fe~1		1p 1k	360 400	10 8	110 120	odporny na cieranie i podwy szone temperatury do 230°C; lejno dobra; wszelkiego rodzaju cz ci maszyn, łó yska, armatura
Mosi dż krzemowy	CuZn16Si3,5/MK80	80	Si~4		1p 1k	300 400	15	90 100	dobra lejno i skrawalno ; odporny na cieranie, korozj wody morskiej; spawalny; armatura i cz ci maszyn w przemy le chemicznym, okr to- wym, komunikacyjnym

¹⁾ 1p - w formach piaskowych
1k - w formach metalowych
1e - od rodkowo
1g - metod ci gł lub półci gł

w normach stanowi mosi dze wieloskładnikowe, zawieraj ce oprócz głównego dodatku - cynku, inne dodatki stopowe.

Praktycznie, brak rozpuszczalności w roztworach układu Cu-Zn wykazuje ołów. Pozostałe, najczęściej stosowane dodatki stopowe - Al, Sn, Si, Mn, Fe rozpuszczają się w sposób ograniczony w roztworach i zmieniają zakresy ich występowania oraz własności.

Aluminium zwiększa własności wytrzymałościowe mosi dżów bez nadmiernego zmniejszenia cech plastycznych. Dodatek tego składnika poprawia odporność na korozję atmosferyczną i korozję wody morskiej. Ponadto, podczas topienia zmniejsza straty cynku poprzez wytworzenie na powierzchni ciekłego stopu ochronnej warstwy Al_2O_3 . Z drugiej strony, stworzenie takiej warstwy utrudnia spawanie i lutowanie mosi dżów.

Cyna jest składnikiem stosowanym dla podwyższenia odporności na korozję wody morskiej.

Mangan powoduje wzrost własności wytrzymałościowych przy nieznacznym obniżeniu plastyczności. Mosi dze manganowe posiadają dobrą odporność na korozję atmosferyczną i korozję w warunkach morskich.

Krzem wywiera silny wpływ na własności mechaniczne mosi dżów, zależny od zawartości cynku. Przy większej zawartości cynku w stopie, wobec pojawienia się faz bogatych w krzem, powoduje dalszy wzrost wytrzymałości przy jednoczesnym zmniejszeniu cech plastycznych. Mosi dze krzemowe odznaczają się dobrą ciągliwością, skrawalnością, spawalnością oraz dużą odpornością na korozję wody morskiej.

Ołów poprawia skrawalność, własności lizgowe mosi dżów, zwiększa ich ciągliwość i obniża temperaturę topnienia. Przy równomiernym rozmieszczeniu, niewielka ilość (do 1%) ołowiu nie wpływa w sposób widoczny na własności mechaniczne. Wyższa zawartość pogarsza własności wytrzymałościowe i plastyczne.

Nikiel jest dodatkiem stopowym polepszającym wytrzymałość i plastyczność mosi dżów wieloskładnikowych. Zwiększa również odporność na działanie korozji.

Żelazo występuje zawsze łącznie z innymi dodatkami - manganem i aluminium. Drobne wtrącenia faz bogatych w żelazo, wydzielające się podczas krzepnięcia stopu, rozdrabniają jego strukturę, z czym wiąże się wzrost własności mechanicznych. Obecność tych wydzieli wpływa jednak niekorzystnie na odporność korozyjną mosi dżów.

W grupie mosi dżów do przeróbki plastycznej wyróżnia się mosi dze dwuskładnikowe, ołowiane i wieloskładnikowe. Mosi dze o niższych zawartościach cynku i innych dodatków stopowych, posiadają cechy struktury roztworu, przerabia się plastycznie na zimno.

Miejscowa niejednorodność składu chemicznego (segregacja dendrytyczna), choć niewielka w wypadku mosi dżów, może stwarzać trudności przy

przeróbce na zimno. Przed przeróbką stosuje się wyarzanie ujednorodniające, w temperaturze około 700°C przez kilka godzin.

Mosiące podlegają znacznemu umocnieniu przez zgniot. Przy większych odkształceniach, gdy wobec zmian własności mechanicznych zdolność materiału do dalszej obróbki zostaje zahamowana, a warunki technologiczne wymagają dalszego prowadzenia procesu, należy stosować modyfikacyjne wyarzanie rekrytalizujące. Przy wyarzaniu rekrytalizującym stosuje się temperatury w zakresie 100÷300°C od temperatury rekrytalizacji przerabianego stopu: przykładowo dla mosiądzu CuZn30 wynosi ona 500÷580°C. Zbyt wysoka temperatura lub nadmiernie długi czas procesu mogą doprowadzić do gruboziarnistości materiału - wady dyskwalifikujące półfabrykaty do głębszego tłoczenia. Nadmiernie duże ziarno, w stosunku do stopnia odkształcenia i grubości tłoczonego elementu, powoduje „groszkowatość” powierzchni, a nawet pęknięcia.

Zastosowanie wyarzania rekrytalizującego po przeróbce plastycznej na zimno zapewnia stan miękki; natomiast bez tego zabiegu - jest stan umocniony o powiększonych własnościach wytrzymałościowych. Zależnie od wartości umocnienia (zgniotu) wyróżnia się stany: wyarzony, półtwardy, twardy i sprężysty, których charakterystyki podano w tablicy 13.4.

Tablica 13.4

Charakterystyka stanów mosiądzu CuZn30

Stan	Miękki	Półtwardy	Twardy	Sprężysty
zgniot [%]	-	10-15	20-25	50-60
R _m [MPa]	290	350	400	520
A ₅ [%]	45	25	15	5

Mosiące o większej zawartości cynku (ok. 36%) są przerabiane plastycznie na zimno i gorąco; jeżeli jednak mosiądz jest dwufazowy α + β', stosuje się zwykle przeróbkę na gorąco.

Mosiące odlewnicze posiadają przeważnie strukturę α + β', czysto z wydzieleniami faz zawierających dodatki stopowe. W tym zakresie składów linie likwidusu i solidusu leżą blisko siebie, co powoduje małą skłonność do segregacji i zapewnia dobre własności odlewom. Mosiącze odlewnicze stosowane w Polsce są stopami wieloskładnikowymi. Ich wytrzymałość na rozciąganie zawarta jest w zakresie 250-700 MPa, twardość 80-200 HB, wydłużenie A₅ 5-18%.

Wszystkie mosiącze odznaczają się dobrą odpornością na korozję atmosferyczną. Mosiącze dwufazowe są jednak mniej odporne; jest to spowodowane powstaniem lokalnych ognisk miękkości faz β' - o niskim potencjale elektrochemicznym.

W elektrolitach zawierających jony chlorkowe występuje charakterystyczna korozja elektrochemiczna mosiądź (zwłaszcza dwufazowych) nazywana odcynkowaniem. Oba składniki stopu - Cu i Zn przechodzą do roztworu, lecz reakcja wtórna powoduje wytrącenie miedzi na powierzchni elementu w postaci gąbczastej masy. Zmniejszony zostaje w ten sposób czynny przekrój wyrobu, przy zachowanym zewnętrznym kształcie.

Mosiądz wrażliwy na korozję naprężeń, objawiając się tak zwanym pękaniem sezonowym. Wyroby mosiężne, pozostające pod wpływem naprężeń zewnętrznych lub wewnętrznych, w obecności amoniaku, nawet o małym stężeniu (powietrze po burzy), są skłonne do pęknięć mikrokryształicznych. Wyżarzanie odprężające w 250°C przez 4—5 godzin usuwa naprężenia wewnętrzne i uodparnia mosiądz na pęknięcie sezonowe. Skłonność do pęknięcia sprawdza się próbami rtęciowymi, polegającymi na poddaniu wyrobu działaniu roztworu HgNO_3 . Wystąpienie pęknięć na powierzchni próbki dowodzi obecności naprężeń własnych.

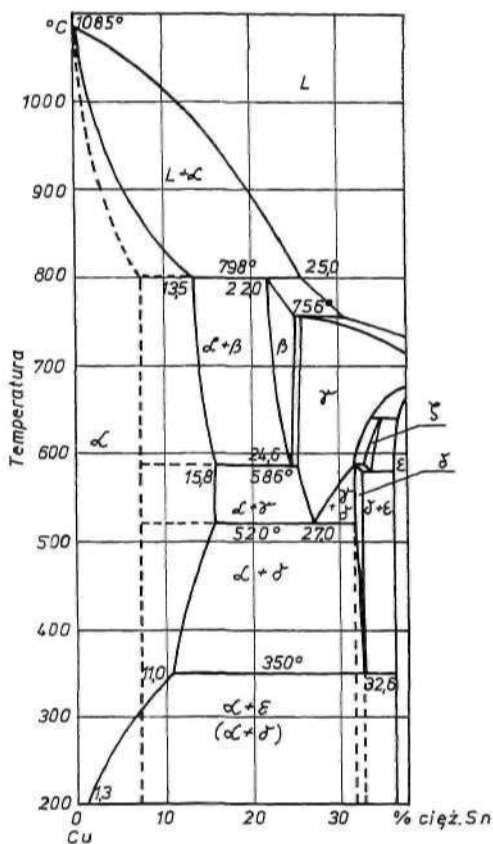
13.3. Brązy

Brązy cynowe

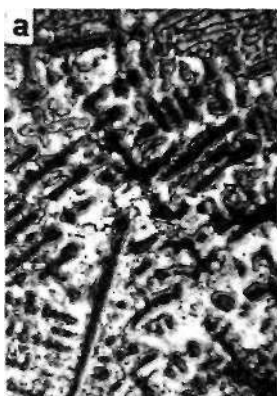
Miedź tworzy z cyną złożony układ równowagi (rys. 13.10). Praktyczne zastosowanie mają stopy do zawartości ok. 20% Sn.

W tym zakresie zawartości cyny występują:

- roztwór stały o strukturze krystalicznej miedzi Al, rozpuszczający max. 15,8% Sn w temperaturze eutektoidalnej 520°C. W miarę obniżania temperatury rozpuszczalność maleje; bardzo gwałtownie poniżej 350°C. Uzyskanie struktury równowagi wymaga bardzo powolnego studzenia lub długotrwałego wyżarzania w odpowiednich temperaturach (mała szybkość dyfuzji Sn w Cu). W warunkach technicznych uzyskuje się znaczne przesycenie fazy, jak to przedstawiono przerywaną linią na wykresie - rys. 13.10;
- roztwór stały na bazie fazy elektronowej o stężeniu 3/2 ulegający rozpadowi eutektoidalnemu w 586°C na mieszaninę $\alpha + \beta$;
- faza β , różni się od fazy α sposobem rozmieszczenia atomów przy zachowaniu tej samej sieci, rozpadająca się w 520°C na eutektoid $\alpha + \beta$;
- roztwór stały na bazie fazy elektronowej (o stężeniu 21/13) ulegający w 350°C przemianom eutektoidalnym na mieszaninę faz $\alpha + \beta$. W technicznych warunkach studzenia odlewów ta ostatnia przemiana nie zachodzi; faza jest trwała do temperatury otoczenia - linia przerywana na wykresie - rys. 13.10.

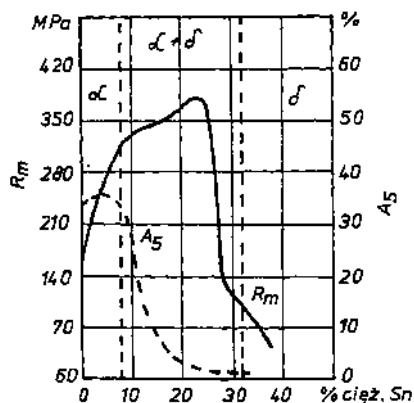


Rys. 13.10. Fragment wykresu układu równowagi Cu-Sn



Rys. 13.11. Struktura brzu cynowego: a) lany 5% Sn, b) lany 10% Sn (eutektoid + wskazano strzałką). Trawiono $\text{FeCl}_3 + \text{HCl}$ (pow. x 100 - a, x 400 - b)

Struktura cynowych br zów technicznych w temperaturze otoczenia jest w większości nierównowagowa: do ok. 8% Sn stopy są jednofazowe (rys. 13.11a),



Rys. 13.12. Wpływ zawartości cyny na własności mechaniczne br zów lanych

Cyna w zasadniczy sposób wpływa na własności mechaniczne br zów (rys. 13.12). Jak wynika z wykresu, maksymalne wydłużenie mają stopy o zawartości Sn odpowiadającej w przybliżeniu granicznej rozpuszczalności. Wytrzymałość natomiast rośnie do zawartości ok. 25% Sn i gwałtownie maleje, gdy w strukturze przeważa eutektoid $\alpha + \delta$. Brzo cynowe dzieli się w zależności od ich przeznaczenia na odlewnicze (PN-91/H-87026) i do przeróbki plastycznej (PN-92/H-87050). W tablicach 13.5 i 13.6 przedstawiono podstawowe charakterystyki wybranych br zów obu grup i ich zastosowanie.

Brzo cynowe do przeróbki plastycznej zawierają do 8% Sn. Po odlaniu mają one strukturę niejednorodnego roztworu, czasem z niewielką ilością eutektoidu $\alpha + \delta$. Brzo takie należy poddać wyarzaniu ujednoladniającemu w temperaturze 720-750°C przez wiele godzin (do 24), w wyniku którego uzyskuje się jednorodną strukturę, podatną do przeróbki. Brzo cynowe łatwo poddaje się przeróbce plastycznej na zimno, gorzej zaś na gorąco, gdy domieszka fosforu, w postaci fazy Cu_3P , tworzy w układzie Cu-Sn-P eutektyk o temperaturze topnienia około 640°C. Domieszka ta występuje zawsze, ponieważ miedź fosforowa stosowana jest jako odtleniacz brzo w ilości przekraczającej graniczną rozpuszczalność w roztworze (> 0,2%). Zgniot powoduje silne umocnienie br zów. Zależy od wielkości umocnienia wyróżnia się stany stopu: wyarzony, twardy i sprężysty. W tablicy 13.7 podano charakterystyki stanów brzo CuSn6 . Jak widać, w wyniku zgniotu można uzyskać ponad dwukrotny wzrost wytrzymałości brzo.

a powyżej 8% Sn zawierają ziarną fazę i eutektoidu $\alpha + \delta$ (rys. 13.11b). Szeroki zakres temperatur między likwidusem a solidusem oraz mała szybkość dyfuzji powoduje silną skłonność br zów do segregacji dendrytycznej. Ciemniejsze rdzenie dendrytów są bogatsze w miedź niż warstwy zewnętrzne (rys. 13.11). Zjawisko segregacji jest bardzo niekorzystne z punktu widzenia przeróbki plastycznej, gdyż prowadzi do nierównomiernych własności plastycznych, a to z kolei powoduje pęknięcie w czasie odkształcania brzo.

Cyna w zasadniczy sposób wpływa

Gatunek		Skład chemiczny [%]			Orientacyjne własności	Główne zastosowanie
Grupy gatunków	Znak/Cecha	Główny składnik r.	Inne	Cu		
Brzy cynowe	CuSn6/B6	Sn 6			wysokie własności wytrzymałościowe i sprężyste, dobra odporność na cieranie i korozję, przerabialny plastycznie na zimno, dobra skrawalność i podatność do spawania i lutowania	sprężyny, membrany, siła papiernicze, przyrządy kontrolno-pomiarowe, rurki manometrów
	CuSn4Pb4Zn3/B443	Sn 4	Pb~4 Zn~3		dobra odporność na cieranie i korozję, dobra skrawalność, podatny do lutowania oraz przerabialny plastycznie na zimno	elementy lizgowe
Brzy aluminiowe	CuAl15As/BA5	Al 5	As~0,35		duża odporność na korozję, dobra podatność do przeróbki plastycznej na zimno	elementy pracujące w wodzie morskiej, elementy dla przemysłu chemicznego
	CuAl18Fe3/BA83	Al 7,5	Fe~3		wysokie własności wytrzymałościowe, dobra odporność na korozję, szczególnie w roztworach kwasów, wysoka odporność na erozję i kawitację oraz na przemienne obciążenia, dobra odporność na cieranie, dobra podatność do przeróbki plastycznej na zimno	ładownice wymienników ciepła, elementy aparatury
	CuAl10Fe3Mn2/BA1032	Al 10	Fe~3 Mn~2			elementy aparatury kontrolno-pomiarowej i chemicznej, części narażone na cieranie
Brzy specjalne	CuBe1,7/BB1,7	Be 1,7			bardzo wysokie własności wytrzymałościowe i sprężyste, bardzo duża odporność na cieranie i korozję, brak skłonności do iskrzenia, relatywnie słabe przewodnictwo elektryczne, podatność na przeróbkę plastyczną na zimno, szczególnie w stanie przesyconym	sprężyny, elementy sprężynujące
	CuSi3Mn1/BK31	Si 3	Mn~1		wysokie własności wytrzymałościowe, duża odporność na korozję, spawalny, dobra podatność na przeróbkę plastyczną na zimno	elementy konstrukcji spawanych
	CuNi2Si/BN2	Ni 2	Si~0,65		wysokie własności wytrzymałościowe, relatywnie słabe przewodnictwo elektryczne, podatność na przeróbkę plastyczną na zimno	ruby, osprzęt

Wybrane gatunki brzołów odlewniczych (wg PN-91/H-87026)

Nazwa gatunku	Znak/Cecha	Skład chemiczny [%]			Sposób ¹⁾ odlewania	Własności mechaniczne			Własności - zastosowanie
		Główny składnik r.	Inne	Cu		R _m min	A ₅ min [%]	HB min	
Br z cynowy	CuSn10/B10	Sn 10		Reszta	lp lk le lg	240 270 280 310	12 5 6 9	65 80 90 90	odporny na obciążenia stałe i zmienne do 290°C, odporny na korozję i cieranie; leżno i skrawalno dobra; łożyska, napęd, sprężarki parowy i wodny, odporny na działanie niektórych kwasów
Br z cynowo-fosforowy	CuSn10P/B101	Sn 10	P~0,7		lp lk le lg	220 310 330 360	3 2 4 6	80 90 100 100	własności podobne jak B10; lepsza leżno, skrawalno, wytrzymałość i odporność na cieranie; wysokoobciążone, szybkoobrotowe, narażone na korozję łożyska, części maszyn, armatura chemiczna
Br z cynowo-cynkowy	CuSn10Zn2/B102	Sn 10	Zn~2		lp lk le, lg	240 260 270	10 7 7	70 80 80	odporny na korozję wody morskiej i cieranie; leżno i skrawalno bardzo dobra; wysokoobciążone i narażone na korozję części maszyn w przemyśle okrętowym papierniczym
Br z cynowo-olowiowy	CuSn10Pb10/B1010	Sn 10	Pb~10		lp lk le, lg	180 220 230	7 6 6	65 70 80	bardzo dobra leżno i skrawalno; odporny na cieranie; łożyska i części maszyn pracujących przy dużych naciskach i szybkościach
Br z cynowo-cynkowo-olowiowy	CuSnZn5Pb5/B555	Sn 10	Zn~5 Pb~5		lp lk le, lg	200 220 250	13 13 13	60 65 70	leżno i skrawalno bardzo dobra; odporny na korozję i cieranie w temp. 230°C; części maszyn, osprzęt pojazdów, silników i traktorów narażone na korozję, cieranie
Br z aluminiowo-elazowy	CuAl10Fe3/BA93	Al 10	Fe~3		lp lk le, lg	500 550 550	13 15 15	100 110 110	duża odporność na obciążenia statyczne, korozję, cieranie, podwyższone temperatury; bardzo dobra leżno silnie obciążone części maszyn, silników, przemysł komunikacyjny, okrętowy, lotniczy, chemiczny, górniczy
Br z krzemowo-cynkowo-manganowy	CuSi3Zn3Mn1/BK331	Si 3	Zn~3 Mn~1		lp lk	280 350	8 12	90 100	odporny na korozję, cieranie, zmienne obciążenia i uderzenia; dobra leżno; łożyska i napęd pracujące w warunkach korozyjnych w warunkach złego smarowania, narażone na zmienne obciążenia

¹⁾ lp - w formach piaskowych, lk - w formach metalowych, le - odrodkowo, lg - metodą cięciwa lub półcięciwa

Tablica 13.7

Charakterystyka stanów brzu CuSn6

Stan	R_m [MPa]	A_5 [%]	HB
miękki	38-45	60-70	75
twardy	75-85	4-6	200-210
sprężysty	85-95	2-4	210-248

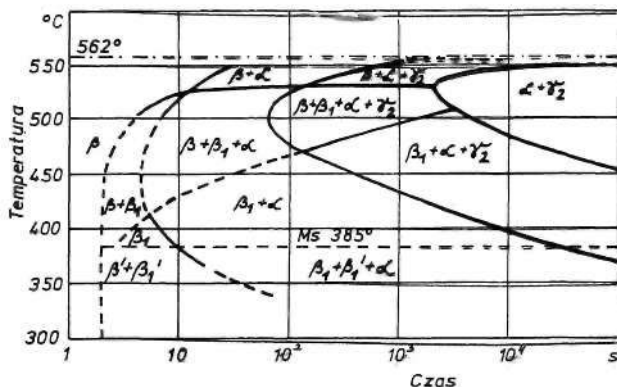
Na odlewy stosowane są najczęściej stopy o zawartości około 10% Sn, posiadające strukturę roztworu z eutektoidem $\alpha + \delta$. Cechują się one wyjątkowo małym skurczem odlewniczym - poniżej 1% (skurcz mosiądźców wynosi $\sim 1,5\%$, staliw $> 2\%$). Dlatego też z brzołów wykonuje się odlewy o bardzo złożonych kształtach, w tym artystyczne. Stopy te są jednak dość stożne, skłonne do porowatości i segregacji odwrotnej. Mikroporowatość brzołów spowodowana jest skurczem krzepnięcia w ostatniej fazie roztworu ciekłego bogatszego w Sn; jest szczególnie wyraźna na granicach dendrytów. Zjawisko segregacji odwrotnej polega na przenikaniu przez mikropory w kierunku warstw zewnętrznych odlewu (w kierunku odprowadzania ciepła) roztworu ciekłego bogatego w Sn. W skrajnych przypadkach krzepnięcie na powierzchni w postaci kulistych zgrubień (pot cynowy). Kruche warstwy wierzchnie odlewu (duża ilość eutektoidu $\alpha + \delta$) usuwa się przez obróbkę skrawaniem. Właściwości mechaniczne brzołów odlewniczych zależą od sposobu odlewania - tabl. 13.6. Szybkie chłodzenie powoduje rozdrobnienie struktury oraz lepsze właściwości mechaniczne odlewu. Dodatek ok. 1% P (brz fosforowy) wyraźnie poprawia wytrzymałość, twardość i polepsza właściwości przeciwciernie.

Do brzołów cynowych, odlewniczych i przerabialnych plastycznie, wprowadza się jako dodatki stopowe również Zn i Pb. Cynk wchodzi w skład roztworu α . Zmniejsza rozpiętość między temperaturami likwidusu i solidusu; a przez to poprawia leżność i właściwości mechaniczne. Zastępuje ponadto drogą, deficytową cyn. Dawniej stopy miedzi z cyną i cynkiem nazywano spłami. Ołów, występujący w postaci odrębnej fazy, wpływa korzystnie na szczelność odlewów, polepsza skrawalność. W miarę wzrostu jego zawartości pogarszają się właściwości mechaniczne, ale poprawiają właściwości ciernie.

Brzoły cynowe mają dobrą odporność na korozję atmosferyczną, na działanie atmosfer przemysłowych i wody morskiej. Odporność rośnie wraz ze wzrostem zawartości cyny, z tym jednak, że stopy jednofazowe mają lepszą odporność korozyjną niż dwufazowe.



Rys. 13.14. Struktury br zów alumiiniowych: a) lany 5% Al, b) lany 10% Al (ciemny eutektoid + γ), c) hartowany 10% Al. Trawiono $\text{FeCl}_3 + \text{HCl}$ (pow. $\times 200$)



Rys. 13.15. Wykres CTPi br zu $\text{CuAl}_{19}\text{Fe}_3$

odpuszczania zmniejsza si wytrzymało i poprawia plastyczno skutkiem koagulacji wydziele - tablica (13.8).

Br zy alumiiniowe odznaczaj si dobrymi własno ciami wytrzymało ciowymi. Aluminium podwy sza twardo i wytrzymało miedzi; ponad 2-krotnie przy zawarto ci 10% Al. Jednofazowe br zy zawieraj ce do 8% Al maj dobre własno ci plastyczne i mo na je przerabia plastycznie na zimno i gor co. Br zy zawieraj ce do 10% Al (z eutektoidem w strukturze) przerabia si na gor co, po nagrzeniu do temperatur wyst powania fazy b.

Własno ci mechaniczne br zy alumiiniowe utrzymuj do około 300°C. Ponadto maj dobre własno ci lizgowe, s odporne na korozj atmosferyczn i korozj wody morskiej.

Jako dodatki stopowe stosuje si najcz ciej Fe, Ni i Mn. elazo działa modyfikuj co i zapewnia drobnoziarnisto , co daje wzrost wytrzymało ci,

Tablica 13.8

Własności mechaniczne brzo BA1032

Stan	R_m min [MPa]	A_{10} min [%]	HB min
surowy	600	12	120
hartowany 950°C, woda	600	2	130
hartowany jw. i odp. 300-350°C	700	2	320
hartowany jw. i odp. 500-600°C	690	15	215

twierdoci i odpornoci na cieranie. Zmniejsza jednak odporno na dziaanie korozji, wydzielaj c si w postaci odr bnej fazy. Nikiel i mangan poprawiaj wlasno ci mechaniczne, ponadto Mn powiksza odporno na korozj .

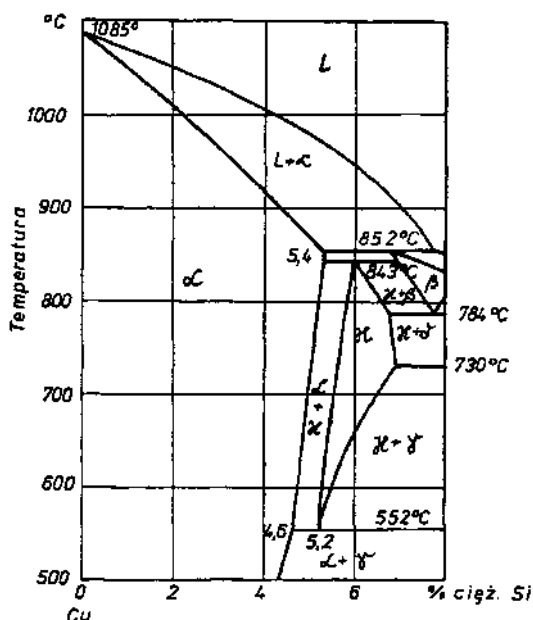
Br zy aluminium stosowane s w stanie przerobionym plastycznie (tabe-la 13.5) i lanym (tabe-la 13.6). Do przeróbki plastycznej stosuje si stopy dwuskładnikowe jednofazowe, przerabiane na zimno i gor co oraz wieloskład-nikowe o zawarto ci 10% Al, przerabiane na gor co. Podczas topienia i odlewania wymagaj zabezpieczenia przed utlenianiem, gdy łatwo powstaj -ce wtr cenia Al_2O_3 obni aj wytrzymało stopu.

Wobec du ej odpornoci na cieranie, erozj kawitacyjn (ok. 2-krotnie wi kszej od mosi dzu MM55) i korozj br zy wieloskładnikowe z udziaem aluminium s z powodzeniem stosowane na rube okrotowe. Jednymi z najbar-dziej odpowiednich do tego celu s stopy: francuski Cunial o składcie 9,5% Al, 4% Fe, 4% Ni, 1,5% Mn oraz angielski Novoston o składcie 12% Mn, 8% Al, 3% Fe, 4% Ni, o zwi kszonej odpornoci na korozj .

Br zy krzemowe

Stopy układu Cu-Si, którego fragment pokazuje rys. 13.16, nazywane s br zami krzemowymi. Maksymalna rozpuszczalno Si w Cu (roztwór a) zmniejsza si od 5,3% w temperaturze perytektycznej do ok. 3% w tem-peraturze otoczenia. Wtórny roztwór x ulega rozpadowi eutektoidalnemu w 555°C przy 5,2% Si na mieszanin + . Faza - wtórny roztwór na bazie Cu_5Si , jest twarda i krucha. Struktura stopów układu Cu-Si jest analogiczna jak stopów Cu-Sn.

Zastosowanie praktyczne znalazły br zy krzemowe o zawarto ci 3—4%) Si z dodatkami Mn, Fe, Zn. Dodatek krzemu do miedzi dziaa jako silny odtleniacz, dzi ki czemu polepsza wlasno ci odlewnicze uzyskanego stopu, który staje si przez to bardziej rzadkoplłynny i lepiej wypełnia form . Pod tym wzgldem br zy te ustpuj tylko br zom fosforowym. Dodatek



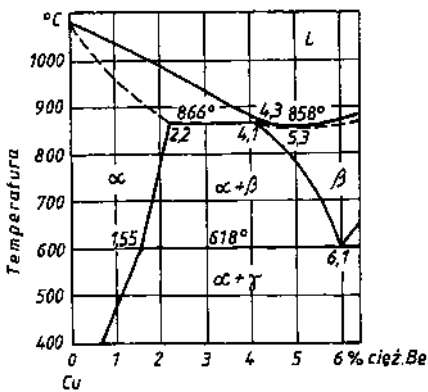
Rys. 3.16. Fragment wykresu układu równowagi Cu-Si

manganu powi ksza wytrzymało i odporno na korozj , elazo - wytrzymało , cynk - lejno . Br zy krzemowe maj dobre własno ci mechaniczne w temperaturze otoczenia i do 300°C, dobre własno ci lizgowe, skrawalno i du odporno na korozj .

W normach krajowych zawarty jest gatunek CuSi3Mn1 do przeróbki plastycznej (tabela 13.5) i CuSi3Zn3Mn - odlewniczy (tabela 13.6). Ich skład chemiczny, własno ci i główne zastosowanie przedstawiaj wymienione tabele. Stop CuSi3Mn1 do przeróbki plastycznej na zimno i gor co podlega silnemu umocnieniu zgniotem: po wy arzeniu wykazuje R_m ok. 300 MPa, za w stanie twardym - ok. 600 MPa.

Br zy berylowe

Stopy miedzi z beryłem zawierające około 2% Be nazywane są brami berylowymi. Służą one przeznaczone do przeróbki plastycznej (tablica 13.5). Jak wynika z wykresu równowagi układu Cu-Be (rys. 13.17), beryl rozpuszcza się w miedzi do 2,2% w temperaturze perytektycznej 866°C; rozpuszczalność zmniejsza się do ok. 0,2% w temperaturze otoczenia. Zmienna rozpuszczalność umożliwia stosowanie utwardzania wydzieleniowego. Przesycanie przeprowadza się z temperatury ok. 800°C, po czym starzy się przy temperaturze ok. 300°C.



Rys. 3.17. Fragment wykresu układu równowagi Cu-Be

Powiększając one własności mechaniczne brzo i efekt utwardzania wydzieleniowego (Ni, Co) przez obecność faz międzymetalicznych o zmiennej rozpuszczalności.

Brzo berylowe utwardzają się silnie przez zgniot. Własności mechaniczne tych stopów utwardzonych zgniotem i utwardzonych wydzieleniowo po zgniocie są porównywalne z własnościami stali ulepszonych cieplnie (tablica 13.9). Inne własności oraz zastosowania przedstawiono w tablicy 13.5. Szczególnie cenną własnością jest brak iskrzenia przy tarcu lub uderzeniach.

Ze względu na wysoką cenę berylu, jest on zastępowany często takimi pierwiastkami, jak: Ni, Co, Ti.

Tablica 13.9

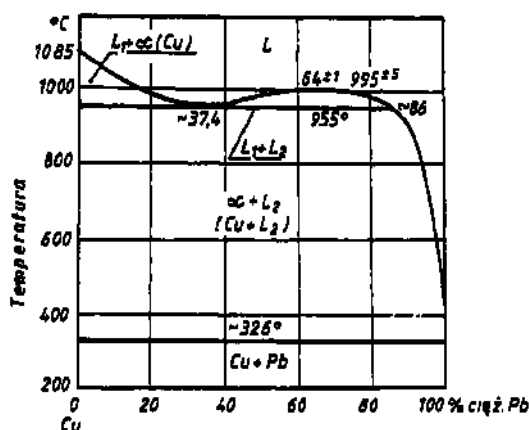
Własności mechaniczne brzo berylowego CuBe_{2,5}

Stan	R _m [MPa]	R _e [MPa]	A ₅ [%]	HB
wytwarzony	540	295	50	200
zgniot 70%	735	490	4	240
utwardzony wydzieleniowo po zgniocie	1180	785	25	380

Brzo ołowiane

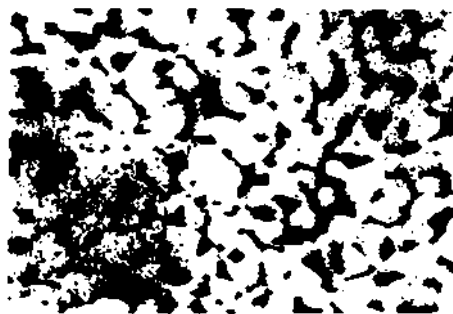
Z wykresu równowagi układu Cu—Pb (rys. 13.18) wynika, że Cu i Pb tworzą ograniczone roztwory w stanie ciekłym, a ich rozpuszczalność w stanie stałym jest pomijalna. Na skutek dużej różnicy gęstości Cu i Pb oraz dużej różnicy modułów temperatury monotektyki i topnienia ołowiu brzo ołowiane są skłonne do segregacji grawitacyjnej. Struktura składająca się z miękich ziarn ołowiu w osnowie stosunkowo twardej miedzi (rys. 13.19) zapewnia dobre własności użytkowe i odporność na ścieranie.

W Polsce wytwarzane są 2 gatunki spiekanych brzołów ołowianych na tle miedzi, formowanej następnie w półpanewi i panewi łyskowej. Są to brzo: 80-4000 (40% Pb) i 80-3000 (30% Pb). Produkcja objęta jest normami branżowymi Zjednoczenia Przemysłu Lotniczego i Silnikowego PZL.



Rys. 3.18. Wykres układu równowagi Cu-Pb

Brz BO-4000 stosowany jest przy współpracy z czopami o twardości do 300 HB, BO-3000 - przy twardości czopów > 300 HB. Maksymalna wartość iloczynu $p \cdot v$ wynosi: 30 MPa · m/s (BO-4000) i 20 MPa · m/s (BO-3000). Spiekane łożyska stal-brz ołowiowy stosuje się w silnikach spalinowych samochodowych i lotniczych.



Rys. 13.19. Struktura brzu ołowiowego. Bez trawienia (pow.x200)

13.4. Miedzionikle

Miedzioniklami nazywane są stopy miedzi, w których głównym dodatkiem stopowym jest nikiel w ilości 2—45%. Posiadają strukturę roztworu α, który w układzie Cu-Ni jest roztworem ciągłym. Miedzionikle używane są w normie PN-92/H-87052. Występują tylko w stanie przerobionym plastycznie. Mają dobre właściwości wytrzymałościowe, wysoką plastyczność i odporność na korozję. Stopy o dużej zawartości niklu mają też dużą elektryczną oporność właściwą.

Miedzionikle o zaw. 5—10% Ni oraz 1% Fe i 0,5% Mn (dla wzrostu wytrzymałości) są stosowane na rury skraplaczy w przemyśle okrętowym. Stopy o zaw. 15—25% Ni - do wyrobu monet ze względu na dużą odporność na ścieranie. Szczególnie znane są dwa stopy o międzynarodowych nazwach:

nikielina (ok. 20% Ni) i konstantan (ok. 40% Ni). Zbli ony składem do nikieliny jest stop CuNi19 o bardzo dobrych własno ciach plastycznych i du ej odporno ci na korozj , stosowany głównie do platerowania. Konstantan stosowany jest prawie wyłącznie w elektrotechnice. Poniewa siła termoelektryczna konstantami jest du a i ro nie proporcjonalnie z temperatur , u ywa si go cz sto do budowy termopar.

13.5. Mosi dze wysokonikłowe

Osobliwo ci mi dzy wieloskładnikowymi stopami miedzi s mosi dze wysokonikłowe, ze wzgl du na srebrzyste zabarwienie nazywane nowym srebrem. S to stopy o składzie: 53-66% Cu, 9-19% Ni, do 0,75% Mn oraz do 2% Pb, reszta - Zn (PN-93/H-87027). Maj dobr odporno na korozj , s bardzo plastyczne, mo na je lutowa i spawa . Nowe srebro znajduje szerokie zastosowanie do wyrobów jubilerskich i galanteryjnych oraz do wyrobu nakry stołowych, narz dzi lekarskich, drobnych cz ci urz dze elektrotechnicznych.

14 ALUMINIUM I JEGO STOPY

14.1. Aluminium

Aluminium (Al) jest plastycznym, srebrzysto-białym metalem o niebieskawym odcieniu. Odznacza się ciętym połyskiem, pod działaniem czynników atmosferycznych matowieje pokrywa się warstewką tlenku Al_2O_3 . Samorzutne wytwarzanie się tlenku podwyższa potencjał normalny od $-1,6\text{ V}$ do $-0,5\text{ V}$, zwiększając odporność aluminium na korozję. W skorupie ziemskiej w stanie wolnym nie występuje. Do związków aluminium znajdujących się w przyrodzie zalicza się kaolin, korund, diaspor, boksyt i kriolit. Po raz pierwszy aluminium o czystości 99,99% otrzymano w roku 1920 przez elektrolizę tlenku Al_2O_3 , uzyskanego z boksytu i rozpuszczonego w stopionym kriolicie (Na_3AlF_6). Obecnie istnieje możliwość otrzymywania aluminium o czystości 99,9996% metodami strefowego oczyszczania. Charakterystyczne dane aluminium podano w tablicy 14.1.

Tablica 14.1

Ważniejsze dane charakterystyczne aluminium

Lp.	Nazwa	Jednostka	Dane
1	liczba atomowa	-	13
2	ciężar atomowy	-	26,9815
3	średnica atomowa	m	$2,86 \cdot 10^{-10}$
4	układ krystalograficzny	-	regularny Al
5	parametr sieci	m	$4,04947 \cdot 10^{-10}$
6	gęstość	kg/m^3	26,99
7	temperatura topnienia	$^{\circ}\text{C}$	660,1
8	temperatura wrzenia	$^{\circ}\text{C}$	2348
9	współczynnik rozszerzalności cieplnej liniowej od 0 do 300°C	$^{\circ}\text{C}^{-1}$	$25,5 \cdot 10^{-6}$
10	współczynnik sprężystości wzdłużnej E	MPa	72300

Gatunki aluminium i zastosowanie

PN-79/H-82160 obejmuje gatunki aluminium przeznaczone do przeróbki plastycznej (tabl. 14.2). Znak rodzaju aluminium wyraża zawartość czystego metalu, którego ilość ustala się przez odjęcie od 100% sumy zanieczyszczeń. Zanieczyszczeniami w aluminium są głównie: Fe, Si, Cu, Zn i Ti rzadziej V, Mn i Cr. Wszystkie zanieczyszczenia obniżają przewodność elektryczną aluminium, natomiast R_m i HB wzrastają pod ich wpływem. To powoduje rozdrobnienie struktury oraz zmniejsza odporność na korozję, Zn obniża własności mechaniczne w podwyższonych temperaturach. Wszystkie zanieczyszczenia ułatwiają obróbkę mechaniczną. Wtrącenia niemetaliczne jak tlenki i krzemiany obniżają znacznie plastyczność aluminium.

Tablica 14.2

Gatunki i zastosowanie aluminium wg PN-79/H-82160

Gatunki			Główne zastosowanie
Znak	Cecha	Al [%] min	
Al99,99	AR1	99,99	do budowy specjalnej aparatury chemicznej oraz na wyroby dla elektrotechniki i elektroniki
Al99,95	AR2	99,95	
Al99,8	A00	99,80	do produkcji folii powłok kablowych, do platerowania, do wyrobu aparatury chemicznej
Al99,7	A0	99,70	
Al99,5	A1	99,50	do produkcji wyrobów ogólnego przeznaczenia
Al99	A2	99,9	
Al99,9E	ADE	99,70	na przewody elektryczne
Al99,5E	A1E	99,50	

Własności mechaniczne

Podstawowymi wyrobami z czystego aluminium są najczęściej: blachy, pręty, druty, kształtowniki lub elementy tłoczone. Własności mechaniczne wymienionych wyrobów zależą od gatunku aluminium oraz od stopnia zgniotu. W zależności od stopnia zgniotu różni się wyroby w stanie wyarzonym, półtwardym i twardym (tab. 14.3). Przeróbkę plastyczną aluminium przeprowadza się na zimno lub na gorąco w temp. 450°C. Temperatura rekryształacji wynosi 100—300°C przy czym zależy w dużym stopniu od czystości aluminium i wielkości zgniotu. Najczęściej dla zmniejszenia alumi-

nium po przeróbce plastycznej na zimno przeprowadza się wyważanie w temperaturze 400-450°C.

Tablica 14.3

Właściwości mechaniczne aluminium w różnych stanach

Właściwości mechaniczne	Stan		
	wyważony	półtwardy	twardy
R_m [MPa]	70-100	100-120	130-180
R_e [MPa]	20-400	50-80	100-160
A [%]	30-35	5-15	4-8
HB	18-23	25-32	33-40

14.2. Stopy aluminium

Pomimo tego, że aluminium ma około trzykrotnie mniejszą gęstość od stali, konstrukcje wykonane z czystego, miedziowego aluminium ze względu na niskie właściwości wytrzymałościowe i mały współczynnik sprężystości, okazały się gorsze od stalowych. Zupełnie inaczej przedstawia się ten problem w odniesieniu do stopów aluminium, które mają 2,5÷3 krotnie większą wytrzymałość od czystego aluminium. W tych przypadkach zmniejszenie ciąża konstrukcji wynosi do 50% w porównaniu z konstrukcjami stalowymi.

Stosowane dotychczas i nowo opracowane stopy aluminium można podzielić przede wszystkim ze względu na postać w jakiej znajdują zastosowanie, przy czym rozróżnia się stopy odlewnicze oraz stopy do przeróbki plastycznej. Ciężkiego podziału stopów ze względu na postać lub stan w jakim są stosowane przeprowadzić się nie da, gdyż często te same stopy, szczególnie o małej zawartości składników stopowych, mogą być stosowane jako odlewnicze lub przerobione plastycznie, nie obrabiane lub obrabiane cieplnie. Zarówno stopy odlewnicze (tabl. 14.4 i 14.5) jak i do przeróbki plastycznej (tabl. 14.6 i 14.7) mogą być stopami dwu- lub wieloskładnikowymi. Podstawowymi dodatkami stopowymi występującymi w stopach aluminium są: Cu, Mg, Mn, Si i Zn. W mniejszym stopniu stosuje się dodatki Ni, Cr, Fe, Ti. W ostatnim czasie ukazało się wiele patentów związanych z wprowadzeniem do stopów aluminium Sn, Be, B, Li, Zr i Cd. Osobną grupę stanowi proszkowe stopy aluminium. Wiskos stopów aluminium poddaje się obróbkę cieplną. Oznaczenia dotyczące obróbki cieplnej stopów aluminium zawiera PN-71/H-01706 (tabl. 14.8).

Tabela 144

338

Skład chemiczny wybranych odlewniczych stopów aluminium (wg PN-76/H-88027 i ZN-77/MN-210-06)

Norma	Gatunek			Posta	Składniki stopowe [%]							Skład chemiczny [%]					
	znak	cecha	Si		Cu	Mg	Mn	Ni	Inne	Al	Fe			Suma zanieczyszcz.			
											lp	lk	lc	lp	lk	lc	
PN-76/H-88027	AlSi21CuNi	AK20	g ska odlew	10,0-23,0	1,1-1,5	0,6-0,9 0,5-0,9	0,1-0,3	0,8-1,1	-	reszta	-	0,5 0,6	-	-	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	-	-	-	0,6 0,8	-	-	0,9 1,0	-	
	AlSi11	AK11	g ska odlew	10,0-13,0	-	-	-	-	-	-	0,7 0,8	0,8 1,0	1,2 1,4	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	-	-	-	0,5 0,6	0,7 0,9	0,8 1,0	1,0 1,1	1,2 1,3	1,4 1,5	
	AlSi7Mg	AK7	g ska odlew	6,0-8,0	-	0,25-0,4 0,2-0,4	0,1-0,5	-	-	-	0,5 0,6	0,7 0,9	0,8 1,0	1,0 1,1	1,2 1,3	1,4 1,5	
	AlSi6Cu4	AK64	g ska odlew	5,0-7,0	3,0-5,0	-	0,3-0,7	-	-	-	1,0 1,1	1,2 1,3	1,4 1,5	4,0 4,1	4,3 4,3	4,4 4,6	
	AlSiSCu2	AK52	g ska odlew	4,0-6,0	1,5-3,5	0,3-0,8 0,2-0,8	0,2-0,8	-	-	-	0,9 1,0	1,0 1,2	1,2 1,4	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	-	-	-	0,5 0,6	0,8 0,9	1,0 1,2	1,0 1,1	1,2 1,3	1,5 1,7	
	AlMg10	AG10	g ska odlew	-	-	9,5-11,0 9,0-11,0	-	-	-	-	0,2 0,3	0,2 0,3	-	0,7 0,7	0,7 0,7	-	
	AlMg5Si1	AG51	g ka odlew	0,8-1,3	-	4,5-6,0 4,0-6,0	0,1-0,4	-	-	-	0,4 0,5	0,4 0,5	0,4 0,5	0,6 -	0,6 -	0,6	
	AlCu4	AM5	g ska odlew	-	4,0- 5,0	-	-	-	-	-	0,8 0,9	0,9 1,0	-	2,0 2,1	2,1 2,2	-	
	AlCu4TiMg	AM4	g ska odlew	—	4,2-5,0	0,2-0,4 0,15-0,4	—	—	0,15-0,30 Ti	-	0,30 0,35	0,20 0,35	-	0,6 0,7	0,6 0,7	-	
ZN-77/MH-MN-210-06	AlSi3Cu2Zn2Mg	AK32	g ska odlew	2,0-3,2	1,0-2,5	0,8-1,3	0,3-0,8	-	1,0-3,0 Zn	-	-	1,2 1,3	-	-	2,3 2,4	-	
	AlSi6Cu2	AK62	g ska odlew	5,50-6,50	1,7-2,3	0,30-0,50 0,20-0,50	-	-	0,10-0,20 0,10-0,25	-	-	0,5 1,0	-	-	0,7 2,1	-	
	AlSi10Cu2Mg1Ni1	AK102	g ska odlew	9,50-10,50	2,00-2,50	0,90-1,20 0,80-1,20	—	0,8-1,2	Ti	-	-	0,6 0,8	-	-	0,1 0,2	-	
	AlSi10Cu4Fe	AK10A	g ska odlew	9,0- 11,0	3,0-4,0	-	0,3-0,6	-	0,5-1,0 0,5-1,3	-	-	-	-	-	1,0	-	
	AlSi10Mg1CuNi	AK10	g ska odlew	12,2-11,3	0,8-1,2	1,0-1,4	-	0,7-1,0	Fe	-	-	0,6 0,8	-	-	1,3 1,4	-	
	AlSi12Mn1	AK121	g ska odlew	11,0-13,0	-	-	0,8-1,5	—	0,2-0,4 Ti	-	-	-	1,2 1,4	-	-	2,6 2,7	
	AlSi12CuFe	AK132	g ska odlew	11,0-12,5	1,75-2,50	-	—	—	0,7-1,0 0,7- 1,1	-	-	-	-	-	1,5 1,7	-	
	AlCu7Si5	AM75	g ska odlew	4,0-6,0	5,0-8,0	0,3-0,5 0,2-0,5	-	-	FE	-	1,0 1,1	1,3 1,4	-	2,3 2,4	2,5 2,6	-	
	AlZn6Si4Cu2	AC6	g ska odlew	3,5-5,5	1,5-3,0	0,1-0,3	0,4-0,7	-	5,0-7,0 Zn	-	1,1 1,2	1,1 1,3	-	1,7	2,0	-	
	AlZn9Si7	AC11	g ska odlew	6,0-8,0	-	0,1-0,3	-	-	7,0-12,0 Zn	-	0,7 0,8	1,0 1,2	-	1,8	2,0	-	
	AlSn6SiCuNi	AN6	g ska odlew	1,0- 1,4	0,8- 1,2	—	—	0,8-1,2	5,0-7,0 Sn	-	—	0,3 0,4	-	-	0,4 0,5	-	

lp - odlany w formie piaskowej, lk - odlany w formie metalowej, lc - odlany pod ciśnieniem

Tablica 145

Własności mechaniczne i zastosowanie wybranych odlewniczych stopów aluminium
(wg PN-76/H-88027 i ZN-77/MH-MN-210-06)

Cecha stopu	Rodzaj odlewania próbek	Rodzaj obróbki cieplnej	Własności mechaniczne min				Zastosowanie
			R _e [MPa]	R _m [MPa]	A ₅ [%]	HB	
1	2	3	4	5	6	7	8
AK20	lk lk	td tb	-	170 200	0,3 0,2	90 90	odlewy wysoko obciążonych tłoków silników
AK11	lp lk lp lk lc	te te	90 90 140-200	160 180 180 200 220-280	2 3 6 6 1-4	50 55 50 55 60-80	odlewy części o skomplikowanym kształcie, średnio obciążone części dla przemysłu elektrycznego i okrętowego, jak armatura, silniki, pompy itp.
AK12	lk lk	td tb	-	200 220	0,5 0,5	95 95	odlewy tłoków silników spalinowych
AK9	lp lk lp lk lk lc	tb tb td	90 100 180 200 210 140-200	170 180 230 240 210 220-300	2 2 1,5 1,5 1,5 2-5	55 60 70 80 70 65-80	odlewy duże o skomplikowanych kształtach i dużej wytrzymałości, silnie i średnio obciążone
AK7	lp lk lp lk lp lk	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	odlewy części o skomplikowanych kształtach, średnio obciążone części silników
AK64	lp lk lc	-	100 110 150-220	160 170 220-300	16 17 22-30	60 70 70-100	rodzaj odlewy, także cienkie, średnio a nawet wysoko obciążone

1	2	3	4	5	6	7	8
AK52	lp lk lp lk lp lk	td td tb tb	-	160 170 170 170 220 240	1 1 1 0,5 0,5 0,5	65 70 70 70 75 75	odlewy głowic cylindrów silników spalinowych, cz ci dla przemysłu maszynowego i aparaturowego oraz inne wysoko obci one elementy
AK51	lp lk lp lk lp lk lp lk	te te td td tb tb	100 120 90 110 160 200	160 180 170 200 160 160 210 230	1 1 1,5 2 0,5 0,5 0,5 0,5	65 70 65 65 65 65 70 75	odlewy głowic cylindrów silników spalinowych, cz ci dla przemysłu maszynowego, cz ci ró nych aparatów
AG10	lp lk	te te	170 170	280 300	8 10	70 70	odlewy o wysokiej odporno ci na korozj , jak np. armatura morska
AG51	lp lk lc		90 90	150 160 190	2 3 1	55 60 60	odlewy o wysokiej odporno ci na korozj (np. elementy dekoracyjne, galanteria, cz ci aparatury)
AM5	lp lp lk lp lk	te te tb tb	80 150 150 200 200	120 200 210 220 230	6 6 6 3 3	50 60 60 70 70	galanteria stołowa i inne odlewy wymagaj ce dobrej lejno ci i plastyczno ci
AM4	lp lk	ta ta	200 200	300 330	5 8	80 90	odlewy cz ci samochodowych i maszynowych rednich i wysoko- pr nych
AK32	lp lk	-	-	160 160	1 0,8	70 70	okucia budowlane, klamki, uchwyty, osprz t wagonów kolejowych; stop nadaje si do polerowania i barwienia
AK102	lk	tb c	-	250 240	0,5 0,3	95 95	tłoki silników ga nikowych i wysokopr nych do samochodu licencyjnego polski FIAT

Cd. tablicy 145

	2	3	4	5	6	7	8
AK104	lk	-	-	180	1	80	odlewy ci nieniowe, wysoko obci - one cz ci o skomplikowanym kształcie, obudowy silników spali- nowych i innych cz ci dla prze- mysłu motoryzacyjnego, cz ci maszyn do szycia, kadłuby silni- ków elektrycznych i obudowy lamp rt ciowych; stop dobrze skrawalny
AK10	lk	d tb	-	210 260	-	85 95	odlewy tłoków przeznaczonych do silników wysokopr nych benzyno- wych oraz spr arek powietrz- nych i chłodnicowych
AK121	lk						do zalewania klatek silników elektrycznych
AK132	lc	-	160	260	1,5	85-100	odlewy ci nieniowe, cienko cienne o skomplikowanych, kształtach do samochodu licencyjnego FIAT
AM75	lk	d tb d tb	-	120 150 130 160 180 200	-	80 80 90 80 90 100	odlewy tłoków i innych cz ci silników samochodowych i mo- tocyklowych, cz ci maszyn pra- cuj cych w podwy szonych temperaturach
AC6	lp lk	ta ta	-	180 200 200 240	1 1	65 70 75 85	odlewy cz ci silników spalino- wych; nadaje si do polerowania
AC11	lp lk	-	-	200 250	2 1,5	80 90	odlewy cz ci silników i wentyla- torów pracuj cych w trudnych warunkach
AN6	lp lk	u u	50-70 50-70 60-80 60-90	100-140 100-150 140-180 150-190	2-8 3-8 5-10 6-12	40-50 40-50 45-55 45-55	ło yska bloków cylindrów, usz- czelki odlewane w kokile

lp - odlewany w formach piaskowych, lk - odlewany w formach metalowych, lc - odlewany pod ci nieniem, ta - naturalnie utwardzony wydzieleniowo,
tb - sztucznie utwardzony wydzieleniowo, td - sztucznie starzony (bez uprzedniego przcsycania), c - odpor ny, u - ulepszony, d - odpuszczony

Skład chemiczny wybranych stopów aluminium do przeróbki plastycznej (wg PN-79/H-88026)

Gatunek: stopu		Skład chemiczny [%]																				
Znak	cecha	składniki stopów										dopuszczalna zawartość zanieczyszczeń										
		Cu	Mg	Mn	Si	Ni	Fe	Zn	Cr	Ti	Al	Cu	Mg	Mn	Si	Ni	Fe	Zn	Cr	Ti	Inne nie określone	
																					ka dy oddzielnie	razem
AlMg5	PA20	-	4,3-5,8	0,2-0,6	-	-	-	-	-	-	reszta	0,1	-	-	0,4	-	0,4	0,2	0,25	0,2	0,05	0,15
AlMg4,5Mn	PA13	-	4,0-4,9	0,4-1,0	-	-	-	-	-	-	reszta	0,1	0,3	-	0,40	-	0,40	0,2	-	0,2	0,05	0,15
AlZn5Mg1	PA47	-	1,15-1,40	0,15-0,40	-	Zr 0,1-0,20	-	4,3-5,0	0,1-0,25	0,01-0,13	reszta	0,10	-	-	0,35	0,1	-	-	-	-	0,05	0,15
AlCu4Mg	PA7	3,8-4,9	1,2-1,8	0,4-0,9	-	-	-	-	-	-	reszta	-	-	-	0,5	0,1	0,5	0,3	-	0,2	0,05	0,15
AlCu4Mg0,5	PA21	3,9-4,5	0,4-0,8	0,4-0,8	-	-	-	-	-	-	reszta	-	-	-	0,5	-	0,5	0,1	-	-	0,05	0,15
AlCu4Mg1A	PA23	3,8-4,5	1,2-1,6	0,3-0,7	-	-	-	-	-	-	reszta	-	-	-	0,5	-	0,5	0,1	-	-	0,05	0,15
AlCu2Mg	PA24	2,0-3,0	0,2-0,5	-	-	-	-	-	-	-	reszta	-	-	0,2	0,5	-	0,5	0,1	-	0,2	0,05	0,15
AlCu4Mg	PA25	3,9-4,5	0,15-0,3	0,3-0,5	-	-	-	-	-	-	reszta	-	-	-	0,25	-	0,2	0,1	-	-	0,05	0,15
AlCu2Mg2NiSi	PA29	1,9-2,5	1,4-1,8	-	0,5-1,2	0,8-1,3	0,8-1,3	-	-	-	reszta	-	-	0,2	-	-	-	0,3	-	0,2	0,05	0,15
AlCu2Mg2Ni1	PA30	1,9-2,7	1,2-1,8	-	-	0,8-1,4	0,8-1,4	-	-	0,2-0,10	reszta	-	-	0,2	0,35	-	-	0,2	0,1	-	0,05	0,15
AlCu2SiMn	PA31	1,8-2,6	0,4-0,8	0,4-0,8	0,7-1,2	-	-	-	-	-	reszta	-	-	-	-	0,1	0,7	0,3	0,2	0,2	0,05	0,15
AlCu4SiMn	PA33	3,9-4,8	0,4-0,8	0,4-1,0	0,6-1,2	-	-	-	-	-	reszta	-	-	-	-	0,1	0,7	0,3	-	0,2	0,05	0,15

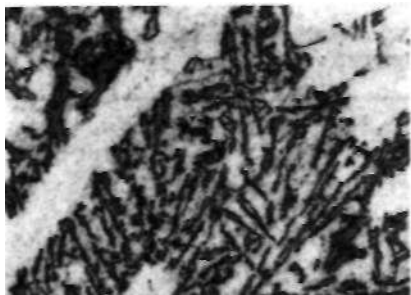
Tablica 147

Zastosowanie wybranych stopów aluminium do przeróbki plastycznej
(wg PN-79/H-88026)

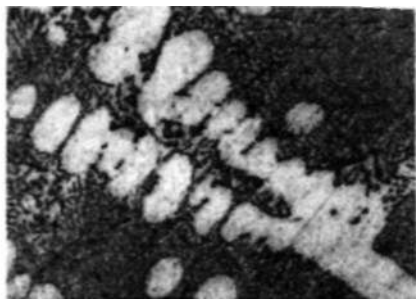
Gatunek stopu		Główne wyroby	Orientacyjne własności technologiczne	Główne zastosowanie
znak	cecha			
1	2	3	4	5
AlMg5	PA20	rury, pręty, kształtowniki, druty	ze stopów grupy AlMg objętych niniejszą normą i zmiennych pod nazwą hydronalium; ma najwyższe wytrzymałość i odporność na korozję w warunkach morskich; ma duży opór plastyczny przy przeróbce plastycznej na gorąco i na zimno; spawalny; nadaje się do polerowania i anodowego wytwarzania powłok tlenkowych	stosowany na obciążone konstrukcje okrętowe; elementy urządzeń w przemyśle transportowym; urządzenia przemysłu chemicznego; sprzęt sportowy
AlMg4,5Mn	PA13	blachy, pręty, rury, druty, kształtowniki	podatny do przeróbki plastycznej na gorąco i na zimno; bardzo odporny na korozję w warunkach morskich; spawalny; nadaje się do polerowania i anodowego wytwarzania tlenkowych powłok ochronnych	stosowany na obciążone konstrukcje okrętowe; elementy urządzeń w transporcie; urządzenia przemysłu chemicznego
AlZn5Mg1	PA47	blachy, pręty, kształtowniki	stop o średnim oporze plastycznym przy przeróbce plastycznej na gorąco i na zimno; spawalny; w spoinie ma własności zbliżone do własności materiału stopu samoczynnie utwardzającego się przy wydzieleniu, odporny na korozję atmosferyczną; nadaje się do anodowego wytwarzania powłok tlenkowych dla celów ochronnych	spawane konstrukcje nośne wysokoobciążone; w przemyśle okrętowym, np. na dno szybkich statków oraz okręty Marynarki Wojennej, katarany i poduszkowce; w konstrukcjach pojazdów; pawilony wystawowe; sprzęt sportowy
AlCu4Mg2	PA7	blachy, blachy platerowane aluminium, odlewki, pręty, rury, druty, kształtowniki	wiskaz wytrzymałość od stopu PA6 przy nieco większym oporze plastycznym w przeróbce plastycznej; w stanie naturalnie utwardzonym wydzieleniowo średnio oporność na korozję; w stanie zmniejszonym mała odporność na korozję; blachy zabezpieczają się zwykle przed korozją za pomocą platerowania (pokrycie blach cienką warstwą aluminium); pozostałe wyroby zabezpieczają się przed korozją innymi metodami; utwardzany na drodze obróbki cieplnej przez naturalne utwardzanie wydzieleniowe	silnie obciążone elementy konstrukcji lotniczej i pojazdów mechanicznych; elementy konstrukcyjne środków transportu oraz maszyn; konstrukcyjne elementy budowlane

1	2	3	4	5
AlCu4Mg0,5	PA21	druty na nity, pr ty, kształtowniki, rury	ma du y, opór plastyczny przy przeróbce plastycznej na gor co i na zimno; własno ci bardzo podobne do stopu PA6	nity do konstrukcji lotniczych, elementy silników w morotryzacji
AlCuMg1A	PA23	druty na nity	maj redni opór plastyczny przy przeróbce plastycznej na gor co i na zimno; utwardzalne na drodze obróbki cieplnej przez naturalne utwardzanie wydzieleniowe	nity do konstrukcji lotniczych
AlCu2Mg	PA24			
AlCu4Mg	PA25	druty na nity	ma du y opór plastyczny przy przeróbce plastycznej na gor co i na zimno; utwardzalny na drodze obróbki cieplnej przez naturalne utwardzanie wydzieleniowe	nity do konstrukcji lotniczych
AlCu2MgNiSi	PA29	pr ty, od-kuwki	podatne do przeróbki, plastycznej szczególnie na gor co; utwardzalne na drodze obróbki cieplnej przez sztuczne utwardzanie wydzieleniowe	na konstrukcje lotnicze do kucia swobodnego i w matrycach; na elementach pracuj ce w podwy szonych temperaturach (200-300°C)
AlCu2Mg2Ni1	PA30			
AlCu2SiMn	PA31	pr ty, od-kuwki o o skomplikowanych kształtach		na konstrukcje lotnicze
AlCu4SiMn	PA33	pr ty, od-kuwki, matrycowe		na konstrukcje lotnicze; cz ci silnie obci one, kute w matrycach

¹ Stop AlZn5Mg1 w stanie sztucznie umocnionym wydzieleniowo (tb) jest do odporny na korozj w wodzie i rodowisku morskim



Rys. 14.2. Mikrostruktura siluminu AK9 bez modyfikacji. Roztwór a oraz gruboziarnista eutektyka +Si; pow. 200 x



Rys. 14.3. Mikrostruktura siluminu AK9 po modyfikacji. Roztwór a oraz gruboziarnista eutektyka +Si; pow. 200 x

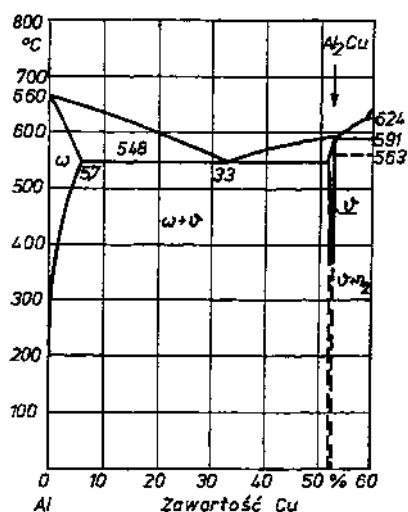
tycznego jak i nadeutektycznego. Eutektyka w tych stopach składa się z roztworu stałego granicznego krzemu w aluminium a oraz kryształów Si. Stopy Al-Si z zakresu zbliżonego do eutektycznego mają doskonałe własności odlewnicze, mały skurcz, najmniej skłonno do pęknięcia na gorąco oraz wysoką odporność na korozję w porównaniu z innymi stopami aluminium. Jednak te stopy te odlane w zwykły sposób, nie krzepną w dostatecznie drobnoziarnistej postaci (rys. 14.2), a ich własności mechaniczne i technologiczne zależą przede wszystkim od rodzaju utworzonej struktury eutektyki. Dlatego te podczas odlewania prowadzi się specjalny zabieg zwany modyfikowaniem. **Modyfikacja** polega na zmianie struktury metalu lub stopu lanego, w wyniku działania modyfikatorów.

W siluminach w wyniku modyfikowania następuje zmiana budowy eutektyki gruboziarnistej w drobnoziarnistą (rys. 14.3), przesunięcie punktu eutektycznego (rys. 14.1), a także wzrost wytrzymałości na rozciąganie odlewów, ich wydłużenia i uderzeniowości. Ten fakt wiadomości o znaczeniu, jakie w odlewnictwie siluminów ma prawidłowy proces modyfikacji stopów.

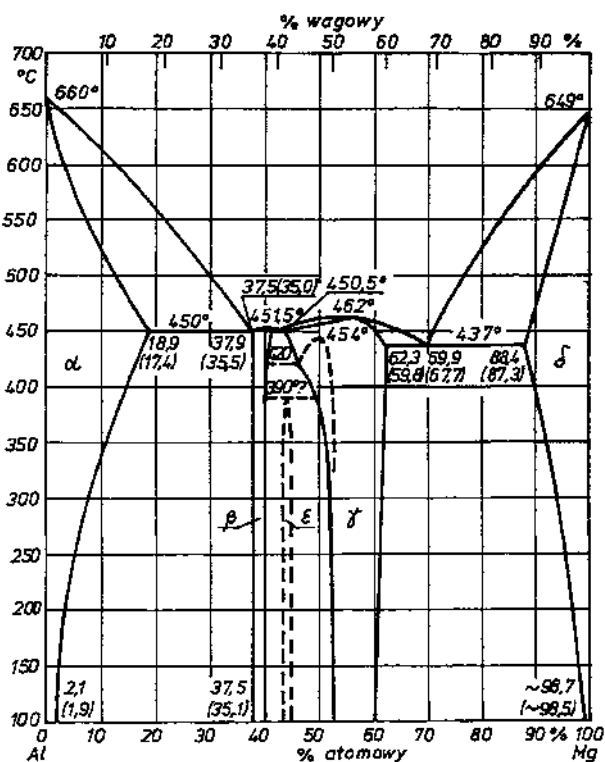
Tradycyjnie proces modyfikacji przeprowadza się przez dodatek metalicznego sodu w ilości 0,1 - 0,2% masy stopu lub fluorku sodu w stosunku 0,6 - 2,0%. Modyfikacja sodem charakteryzuje się jednak krótkim okresem (20-40 min) oddziaływania modyfikatora podczas przetrzymywania stopu w stanie ciekłym, co w konsekwencji rzutuje na duże rozbieżności we własnościach mechanicznych odlewów. Poszukiwania modyfikatorów o trwałym działaniu doprowadziły ostatnio do zastosowania w praktyce przemysłowej strontu. W przypadku modyfikacji strontem uzyskanie optymalnych efektów jest uzależnione nie tylko od właściwej zawartości modyfikatora (0,03 - 0,01%), ale także od ochrony stopu przed zanieczyszczeniem fosforem i kontaktem z chlorem, powodującymi tworzenie się trwałych związków strontu z tymi pierwiastkami. Siluminy eutektyczne i podeutektyczne modyfi-

kowane strontem nie zmieniają swej struktury i nie tracą własności zarówno podczas przedłużonego procesu odlewania stopu, jak i po wielokrotnych przetopach.

Stopy aluminium - miedź odznaczają się dobrą lejnością, ale jednocześnie nie stosunkowo niską wytrzymałością na rozciąganie. Stopy te można obrabiać cieplnie, przy czym własności wytrzymałościowe wzrastają przy zmniejszeniu plastyczności. Stopy aluminium z miedzią stosowane na odlewy są zawsze stopami podeutektycznymi, składającymi się z kryształów roztworu stałego granicznego na tle eutektyki (+) rozmie-



Rys. 14.4. Cz. wykresu równowagi Al-Cu



Rys. 14.5. Wykres równowagi Al-Mg

szczonej na granicach ziarn roztworu (rys. 14.4). Do stopów Al-Cu wprowadza się również dodatki Si, Mg, Ti oraz Fe (tabl. 14.4), których zadaniem jest podwyższenie zarówno własności wytrzymałościowych jak i plastycznych w stosunku do stopów dwuskładnikowych.

Stopy aluminium - magnez odznaczają się dobrymi własnościami wytrzymałościowymi przy zadawalających własnościach plastycznych. Są to stopy również podoutektyczne o strukturze roztworu stałego granicznego oraz wydzielu fazy Al_3Mg_2 () (rys. 14.5). Własności tych stopów można na kształtować obróbką cieplną. Są bardzo odporne na działanie wody morskiej. Dodatek do stopów Al-Mg krzemu i manganu poprawia własności odlewnicze tych stopów.

14.2.2. Stopy aluminium do przeróbki plastycznej

Stopy do przeróbki plastycznej są to przede wszystkim stopy z magnezem, manganem i miedzią oraz dodatkami Si, Ni, Fe, Zn, Cr i Ti (tabl. 14.6). Wszystkie te stopy przerabia się plastycznie na zimno lub gorąco na pręty, rury, blachy, taśmy, druty i kształtowniki.

Dodatki stopowe rozpuszczają się w aluminium, a więc od strony Al na wykresach równowagi fazowej istnieją stałe roztwory graniczne. Szereg pierwiastków stopowych tworzy fazy międzymetaliczne twarde i kruche o wzorach: Al_2Cu , Al_3Fe , Al_3Mg_2 , $Al_{12}Mg_{17}$, Al_2CuMg lub Al_5Mg_5Cu . Fazy międzymetaliczne mogą tworzyć się też między dodatkami stopowymi, np. Mg_2Si lub $MgZn_2$. W stopach w których struktura w stanie równowagi składa się z roztworu stałego granicznego oraz dyspersyjnych wydzieli wtórnych faz międzymetalicznych można na kształtować własności przez obróbkę cieplną.

14.3. Obróbka cieplna stopów aluminium

Umocnienie stopów aluminium można dokonać przez przeróbkę plastyczną na zimno, utwardzanie wydzieleniowe lub obróbkę cieplno-mechaniczną.

14.3.1. Utwardzanie wydzieleniowe

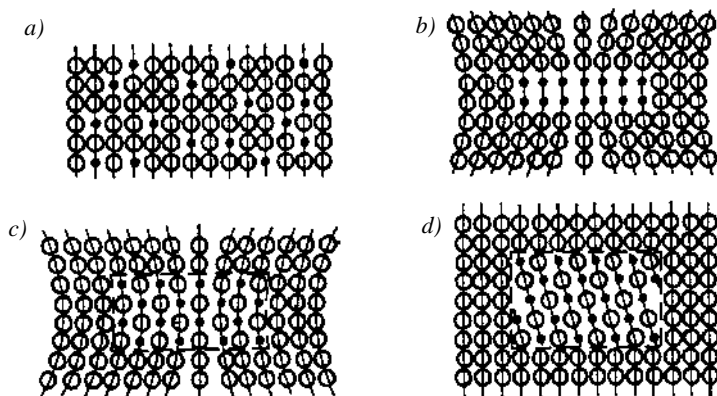
Jest to nazwa obróbki cieplnej złożonej z przesycania i starzenia (naturalnego lub w podwyższonych temperaturach). Do utwardzania wydzieleniowego przeznacza się zwykle stopy z zakresu składów bliższych od granicznej

rozpuszczalności składnika stopowego w roztworze podstawowym. Proces przesycania stopów aluminium polega na nagrzaniu ich do temperatury leżącej powyżej linii granicznej rozpuszczalności (praktycznie 430-535°C w zależności od gatunku stopu), wygrzaniu w tej temperaturze w celu rozpuszczenia faz międzymetalicznych w roztworze granicznym i jego ujednorodnienia oraz szybkim chłodzeniu.

W stopach, w strukturze których na granicach roztworu stałego występuje eutektyka, temperatura przesycania powinna być o 20 - 30°C niższa od temperatury przemiany eutektycznej, aby nie spowodować nadtopienia składnika niżej topliwego, jakim jest eutektyka. Stop po przesycaniu ma strukturę jednorodną złożoną z kryształów przesyconego roztworu stałego.

Największa liczba prac badawczych mających na celu teoretyczne wyjaśnienie zmian strukturalnych podczas przesycania i starzenia została wykonana na stopach Al-Cu.

Na przykład struktur stopu AM5 (AlCu₄) po przesycaniu jest jednorodny przesycony roztwór α_0 , zawierający 4% Cu w temperaturze otoczenia. Natomiast w stanie równowagi stop powinien mieć strukturę roztworu α o zawartości 0,5% Cu oraz faz $\theta = \text{Al}_2\text{Cu}$ (rys. 14.4). Powstanie takiej struktury z roztworu przesyconego może odbywać się w temperaturze otoczenia lub podwyższonej. Stąd te pochodzą podział starzenia na starzenie naturalne i w podwyższonej temperaturze, tzw. sztuczne. Zmiany strukturalne podczas starzenia wymagają dużych przemieszczeń atomów. Ponieważ za starzenie zachodzi w temperaturach stosunkowo niskich, przemieszczanie atomów jest utrudnione. Procesy te zachodzą w ciągu dłuższego okresu czasu i w kilku stadiach. Można rozróżnić następujące stadia starzenia w stopach Al-Cu (rys. 14.6):



Rys. 14.6. Schemat przemian strukturalnych podczas starzenia w stopie AM5: a) jednorodny, przesycony roztwór Cu w Al, b) skupienie atomów Cu w określonych płaszczyznach, c) powstania koherentnej fazy θ lub θ' , d) utworzenie fazy θ (Al_2Cu)

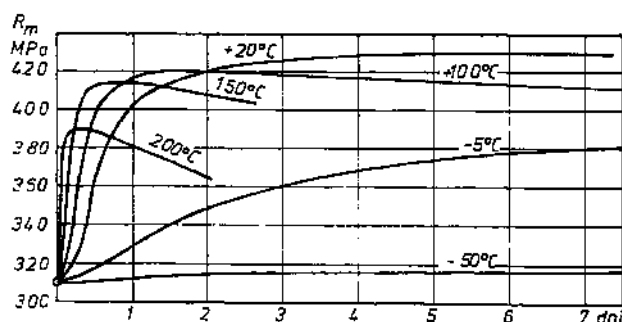
- I. Atomy Cu skupiają się na płaszczyznach (100) w roztworze stałym co tworzy tzw. strefy Guinier Prestona (G.P) w postaci cienkich płytek o grubości ok. 2 atomów.
- II. Tworzy się koherentna z podłożem faza " o sieci tetragonalnej, uporządkowanej, złożona z atomów Cu i Al; jej wydzielenia są w kształcie strefy GP. W wyniku tego powstaje stan naprężony.
- III. Faza " przekształca się w fazę ' której skład odpowiada jej fazie Al_2Cu z układu równowagi, lecz struktura jest inna. Uważa się ją za odmianę alotropów fazy Al_2Cu . Faza ' jest również fazą koherentną.
- IV. Następuje zerwanie wiąz koherentnych, zwolnienie naprężenia i utworzenie fazy $= \text{Al}_2\text{Cu}$, odpowiadającej stanowi równowagi (z układu Al-Cu rys. 14.4).

Ogólnie przebieg zmian struktury można zapisać następująco:

Strefy G.P. " ' (Al_2Cu)

Charakterystyczne cechy procesów wydzieleniowych podczas starzenia się zmiany twardości i wytrzymałości stopów przesyconych, przedstawione na rys. 14.7.

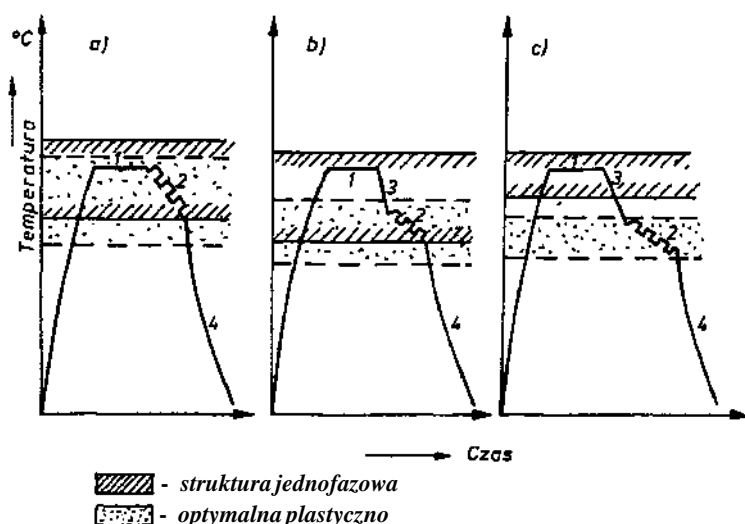
Powstawanie stref GP powoduje pewien wzrost wytrzymałości stopu (stadium I). Wydzielanie koherentnej fazy " (stadium II) prowadzi do maksymalnego umocnienia, przede wszystkim wskutek odkształcenia sieci osnowy wokół tych wydzieleni, ponadto ich koherencji z siecią osnowy, a także ich uporządkowanej budowy. Dlatego w tym stadium procesu wydzieleniowego kończy się obróbka cieplna. Można to przeprowadzić skutecznie drogą starzenia naturalnego w czasie kilku dni (rys. 14.7) albo przez starzenie sztuczne, przy przestrzeganiu czasu zabiegu w odpowiedniej temperaturze. Starzenie w wyższej temperaturze wymaga krótszego czasu do osiągnięcia maksymalnego umocnienia, po którym tym szybciej następuje niepożądane „przestarzenie” (stadium IV). Głównym czynnikiem obniżającym umocnienie jest wzrost wymiarów wydzieleniowych oraz zanik koherencji sieci wydzieleni z osnową.



Rys. 14.7. Wpływ temperatury i czasu starzenia na wytrzymałość R_m stopu PA9 przesyconego z temperatury 500°C

14.3.2. Obróbka cieplno-mechaniczna

Obróbka cieplno-mechaniczna stopów aluminium jest pojęciem zabiegów przesycania z odkształceniem plastycznym w temperaturach niższych lub wyższych od temperatury rekrytalizacji. Obróbka cieplno-mechaniczna, w której odkształcenie odbywa się powyżej temperatury rekrytalizacji, nazywa się wysokotemperaturową. Schemat wysokotemperaturowej obróbki cieplno-mechanicznej przedstawiono na rys. 14.8.



Rys. 14.8. Schemat wysokotemperaturowej obróbki cieplno-mechanicznej stopów aluminium: a), b), c) - różny zakres temperatur odkształcenia plastycznego, 1 - wygrzewanie do przesycania, 2 - odkształcenie plastyczne, 3 - chłodzenie do temperatury odkształcenia plastycznego, 4 - szybkie chłodzenie

Polskie normy nie wyróżniają stopów aluminium przeznaczonych do obróbki cieplno-mechanicznej. Na przykładzie analizy składu chemicznego zagranicznych stopów aluminium przeznaczonych do obróbki cieplno-mechanicznej należy przypuszczać, iż pozytywne rezultaty tej obróbki można uzyskać dla stopów PA31 (AlCu_2SiMn) tabl. 14.6. Badania wykazały, że najwyższe własności mechaniczne otrzymuje się przy odkształceniu plastycznym wysokotemperaturowym od 10 do 15%. Stosowanie odkształceń wyższych powoduje obniżenie własności mechanicznych w stosunku do utwardzania wydzieleniowego, prawdopodobnie na skutek rozrostu ziarna po rekrytalizacji.

14.3.3. Wy arzanie

Do stopów aluminium maj zastosowanie głównie dwa rodzaje wy arzania. Jednym z nich jest wy arzanie zmi kczał ce, a drugim wy arzanie rekrytalizuj ce. Ponadto niekiedy stosuje si wy arzanie ujednordniaj ce.

Wy arzanie **zmi kczał ce** ma na celu nadanie stopom wysokich własno ci plastycznych i obni enie twardo ci. Polega ono na wygrzaniu stopu w temperaturze ni szej od temperatury granicznej rozpuszczalno ci danego stopu. Najcz ciej stopy aluminium zmi kczą si w temperaturze 320—400°C. Czas wy arzania zale y od składu stopu oraz wielko ci i grubo ci przedmiotów. Podczas długotrwałego wy arzania zmi kczał cego fazy wydzielone ulegaj koagulacji, co przyczynia si do zmniejszenia twardo ci.

Wy arzanie **rekrytalizuj ce** ma na celu usuni cie zgniotu spowodowanego przeróbk plastyczn stopów. Po wy arzaniu rekrytalizuj cym stopy odzyskuj swe własno ci plastyczne. W praktyce wy arzanie rekrytalizuj ce stopów aluminium odbywa si w temperaturze 270—350°C. Zjawiska wyst puj ce podczas wy arzania stopów aluminium s identyczne jak podczas rekrytalizacji stali i innych stopów nie elaznych.

Wy arzanie **ujednoradniaj ce** prowadzi si w odniesieniu do wlewków przed obróbk plastyczn na zimno lub na gor co. Celem ujednordnienia jest równomierne rozło enie pierwiastków stopowych i usuni cie budowy dendrytycznej stopów. Operacj wy arzania ujednordniaj cego przeprowadza si w temperaturze 450—630°C w czasie 4—24 godz. w zale no ci od składu chemicznego stopu.

14.4. Zastosowanie stopów aluminium

Zastosowanie stopów aluminium wpływa przede wszystkim z ich własno ci fizycznych, chemicznych, mechanicznych i innych, z których najwa niejszymi s :

- niska g sto ,
- dobre własno ci mechaniczne,
- du a przewodno cieplna,
- wysoka przewodno elektryczna,
- dobra odporno chemiczna,
- niezdolno do iskrzenia i niepalno ,
- paramagnetyzm.

G sto stopów aluminium, która waha si od 2600 do 2800 kg/m³, wynosi ok. 1/3 cz ci g sto ci najwa niejszych metali ci kich i ich stopów, jak elazo i mied . Z tego powodu stopy aluminium znalazły du e zastosowanie

we wszelkiego rodzaju urządzeniach transportowych, przede wszystkim w budowie samolotów, samochodów, wagonów i okrętownictwie.

Wyżej wymienione własności fizyczne oraz dobre własności technologiczne sprawiają, iż cięgle nowe dziedziny techniki zainteresowane są stosowaniem aluminium i jego stopów. Szczegółowe zastosowanie aluminium i jego stopów podano w tablicach 14.2 oraz 14.5 i 14.7.

15. MAGNEZ I JEGO STOPY

15.1. Magnez

Magnez jest bardzo rozpowszechniony w przyrodzie i występuje w skorupie ziemskiej w ilości około 2%, ale tylko w postaci związków (minerałów). Znaczne ilości tego pierwiastka znajdują się w wodzie morskiej i słonych jeziorach. Magnez jest metalem posiadającym barwę srebrzystobiałą, podobną do barwy aluminium. Krystalizuje w sieci heksagonalnej zwartej (HZ) o parametrach: $a = 3,209 \text{ \AA}$ i $c = 5,2105 \text{ \AA}$, przy $c/a = 1,62$; odmian alotropowych nie wykazuje. Gęstość magnezu wynosi $1,75 \text{ g/cm}^3$. Gatunki magnezu produkowane w kraju ujemuje PN-79/H-82461. Właściwości mechaniczne czystego magnezu przedstawiono w tabelicy 15.1.

Tablica 15.1

Właściwości mechaniczne magnezu

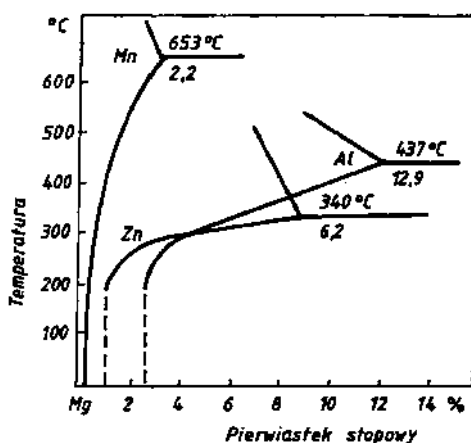
Własność	Wartość liczbową	Jednostka
granica sprężystości R_{sp}	11,7	[MPa]
granica plastyczności R_e		
- stan odlany	20	[MPa]
- stan zgnieciony	185	[MPa]
wytrzymałość na rozciąganie R_m		
- stan odlany	83÷127	[MPa]
- stan zgnieciony	245	[MPa]
- stan wyarszony	176	[MPa]
wydłużenie A_5		
- stan odlany	3,6	[%]
- stan zgnieciony	8÷10	[%]
- stan wyarszony	15÷17	[%]
twardość wg Brinella		
- stan odlany	25÷30	HB
- stan zgnieciony	50	HB
- stan wyarszony	40	HB

Magnez, ze względu na niskie własności mechaniczne i małą odporność korozyjną, nie znajduje zastosowania jako materiał konstrukcyjny. Metal ten wykazuje również znacznie gorszą przewodność elektryczną od aluminium, a ponadto trudniej odkształca się plastycznie [jedna płaszczyzna łatwego poślizgu (0001)]. Magnez techniczny otrzymuje się głównie w drodze elektrolizy odwodnionego, stopionego chlorku magnezu, który następnie poddaje się rafinacji. W przemyśle maszynowym znajduje zastosowanie stopy magnezu.

15.2. Stopy magnezu

Stopy magnezu często zwane są ultralekkimi z uwagi na ich gęstość w granicach 1,8 - 1,85 g/cm³. Jako dodatki stopowe stosuje się: Al, Zn i Mn, a także Zr, Ce i Nd. Rozpuszczalność aluminium i cynku w stałym magnezie jest znaczna i wynosi odpowiednio: 12,9 i 6,1%, przy czym wyraźnie się zmniejsza z obniżeniem temperatury (rys. 15.1), co umożliwia utwardzenie wydzieleniowe stopów magnezu z tymi dodatkami stopowymi. Udział składników stopowych w większej ilości powoduje utworzenie twardych i kruchych faz międzymetalicznych z magnezem, które wpływają niekorzystnie na własności mechaniczne stopów, dlatego ich zawartość w stopach magnezu musi być ograniczona.

Stopy magnezu przeznaczone są na odlewy i mogą być stosowane bez obróbki cieplnej, jak też w stanie obrobionym cieplnie. Klasyfikację stopów



Rys. 15.1. Rozpuszczalność manganu, cynku i aluminium w magnezie w stanie stałym, przedstawiona w postaci zakresu występowania odpowiednich roztworów stałych na wykresach układów równowagi Mg-Mn, Mg-Al i Mg-Zn

Skład chemiczny, warunki utwardzania wydzieleniowego, własności mechaniczne po tej obróbce cieplnej oraz przykłady zastosowania odlewniczych stopów magnezu (wg PN-88/H-88050)

Gatunek		Skład chemiczny [%]					Warunki utwardzania wydzieleniowego				Własności mechaniczne w stanie utwardzonym		
							Przesycanie		Starzenie				
Znak	Cecha	Al	Mn	Zn	Zr	Inne	Temp. [°C]	Czas [h] o rodek ²⁾	Temp. [°C]	Czas [h] o rodek ²⁾	min		
											R _m [MPa]	R _{0,2} [MPa]	A ₅ [%]
MgAl8ZnMn	GA8	7,5-9,0	0,15-0,5	0,2-0,8			I 355÷365 II 410÷420	3/P 21÷29/p	170÷190	4÷16/p	235	110	2
MgAl10ZnMn	GA10	9,0-12,0	0,1-0,5	0,6-1,2	—	—	I 355÷365 II 405÷415	3/p,w 21÷29/p,w	185÷195	4÷8/p,w	225 (230)	140 (140)	1(1)
MgZn5Zr	GZ6	-	-	5,5-6,6	0,7-1,1	CM 0,2-0,8	490	5/p,w	150÷170	24/p,w	265 (275)	170 (175)	4(4)
MgREZr	GRE3	—	—	0,2-0,7	0,4-1,0	RE ³⁾ 2,5-4,0	560-570	4÷6/p	190÷200	12÷16/p	140	100	2
MgNdZrZn	GN3	-	-	0,1-0,7	0,4-1,0	Nd 2,2-2,8	535-545	4÷6/p,w	200÷210	12÷16/p,w	130 (140)	140 (140)	3(3)

¹⁾ Własności mechaniczne w stanie utwardzonym podano w nawiasach, je li przesycanie przeprowadzano w wodzie

²⁾ O rodek chłodzić cy: p - powietrze, w - woda,

³⁾ RE - suma zawartości pierwiastków ziem rzadkich, w tym głównie ceru.

Zastosowanie odlewniczych stopów magnezu:

GA8 - na odlewy pracujące pod dużym ciśnieniem, np.: części samochodów; silników, agregatów prądowców, korpusy wiertarek, narzędzi ręcznych i pneumatycznych, maszyny do pisania,

GA10 - na odlewy pracujące pod średnim obciążeniem, np.: części silników elektrycznych, narzędzi przenośnych,

GZ6 - na odlewy o skomplikowanych kształtach pracujące pod dużym obciążeniem, od których wymaga się wysokiej stabilności własności mechanicznych,

GRE3 - na odlewy o skomplikowanych kształtach pracujące w temperaturze do 250°C, od których wymaga się wysokiej szczelności np.: sprężarki, skrzynie biegów i odlewy dla przemysłu okrętowego,

GN3 - na odlewy o skomplikowanych kształtach pracujące w temperaturze do 250°C, a krótkotrwale do 350°C, o wymaganej wysokiej szczelności i stabilności wymiarów.

magnezu zawiera PN-88/H-88050, w oparciu o który przedstawiono składy chemiczne, wymagania własności mechanicznych po obróbce cieplnej wraz z warunkami tej obróbki oraz przykłady zastosowania (tabl. 15.2). Najkorzystniejsze własności mechaniczne po obróbce cieplnej uzyskują stopy z udziałem około 10% Al lub około 6% Zn - pierwiastków najsilniej umacniających stopy. Dodatek manganu powoduje natomiast rozdrobnienie ziarna i podwyższenie odporności na korozję.

Druga grupa stopów magnezu zawiera pierwiastki ziem rzadkich: Ce i Nd oraz Zr, przy czym dla podwyższenia rozpuszczalności cyrkonu stosuje się jednocześnie dodatek cynku. Pierwiastki te wywierają korzystny wpływ na własności stopów magnezu - cyrkon powoduje drobnoziarnistość, cer i neodym polepszają własności mechaniczne w podwyższonych temperaturach, co umożliwia stosowanie tych stopów na części maszyn pracujących do temperatury 250°C, a krótkotrwale do 350°C.

Stopy magnezu poddaje się utwardzaniu wydzieleniowemu, które składa się z przesycania w wodzie lub powietrzu oraz przyspieszonego (sztucznego) starzenia.

16. NIKIEL I JEGO STOPY

16.1. Nikiel

Nikiel otrzymywany na drodze pirometalurgicznej¹⁾ zawiera jeszcze do o zanieczyszcze, więc jest dodatkowo rafinowany elektrolitycznie. PN-79/H-82180 przewiduje kilka gatunków niklu w zależności od stopnia zanieczyszczenia (sumarycznej ilości zanieczyszczeń). Najczystszy nikiel elektrolityczny zawiera nie mniej niż 99,93% Ni, a nikiel hutniczy (zależnie od gatunku) zawiera nie mniej niż 98,6% Ni. Zanieczyszczenia niklu to przede wszystkim rozpuszczające się w nim pierwiastki, jak kobalt, mangan, miedź i krzem, lub prawie nie rozpuszczające się siarka i węglik. Właściwości fizyczne czystego niklu przedstawiono w tabeli 16.1.

Tabela 16.1

Właściwości fizyczne czystego niklu

Właściwość	Wartość liczbową	Jednostka
Masa atomowa	58,69	
Budowa krystaliczna:		
odmiany alotropowej, RSC		
- parametr w temperaturze 25°C	3,5169	Å
odmiany alotropowej, HZ		
- parametr a	2,49	
- parametr c	4,08	Å
stosunek c/a	1,64	Å
Gęstość		
odmiany		
- obliczona z budowy sieci dla temperatury 25°C	8,895	kg/dm ³
odmiany		
- obliczona z budowy sieci	8,8	kg/dm ³
Temperatura topnienia	1455	°C
Temperatura wrzenia	2914	°C
Współczynnik liniowej rozszerzalności cieplnej w zakresie temperatury 25—100°C	13,3 x 10 ⁻⁶	1/°C
Przemiana odmiany ferromagnetycznej w paramagnetyczną (punkt Curie)	354,2	°C

¹⁾ Można go również otrzymywać niklu za pomocą metody karbonylowej.

Własności fizyczne pierwiastka ulegają zmianom wraz z temperaturą, przy czym w temperaturze punktu Curie $354,1^{\circ}\text{C}$ zmiana ta jest skokowa. Nikiel wykazuje dobre własności magnetostrykcyjne²⁾, w związku z tym jest stosowany w urządzeniach do generacji drgań ultradźwiękowych.

Własności mechaniczne niklu zależą oczywiście od stopnia jego czystości (zawartości domieszek i zanieczyszczeń) oraz stanu. Własności mechaniczne obrobionego plastycznie oraz zmieszanego niklu hutniczego i elektrolitycznego przytoczono w tablicy 16.2.

Tablica 16.2

Własności mechaniczne przerobionego plastycznie
i zmieszanego niklu hutniczego i elektrolitycznego

Lp.	Własność	Nikiel		Jednostka
		hutniczy	elektrolityczny	
1.	granica plastyczności R_e	179	92	MPa
2.	wytrzymałość na rozciąganie R_m	547	340	MPa
3.	wydłużenie A_{10}	42,3	48,5	%
4.	przewodność Z	78,5	81,5	%
5.	twardość Brinella	94	54	HB
6.	uderzono KU	258	235	J/cm ²

Odształcenie plastyczne niklu powoduje wzrost jego twardości i własności wytrzymałościowych oraz spadek własności plastycznych. Wyżarzanie rekrytalizujące pozwala na powrót do dobrych własności plastycznych przy jednoczesnym obniżeniu siły własności wytrzymałościowych. Zgniot krytyczny dla niklu określa się na poziomie około 5%. Nikiel należy do pierwiastków drogich (deficytowych). Techniczne zastosowanie znajduje do platerowania stali, nakładania warstw ochronnych (elektrolitycznie i bezprądowo czyli chemicznie). W przemyśle chemicznym nikiel jest stosowany ze względu na dużą odporność korozyjną również w podwyższonych temperaturach. Stosowany jest przy produkcji akumulatorów i w elektronice.

16.2. Stopy niklu

Najczęściej wprowadzanymi do niklu pierwiastkami stopowymi są: miedź, ołów, kobalt, chrom, mangan, molibden, krzem i beryl. Miedź i kobalt tworzą z niklem roztwory stałe ciągłe. Ołów, chrom, molibden, mangan

²⁾ Magnetostrykcja - zmiana objętości metalu pod wpływem zmiennego pola magnetycznego.

i aluminium tworzą z niklem roztwory graniczne o znacznej rozpuszczalności, zaś krzem, beryl i węgielce - roztwory o niewielkiej rozpuszczalności.

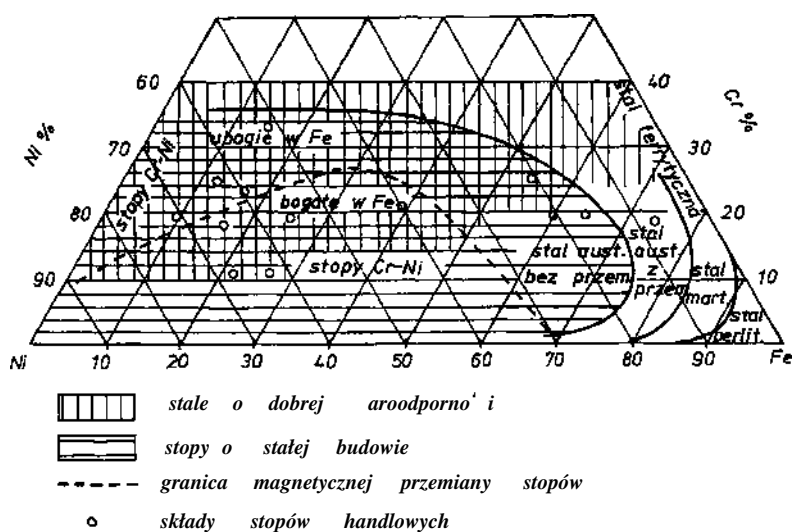
Do praktycznie stosowanych stopów niklu³⁾ należą stopy z elazem, chromem oraz elazem i chromem jednocześnie.

Stopy niklu do przeróbki plastycznej wg PN-80/H-87045

Stopy niklu zajmują ważne miejsce wśród stopów metali nieelastycznych. Wynika to z ich cennych właściwości: duża przenikalność magnetyczna, duży opór elektryczny właściwy, duża odporność korozyjna, wysoka odporność, dobre właściwości wytrzymałościowe, dobre właściwości plastyczne.

Wśród stopów niklu stosowanych do przeróbki plastycznej można wyróżnić stopy noszące nazwy chromel, alumele, stop Monela, permalloy i inne.

Alumele i chromel, w postaci drutu, znajdują zastosowanie przy wykonywaniu termoelementów do pomiaru temperatur w granicach do 1200°C. Zależność siły termoelektrycznej od temperatury jest prawie prostoliniowa, więc korzystna w całym zakresie pomiarowym. Stopy Monela (67 — 70% Ni reszta Cu lub też dodatkowo 2,5 Fe; 1,5% Mn; 3% Al) odznaczają się bardzo dobrymi właściwościami mechanicznymi (dobrą wytrzymałością mechaniczną), szczególnie dobrą odpornością korozyjną i dobrymi właściwościami technologicznymi. Stopy Monela (najczęściej z dodatkiem aluminium) znajdują zastosowanie



Rys. 16.1. Odporność stali i stopów Ni-Cr i Ni-Cr-Fe

³⁾ Poza omówionymi w rozdziale 13 stopami Cu-Ni zwanymi miedzioniklami wg PN-92/H-87051

w następujących wyrobach: aparatura chemiczna, zbiorniki, łopatk i zawory rozrz du turbin parowych, osprz t trawialni metali (kosze, pojemniki, ł a -
cuchy), rury kondensatorowe pracuj ce przy znacznych ci nieniach i szybko-
ciach przepływu wody chłodz cej, filtry, autoklawy, wirówki w produkcji
tworzyw sztucznych, druty do spawania eli w.

Stopy niklu z elazem (znane pod nazw permalloy) o zawarto ci 30 do
80% Ni i niekiedy z dodatkiem molibdenu, chromu lub miedzi to stopy
magnetyczne. Odznaczaj si one wysok przenikalno ci magnetyczn , ma-
łym nat eniem koercyjnym przy znacznej pozostało ci magnetycznej (w ska
p tła histerezy magnetycznej), s wi c materiałami magnetycznie mi kkimi
Niektedy stosuje si do nich obróbk cieplno-magnetyczn w celu polepszenia
ich własno ci magnetycznych.

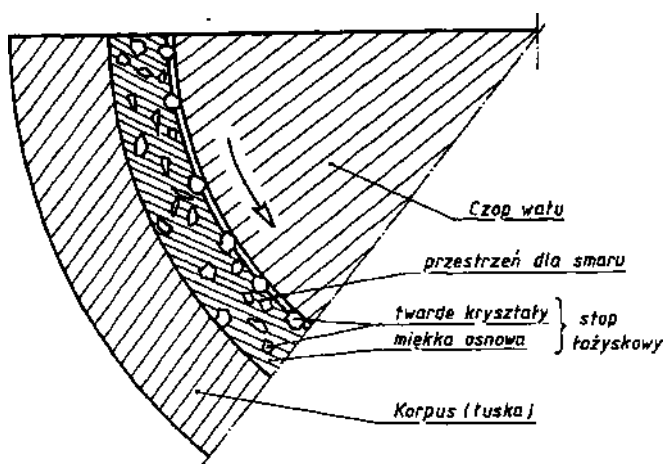
Stopy niklu z chromem odznaczaj si du ym elektrycznym oporem
wła ciwym przy du ej aroodporno ci i arowytnymało ci. Główne zastoso-
wanie to elementy grzejne do elektrycznych pieców oporowych. Składy
chemiczne oporowych stopów niklu ukazuje rys. 16.1.

17. STOPY ŁO YSKOWE

W budowie maszyn współcześnie nie stosuje się powszechnie łożyska toczne. W wielu rodzajach zaniach konstrukcyjnych konieczne jest jednak wykorzystanie tradycyjnego sposobu łożyskowania, tj. łożysk lizgowych. Łożysko podtrzymuje obracający się wał lub oś i przenosi jego obciążenie na podłoże, najczęściej kadłub maszyny. Czop obracającego się wału lub osi - czop współpracuje z podstawowym elementem łożyska lizgowego - panewi (panewką), która jest osadzona w kadłubie. Panewka zbudowana jest ze stalowego korpusu (łuski), na którym jest osadzona warstwa lizgowa ze stopu łożyskowego, np. przez wylanie. Poruszając się względem siebie powierzchnie czopa wału i panewki rozdziela warstwa smaru, rys. 17.1.

Warunki pracy łożysk lizgowych stawiają stopom łożyskowym wymagania odpowiednich właściwości. Stopy te powinny odznaczać się:

- małym współczynnikiem tarcia, odpornością na zużycie cieńre, szybkim docieraniem się z współpracującym czopem, dobrą smarownością, możliwością wchłaniania produktów cierania w warstwę wierzchnią,
- dobrą wytrzymałością na ciskanie, wytrzymałością zmęczeniową, odpornością na uderzenia,



Rys. 17.1 Schemat przekroju łożyska lizgowego

- dobrym przewodnictwem cieplnym, odpowiednim współczynnikiem rozszerzalności cieplnej, odpornością na korozję.

Ponadto dobrą płynność, niewielkim skurczem odlewniczym i niską temperaturą topnienia, w wypadku stopów osadzonych przez wylanie (stopów żelaznych i ołowian).

Możliwość spełnienia tak różnorodnych wymagań w największym stopniu zapewniają stopy wielofazowe o strukturze złożonej z twardych ziarn rozmieszczonych w miękkiej osnowie, czyli zgodnych z zasadą Charpy. Twarde ziarna przenoszą naciski z czopa wału stalowego na całą panewkę i zapewniają odporność na ścieranie, a miękka osnowa ułatwia dotarcie sił panewki. Jako materiały żelazne stosuje się:

- stopy żelazne i ołowian, tabl. 17.1,
- stopy żelazne i ołowian, tabl. 17.2 i 17.3
- stopy miedzi, głównie brzo ołowiane, brzo cynowe,
- stopy aluminium z cyną, ołowiem, krzemem,
- stopy cyny z aluminium i miedzi,

a także stopy kadmu, stopy srebra, eliksiry szare, materiały niemetaliczne.

Warunki pracy żelaznych określają następujące parametry:

- a) rodzaj obciążenia - statyczne, dynamiczne,
- b) wielkość obciążenia p [MPa],
- c) szybkość obrotowa czopa V [m/s],

oraz temperatura pracy żelazki, warunki odprowadzania ciepła, rodzaj tarcia i smarowania. Iloczyn wielkości obciążenia i szybkości obrotowej - pV [MPa·m/s] charakteryzuje natężenie pracy żelazki i stanowi wskaźnik doboru stopu żelaznego.

Trwałość żelazki uwarunkowana jest dobrym smarowaniem, odpowiednią grubością warstwy lizgowej oraz poprawną technologią naniesienia stopu żelaznego na stalowy korpus. Zakłócenia w smarowaniu mogą spowodować wzrost temperatury żelazki i gwałtowne obniżenie własności wytrzymałościowych stopu żelaznego, a w dalszej kolejności niebezpieczeństwo wytopienia stopu i zatarcia wału. Grubość warstw lizgowych stopu żelaznego nie powinna przekraczać dziesięciu milimetrów, grubsze warstwy bowiem łatwiej ulegają uszkodzeniom mechanicznym. Warstwa stopu żelaznego powinna mieć dobrą przyczepność do metalowego korpusu, co osiąga się przez wstępne nałożenie cienkiej warstwy czystego metalu, stanowi to podstawowy składnik stopu żelaznego.

17.1. Stopy ł o yskowe cyny

Stopy ł o yskowe cyny to stopy nale ce do układu trójskładnikowego cyna-antymon-mied . W stopach trójskładnikowych Sn-Sb-Cu od strony cyny wyst puj :

- faza - roztwór stały antymonu i miedzi w cynie stanowi cy mi kk osnow stopu ł o yskowego,
- fazy mi dzymetaliczne: SbSn w postaci wielo cianów regularnych i Cu₆Sn₅ w postaci iglastej - stanowi ce twarde no ne kryształy.

Stosunek twardo ci tych faz wynosi odpowiednio : SbSn:Cu₆Sn₅ = 1:4:10. Faza mi dzymetaliczna Cu₆Sn₅ krzepnie w wy szej temperaturze ni l ejsza SbSn, co zapobiega mechanicznie jej wypływanu na powierzchni (likwacja ci arowa).

Stop ł o yskowy Ł83¹⁾ (SnSb11Cu6) ma struktur zło on z trzech faz, + SbSn + Cu₆Sn₅ przedstawion na rys. 17.2 i 17.3, natomiast stop ł o yskowy Ł89 (SnSb8Cu3) - struktur +Cu₆Sn₅, przedstawion na rys. 17.4. Oba te stopy s najszerzej stosowanymi krajowymi stopami ł o yskowymi cyny, przewidzianymi przez PN-82/H-87111. Ich wła ciwo ci zawiera tabl. 17.1.

Tablica 17.1

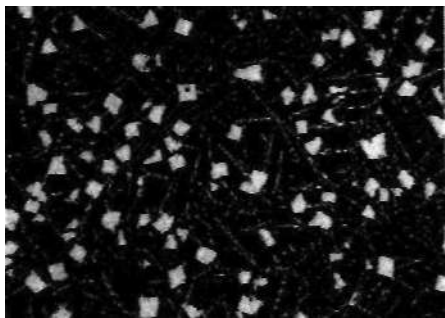
Stopy ł o yskowe cynowe wg PN-82/H-87111 i ich wa niejsze wła ciwo ci

Znak	Cecha	Temperatura topnienia [°C]	Struktura	R _m [MPa]	A ₅	KCV [J/cm ²]
SnSb8Cu3	Ł89	342	+Cu ₆ Sn ₅	88	9	5,9
SnSb11Cu6	Ł83	380	+SbSn+Cu ₆ Sn ₅	88	6	5,9

Zgodnie z PN stopy ł o yskowe cyny Ł89 i L83 stosuje si na panewki ł o ysk lizgowych pracuj cych przy obci eniach statycznych i dynamicznych, przy naciskach do 10 MPa, pr dko ciach obwodowych powy ej 5 m/s i ilo- czynnie nacisku i pr dko ci pV poni ej 50 MPa·m/s, przeznaczonych dla turbin parowych, spr arek, silników wysokopr nych.

Stopy ł o yskowe cyny nale do najdro szych z powodu du ej zawarto ci deficytowej cyny, dlatego zmierza si do wprowadzenia nowszych stopów z dodatkami m.in. krzemu, niklu, arsenu, przy ograniczeniu zanieczyszczenia ółowiem, które cechuje wi ksza wytrzymało i trwało ni tradycyjne.

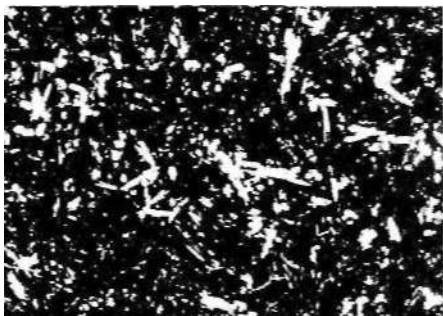
¹⁾ Cecha stopów ł o yskowych składa si z litery Ł oraz liczby okre laj cej procentow zawarto cyny.



Rys. 17.2. Stop ło yskowy Ł83. Jasne kryształy fazy mi dzymetalicznej SbSn w postaci wielokątów i iglastej fazy Cu_6Sn_5 na tle ciemnego roztworu Sb i Cu w cynie; nital, $\times 100$



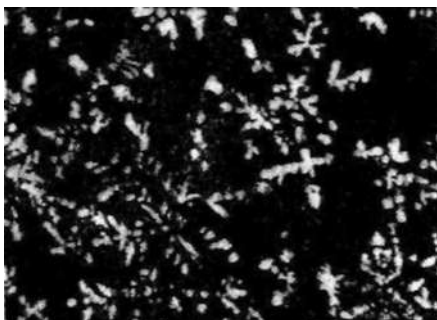
Rys. 17.3. Stop ło yskowy Ł83. Fragment rys. 17.2; nital, $\times 500$



Rys. 17.4. Stop ło yskowy Ł89. Jasne wydłużone kryształy fazy mi dzymetalicznej Cu_6Sn_5 na tle ciemnego roztworu stałego Cu i Sb w cynie; nital, $\times 250$



Rys. 17.5. Stop ło yskowy Ł16. Jasne kryształy fazy mi dzymetalicznej SbSn w postaci wielokątów i drobne Cu_2Sb na tle ciemnego roztworu stałego Sn i Sb w ołowiu; nital, $\times 250$



Rys. 17.6. Stop ło yskowy ŁCa. Jasne kryształy Pb_3Ca na tle roztworu stałego sodu w ołowiu; nital, $\times 100$

172. Stopy łożyskowe ołowiu

Głównymi składnikami stopów łożyskowych na bazie ołowiu są: cyna ($6 \div 16\%$), antymon ($6 \div 16\%$), miedź ($1 \div 2\%$) oraz arsen ($0,2 \div 0,9\%$). Krajowe gatunki stopów łożyskowych ołowionych i ich właściwości podano w tabl. 17.2.

Tablica 17.2

Stopy łożyskowe ołowiu wg PN-82/H-87111 i ich właściwości

Znak	Cecha	Temperatura topnienia [°C]	Struktura	R _m [MPa]	A ₅ [%]	KCV [J/cm ²]
PbSn16Sb16Cu2	Ł16	410	+SbSn+Cu ₂ Sb	78	0,5	5,9
PbSn10Sb14Cu2As	Ł10As	400	+SbSn+Cu ₆ Sn ₅	68	1,0	5,9
PbSn6Sb6	Ł6	460	+SbSn	68	0,5	

Struktura stopów łożyskowych ołowiu składa się z:

- fazy - roztworu stałego antymonu i cyny w ołowiu, stanowi jego podstawę,
- fazy międzymetalicznych: SbSn w postaci wielokątów foremnych i Cu₂Sb w postaci iglastej, która przeciwdziała likwacji czarowej.

Obie fazy międzymetaliczne stanowi twarde kryształy nośne. Przykład struktury stopu łożyskowego Ł16 (PbSn16Sb16Cu2) przedstawiono na rys. 17.5.

Zgodnie z PN stopy łożyskowe ołowiu stosuje się w łożyskach łożyskowych pracujących przy obciążeniach statycznych, przy naciskach do 10 MPa, przy prędkościach obrotowych czopa powyżej 1,5 m/s i iloczynie pV do 15 MPa·m/s - dla stopu Ł16, poniżej 30 MPa·m/s - dla Ł10As, przeznaczonych dla pomp, sprężarek, wagonów kolejowych. Natomiast w warunkach obciążenia dynamicznego, jak w silnikach gazowych samochodowych stosuje się stop łożyskowy Ł6.

Znacznie rzadziej, ze względu na gorsze własności mechaniczne stosuje się także stopy łożyskowe ołowiu z niewielkimi dodatkami pierwiastków alkalicznych, przede wszystkim wapnia i sodu, w ilości sumarycznej do 2%. Struktura takiego stopu złożona jest z twardych dendrytycznych kryształów fazy międzymetalicznej Pb₃Ca na tle miedzi osnowy - roztworu stałego sodu w ołowiu, rys. 17.6. Z powodu zmiennej rozpuszczalności sodu w ołowiu, w stopach po wylaniu występuje przesylenie, a następnie samorzutne starzenie, które wywołuje wzrost twardości stopów. Wadą tych stopów jest utrata pierwiastków łatwo utleniających się - Na i Ca, zarówno podczas ponow-

nego ich topienia jak te podczas eksploatacji, gdy panewka styka się z powietrzem. Dlatego zaleca się stosowanie tych stopów w warunkach całkowitego pokrycia olejem. Niektóre dane stopu łożyskowego ŁCa przedstawiono w tabl. 17.3.

Tablica 17.3

Niektóre właściwości stopu łożyskowego ŁCa

Znak	Cecha	Temperatura topnienia [°C]	Struktura	R _m [MPa]	A ₅ [%]
PbCa1Na	ŁCa	470	+Pb ₃ Ca	99	2,5

Stopy łożyskowe ołowiu, podobnie jak stopy cyny zalicza się do stopów łożyskowych „miękkich”. Ich wadą jest znaczne zmniejszanie własności wytrzymałościowych wraz z temperaturą, a także niska odporność korozyjna. We współczesnych konstrukcjach obciążenia jednostkowe łożysk lizgowych i przodków obwodowych są tak duże, że stopy ołowiu są wypierane przez brzo ołowiane, stopy łożyskowe aluminium, bądź łożyska wielowarstwowe.

17.3. Wielowarstwowe łożyska lizgowe

Silnie obciążone łożyska lizgowe rednio i szybkoobrotowych silników spalinowych większych mocy, m. in. agregatów, kolejowych silników trakcyjnych, a także przekładni przenoszących duże moce, wytwarza się w postaci wielowarstwowych panew współpracujących z czopami utwardzonymi przez hartowanie powierzchniowe lub obróbkę cieplno-chemiczną.

Panew wielowarstwowe wytwarza się różnymi metodami; spiekania proszków metali, wylewania, nawalcowywania (platerowania), w kombinacjach z nanoszeniem warstw galwanicznych.

Klasyczne łożyska trójwarstwowe wytwarzane są na bazie taśmy bimetalicznych. Materiałem podłoża taśmy bimetalicznej jest stal niskowęglowa walcowana na zimno, najczęściej grubości kilku milimetrów, wstępnie pokrywana cienką (do 10 μm) warstwą miedzi w celu zwiększenia przyczepności, a następnie proszkiem stopu łożyskowego. Całość zagęszcza i spieka się w cięgłym procesie technologicznym, a naniesiona warstwa stopu łożyskowego najczęściej ma grubość dziesiątych części milimetra. Jako materiały łożyskowe spiekane stosuje się stopy miedzi z ołowiem i cyną, tabl. 17.4. Również w procesie cięgłym wytwarza się taśmy bimetaliczne z wylewanymi warstwami brzo, ale bez potrzeby nanoszenia pośredniej warstwy miedzi. Skład brzo

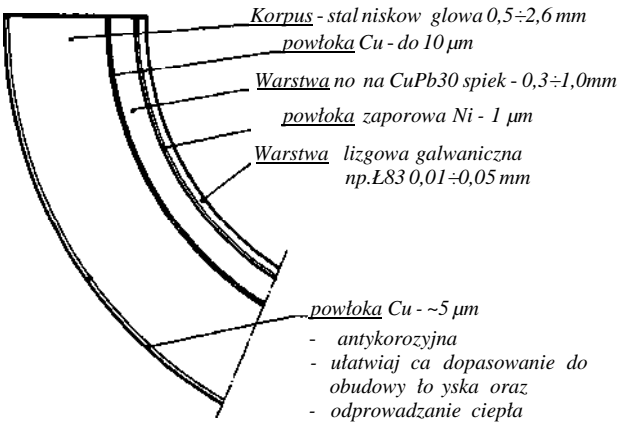
Tablica 17.4

Skład chemiczny stopów łożyskowych spiekanych i brzołów łożyskowych
lanych stosowanych w tałmach bimetalicznych

Lp.	Materiał łożyskowy	Skład chemiczny, [%]			
		Sn	Pb	Zn	Cu
1	stopyspiekane		28,0-32,0		reszta
2		3,5-5,0	20,0-24,0		"
3		9,0-11,0	9,0-11,0		"
4		1,0-2,0	24,5-27,5		"
5	brzołylane	1,0-2,0	20,0-26,0		"
6		4,0-6,0	14,0-20,0		"
7		3,5-4,5	7,0-9,0	max 4,0	"
8		9,0-11,0	9,0-11,0		"

do wylewania tałm stalowych zamieszczono w tabl. 17.4. Tałmy bimetaliczne z brzołami wylanymi posiadają wysze własności mechaniczne niż tałmy spiekane, natomiast tałmy spiekane mają lepszą zdolność układania się oraz wchłaniania zanieczyszczeń. Znaczna ilość miedzi w tych stopach zapewnia kilkakrotnie lepsze przewodnictwo cieplne w porównaniu ze stopami łożyskowymi cyny i ołowiu. Pozwala to na szybkie odprowadzenie ciepła z powierzchni łożyskowej łożyska.

Na ukształtowane tałmy bimetaliczne nakłada się galwaniczną warstwę łożysgową grubości 0,01÷0,05 mm ze stopu ołowiu z indem (5÷10%), ołowiu z cyną (ok. 10%) albo stopu łożyskowego cyny Ł83 lub Ł89. Przed nałożeniem warstwy łożyskowej stosuje się pokrycie zaporowe warstwą niklu (1 μm),

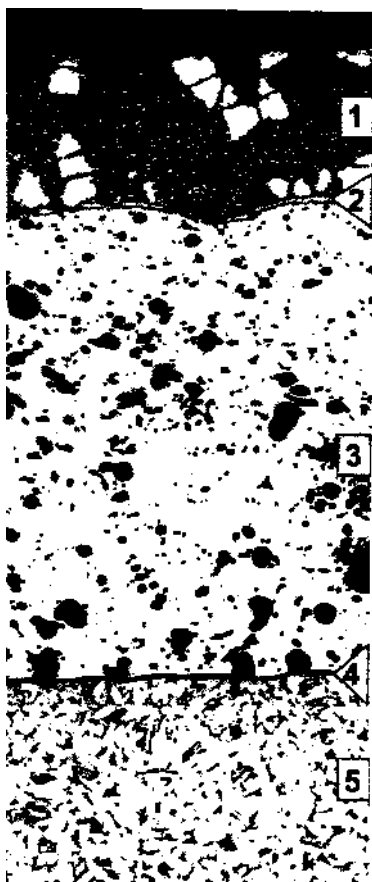


Rys. 17.7. Przekrój panewki trójwarstwowej

dla zabezpieczenia przed niekorzystnymi procesami dyfuzyjnymi między warstwami, rys. 17.7 i 17.8.

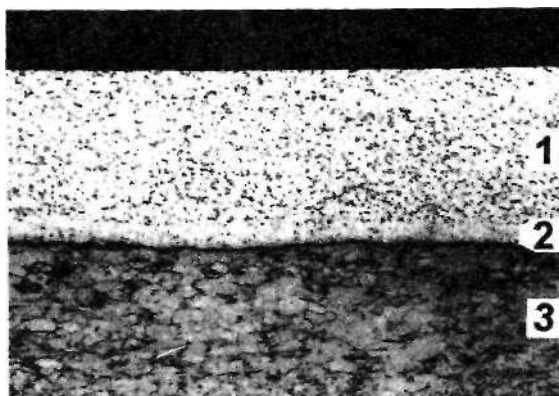
Ta miedź bimetaliczna z brązem spiekającym CuPb30 z uwagi na jego szczególnie dobre własności trybologiczne¹⁾, głównie odporność na temperatury do około 200°C i samosmarowność ołowiu, może na stosować bez wierzchniej warstwy lizgowej. Brąz ołowiowy jako materiał łożyskowy spełnia odwrócony zasad Charpy, ponieważ jego struktura składa się z twardej osnowy - szkieletu kryształów miedzi wypełnionych miedzią ołowiem, na rys. 17.8 fragment (3). Twarda miedź posiada znaczny odpór na obciążenie, także dynamiczne, a miedź ołów spełnia rolę awaryjnego smarownika.

Nałożenie łożyskowe, od których wymaga się większej odporności na zużycie, w tym korozyjne, a przede wszystkim przenoszące większe naciski, zastosowano także bimetaliczną wytworzoną przez nawalcowanie na stalowe podłoże stopu aluminium z cyną w ilości 6% lub 20%. Stop taki nazywano siatkowym, ponieważ po walcowaniu uzyskuje on twarde kryształy aluminium w postaci siatki przestrzennej wypełnionej miedzią, łatwo topliwą cyną. Struktura stopu siatkowego, podobnie jak brąz ołowiowy, spełnia więc odwrócony zasad Charpy. Połączenie stopu aluminium ze stalowym podłożem wymaga wstępnego zgrzania stali z folią aluminium rys. 17.9. Ta miedź bimetaliczna ze stopem siatkowym może na te pokrycia warstewki zaporowe niklu i następnie warstwy lizgow stopu PbCuSn.

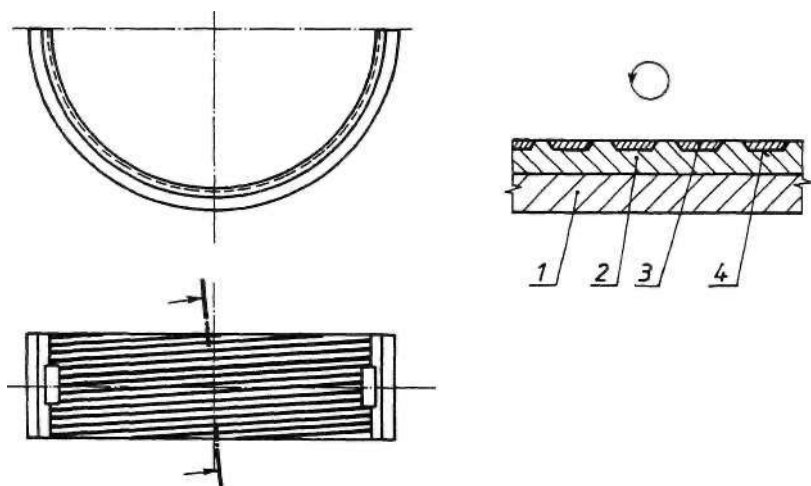


Rys. 17.8. Panewka trójwarstwowa: 1 - warstwa lizgowa - stop łożyskowy Ł83, 2 - warstewka zaporowa Ni, 3 - warstwa nośna - brąz ołowiowy CuPb30(BO30), 4 - warstewka Cu, 5 - stal niskowęglowa; nital, x250

¹⁾ Trybologia - nauka o tarcu i procesach towarzyszących - zużyciu materiałów twardych oraz smarowaniu.



Rys 17.9. Panewka ze stopem siatkowym AlSn20(1) , naniesionym na pokryt czystym aluminium (2) ta m stalow (3) ; nital, x100



Rys. 17.10. Zasada budowy łożyska rowkowego: 1 - ta ma stalowa, 2 - stop siatkowy AlSn6 , 3 - stop łożyskowy mi kki np. Ł93, 4 - warstwa zaporowa Ni

Korzystniejsze własności trybologiczne, w kształcie niezawodności i wydłużeniu nie wywołano przez wprowadzenie łożysk rowkowych, które są co prawda droższe i bardziej skomplikowane w produkcji, ale w wielu zastosowaniach kompensują to korzyściami eksploatacyjnymi. Łożysko rowkowe składa się ze stalowej łuski, na którą naniesiona jest warstwa twardego materiału łożyskowego, najczęściej AlSn6 stanowi jego podłoże. W tym podłożu wykonane są rowkowe wybrania o kierunku obwodowym, rys. 17.10, wypełnione miedzią.

materiałem łożyskowym, np. Ł83. Miękki stop zajmuje co najmniej połowę czynnej powierzchni łożyskowej łożyska. Głębokość rowków pozwala na wykorzystanie własności zarówno miękkiego, jak i twardego tworzywa łożyskowego. Odkryte pasma stopu aluminiowego ze względu na ich wysoką twardość i wytrzymałość przejmują przeważającą część mechanicznego obciążenia powierzchni łożyskowej, a ponadto wskutek doskonałej przewodności cieplnej umożliwiają szybkie odprowadzenie ciepła. Miękki materiał wypełniający rowki zapewnia korzystne własności łożyskowe w przypadkach awaryjnych, gdy następuje przerwanie filmu smarowego w łożysku. W rowkach mogą być osadzone twarde cząstki zanieczyszczeń.

W łożysku rowkowym ze względu na rozmieszczenie na powierzchni łożyskowej różnych materiałów stykających się ze sobą, występuje zjawisko ochrony elektrochemicznej. Aluminium działa jak anoda protektorowa hamując proces utleniania miękkiego stopu. W rezultacie miękki stop wypełniający rowki jest bardziej trwały, co zwiększa żywotność łożyska.

18. TYTAN I JEGO STOPY

18.1. Tytan

Tytan jest pierwiastkiem bardzo rozpowszechnionym w skorupie ziemskiej, lecz jeszcze mało wykorzystywanym w przemyśle ze względu na trudności z jego otrzymywaniem (duża skłonność do łączenia się z innymi pierwiastkami). Jest metalem barwy srebrzystobiałej o gęstości $4,5 \text{ g/cm}^3$ i wysokiej temperaturze topnienia - 1672°C .

Właściwości mechaniczne czystego metalu są następujące:

$$R_e = 137 \text{ MPa},$$

$$R_m = 245 \text{ MPa},$$

$$A_5 = 55\%,$$

$$Z = 80\%,$$

$$\text{HB} = 70^{1)},$$

$$\text{KCU} = 127 \text{ J/cm}^2.$$

Tytan występuje w dwóch odmianach alotropowych α i β . Odmiana α istnieje do temperatury 882°C i posiada sieć heksagonalną zwartą o parametrach $a = 2,95 \text{ \AA}$ $c = 4,67 \text{ \AA}$ w temperaturze 20°C i stosunku $c/a = 1,587$. Powyżej temperatury 882°C istnieje tytan β , posiadający sieć regularną przestrzennie centrowaną o parametrze $a = 3,31 \text{ \AA}$.

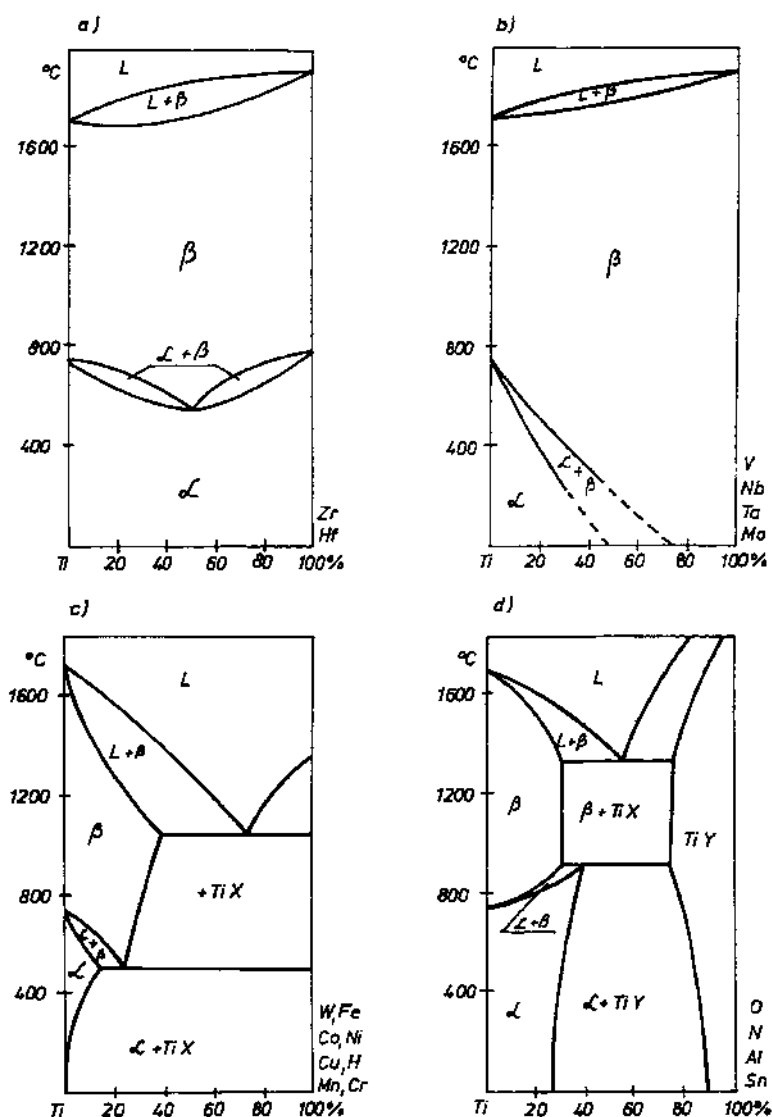
Zaletą tytanu i jego stopów jest znaczna odporność na korozję w powietrzu, wodzie wodociągowej, wodzie morskiej oraz kwasach organicznych. Nie jest on odporny na działanie kwasu fluorowodorowego, słabego kwasu siarkowego i azotowego. Tytan w temperaturach poniżej 300°C pokrywa się szczelną warstwą tlenków, które zabezpieczają metal przed korozją, powyżej 300°C zaczyna się utlenianie, przy czym w miarę wzrostu temperatury intensyfikuje się ten proces. W czasie utleniania zachodzą dodatkowo procesy dyfuzyjne, w wyniku których w metalu rozpuszcza się tlen, azot i wodór, które zwikszej twardość i wytrzymałość metalu, a obniżają właściwości plastyczne. Wytrzymałość i twardość tytanu można tak zwiększyć metodą przeróbki plastycznej na zimno, ale łączenie metalu jest utrudnione wskutek skłonności do zacierania powierzchni.

¹⁾ Twardość tytanu rośnie wraz ze wzrostem ilości zanieczyszczeń.

18.2. Stopy tytanu

W tytanie mogą rozpuszczać się niemetale (C, O, N, H), oraz metale (Al, Cr, Mn, Mo, V), tworząc roztwory międzywęzłowe i różnorodnych związków.

Oddziaływanie pierwiastków w stopach z tytanem można przedstawić na przykładzie wybranych schematów układów równowagi fazowej (rys. 18.1).



Rys. 18.1. Wykresy równowagi podwójnych stopów tytanu: a - pierwiastki tworzące roztwory stałe cięgie, b - pierwiastki tworzące roztwory i obniżające temperaturę przemiany alotropowej, c - pierwiastki tworzące związki i dające przemiany eutektyczne, d - pierwiastki tworzące związki i dające przemiany perytektoidalne

Rys. 18.1a przedstawia układ z nieograniczon rozpuszczalno ci pierwiastka stopowego w obydwu odmianach alotropowych tytanu. Takie układy tytan mo e utworzy z najbli szymi s siadami w układzie okresowym, tj. z cyrkonem i hafnem, które maj zbli on budow elektronow , niewielk ró nic w wymiarach rednic atomowych i analogiczne sieci przestrzenne dla odpowiednich odmian alotropowych.

Rys. 18.1b przedstawia układ z nieograniczon rozpuszczalno ci pierwia- stka stopowego w odmianie tytanu i ograniczon (mał) rozpuszczalno ci w odmianie . Takie układy powstaj z pierwiastkami o sieci analogicznej do odmiany tytanu (i zbli onej budowie elektronowej oraz czynnika wymiaru rednicy od ±15 % do ±20%) czyli z wanadem, niobem, tantalum i molib- denem.

W przypadku wi kszej ró nicy w budowie elektronowej atomu i jego rednicy powstaj układy z ograniczon rozpuszczalno ci w odmianach i oraz przemian eutektoidaln lub perytektoidaln .

Przemiana eutektoidaln pojawia si w przypadku, kiedy rozpuszczalno pierwiastka stopowego w odmianie tytanu jest odpowiednio wi ksza ni

Tablica 18.1

Charakterystyka stopów tytanu

Zalety	Wady
Stopy	
Zachowuj dobr wytrzymało do tempe- ratury rz du 650°C. W gazach atmosferycznych mog przebywa do temperatury 1090°C, wobec tego mo na je ku . Nie wykazuj spadku plastyczno ci przy obrób- ce cieplnej. S dobrze spawalne.	Mniejsza plastyczno blach (przy zginaniu) ni dla stopów dwufazowych + oraz znacznie gorsza w porównaniu do stopów o strukturze .
Stopy +	
Wytrzymało dwukrotnie wy sza ni dla czystego tytanu. Dobra plastyczno tak e przy zginaniu. Kucie, walcowanie i tłocze- nie przebiega łatwiej ni dla stopów i . Mo liwo otrzymania wysokiej wytrzyma- ło ci przez obróbk ciepln .	Wra liwe na nieprawidłowo ci w trakcie obróbki cieplnej - cz sto obserwuje si zwi kszon krucho . Własno ci mechanicz- ne spoin znacznie gorsze ni dla stopów . Zachowuj dostateczn wytrzymało tylko do temperatury 430°C.
Stopy	
Dobra plastyczno przy wszystkich rodza- jach tłoczenia (blacha o grubo ci 0,7 mm mo e by zginana o k t 180° przy zero- wym promieniu). Zachowuj dostatecznie du wytrzymało do temperatury 540°C. Nie podlegaj obróbce cieplnej dla zwi k- szania wytrzymało ci.	Bardzo wra liwe na zanieczyszczanie w cza- sie produkcji. Powy ej temperatury 700°C skłonne do rozpuszczania gazów atmosfery. Wysoka wytrzymało stopów powoduje du ich spr ysto przy tłoczeniu. Zawie- raj Mo pierwiastek trudno dost pny - deficytowy.

Tablica 18.2

Skład chemiczny stopów tytanu (wg GOST²⁾)

Znak stopu	Al	Mn	V	Mo	Cr	Si	Inne
Stopy o strukturze							
WT5	4,3-6,2	-	-	-	-	-	-
WT5-1	4,5-6,0	-	-	-	-	-	2 - 3 % Sn
OT4-1	1,0-2,5	0,7-2,0	-	-	-	-	-
OT4	3,5-5,0	0,8-2,0	-	-	-	-	-
WT4	4,5-6,0	0,8-2,0	-	-	-	0,18	0,5-1,5 Nb i 10-12 Zr
WT18	7,2-8,2	-	-	0,2-1,0	-	0,15	-
Stopy o strukturze +							
WT6	5,5-7,0	-	4,2-6,0	-	-	-	-
WT8	6,0-7,3	-	-	2,8-3,8	-	0,2-0,4	-
WT14	4,5-6,3	-	0,9-1,9	2,5-3,8	-	-	-
Stopy o strukturze							
WT3-1	5,5-7,0	-	-	2,0-3,0	1,0-2,5	0,15-0,4	0,2-0,7 Fe
WT22	4,0-5,7	-	4,0-5,5	4,0-5,5	0,2-2,0	-	0,5-1,5% Fe
WT15	2,3-3,6	-	-	6,8-8,0	9,5-11,0	-	-

w odmianie tytanu (rys. 18.1c). Do tego rodzaju zalicza się układy dwuskładnikowe Ti-W, Ti-Co, Ti-Cu, Ti-Mn, Ti-Fe, Ti-Ni, Ti-H, Ti-Cr.

Jeżeli rozpuszczalność pierwiastka stopowego jest większa w odmianie alotropowej tytanu niż w odmianie tytanu α , to temperatura przemiany $\beta \rightarrow \alpha$ nie występuje i powstaje przemiana perytektoidalna (rys. 18.1d). Takie układy tworzą z tytanem tlen, azot, aluminium i cyna. Układy trójskładnikowe stopów tytanu nie będą tutaj omawiane.

W praktycznie stosowanych stopach tytanu występuje jeden lub kilka pierwiastków, takich jak: aluminium, chrom, niob, molibden, mangan, wanad, cyrkon. Właściwości stopów tytanu można poddawać obróbce cieplnej, która zwiększa własności wytrzymałościowe, lub obróbce cieplno-chemicznej, polepszającej własności warstwy wierzchniej.

²⁾ Normy GOST obowiązują w WNP (były ZSRR).

Z uwagi na struktur stanu równowagi stopy tytanu dzieli si na trzy grupy:

- I - stopy o strukturze ,
- II - stopy o strukturze + ,
- III - stopy o strukturze .

Zalety i wady technologiczne poszczególnych grup stopów przedstawiono w tablicy 18.1.

Skład chemiczny kilku wa niejszych stopów tytanu, wg GOST podano w tablicy 18.2, a w tablicy 18.3 własno ci mechaniczne.

Tablica 18.3

Własno ci mechaniczne wybranych stopów

Znak stopu	[MPa]	[MPa]	A ₅ [%]	Z [%]	KU [J/cm ²]
WT5	686-833	784-931	12-25	30-45	29,5-59
WT4	686-784	784-882	15-22	20-30	-
WT6	784-882	882-980	8-13	30-45	29,5-78
WT8	930-1078	1025-1156	9-15	30-55	29,5-59
WT15	1225-1420	1332-1470	3-6	-	-

183. Obróbka cieplna stopów tytanu

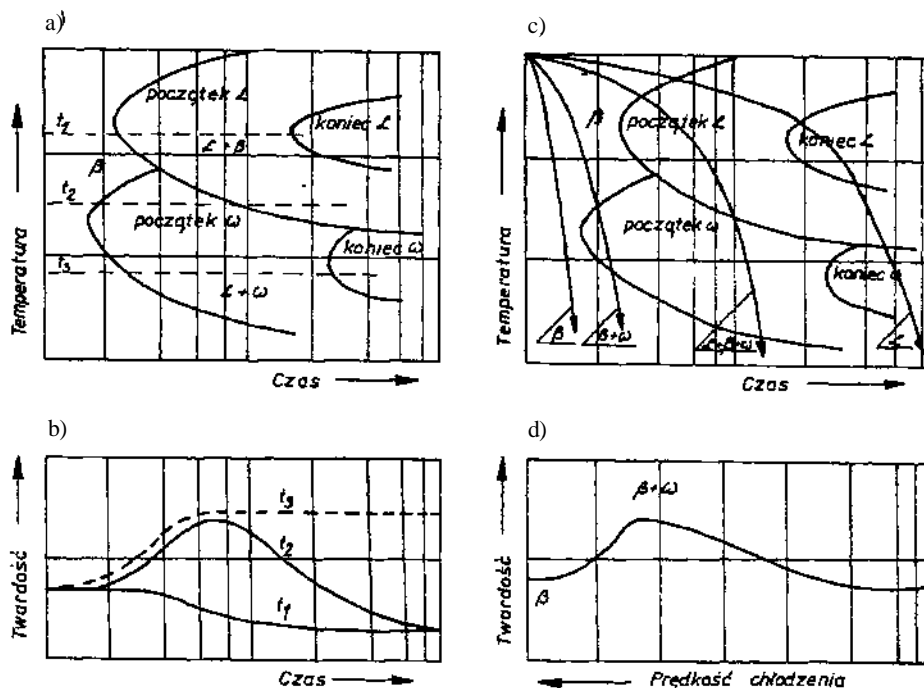
Tytan i jego stopy po zgnio cie podlegaj wy arzaniu rekrytalizuj cem, które przeprowadza si w temperaturze 700 — 800°C.

Wyst powanie przemian fazowych w stopach tytanu (patrz rys. 18.1b,c,d) pozwala prowadzi takie obróbki cieplne jak: hartowanie, odpuszczanie, przesycanie i starzenie. Nale y jednak zaznaczy , e skutek obróbki cieplnej w stopach tytanu nie jest tak wyra ny jak w stopach elaza.

W stopach daj cych z tytanem wykresy przedstawione schematem na rysunku 18.1b,c i d, istnieje mo liwo prowadzenia hartowania (przesycania) i odpuszczania.

Własno ci mechaniczne stopu zale wi c od jego składu chemicznego i charakteru przemian fazowych podczas chłodzenia.

Na rys. 18.2 przedstawiono schemat przemian fazowych w stopach tytanu w zale no ci od sposobu chłodzenia. Wynika wi c, e w tego rodzaju sto-



Rys. 18.2. Wpływ temperatury przemiany izotermicznej na twardość stopów tytanu - a,b oraz prędkości chłodzenia na twardość tych stopów - c,d

pach najkorzystniejsze z punktu widzenia twardości i wytrzymałości, jest otrzymywanie struktury dwufazowej ($L + \omega$).

W niektórych stopach tytanu występuje przemiana fazowa określana mianem przemiany martenzytycznej ($\beta \rightarrow \omega$), która powoduje także wzrost twardości. Temperatura nagrzewania do hartowania jest uzależniona od składu stopu i może być wyznaczona z właściwego układu równowagi fazowej.

Właściwości mechaniczne zahartowanego stopu mogą na określony podstawić ilościowy udział faz β i ω . (Faza ω jest to zniekształcona faza β typu martenzytycznego). Udział fazy ω zależy od temperatury nagrzewania przed hartowaniem, prędkości chłodzenia i ilości dodatków stopowych stabilizujących fazy. Hartowanie stopu tytanu prowadzi do struktury $L + \beta + \omega$ powoduje wzrost twardości do 250 HB. Niesie twardość osiąga się przez obróbkę izotermiczną w temperaturze np. t_1 (rys. 18.2a, b), która prowadzi do struktury $L + \omega$.

Należy podkreślić, że otrzymywanie faz o wysokiej twardości i wytrzymałości (ω i $L + \omega$) wywołuje znaczny spadek własności plastycznych stopów i dlatego często nie może być praktycznie stosowane.

Ze względu na małą odporność na ścieranie stopów tytanu, należy poddawać je nawęglaniu lub azotowaniu, co znacznie polepsza ich własności. Azotowanie stopów tytanu prowadzi się w temperaturze 850-950°C w ciągu 15-25 h, w środowisku zdysocjowanego amoniaku, lub w azocie. Azotowanie umożliwia uzyskanie cienkiej (0,1 mm) warstwy o wysokiej twardości (1000-1200 HV).

19. STOPY NA TERMOPARY¹⁾

Stopy metali na termopary stosowane w postaci drutu s podstawow
cz ci termometrów termoelektrycznych - przyrz dów do pomiarów i re-
gulacji temperatury w urz dzeniach technologicznych, np. do obróbki
cieplnej.

Termopara, zwana tak e termoogniwem lub termoelementem, to zestaw
dwóch niejednorodnych termoelektrycznie wzgl dem siebie przewodów połączonych ze sob na jednym ko cu przez spawanie lub zgrzewanie. Spoin t
umieszcza si w rodowisku, którego temperatur si mierzy, a wolne ko ce
l czy przewodami kompensacyjnymi i miedzianymi z miernikiem (miliwol-
tomierzem lub potencjometrem) wywzorcowanym w stopniach Celsjusa.
W takim obwodzie elektrycznym wyst puje zjawisko termoelektryczne, polega-
j ce na powstawaniu siły termoelektrycznej pomi dzy spoin , a wolnymi
ko cami (nieogrzanyimi), tworz cymi obwód elektryczny termoogniwa. War-
to siły termoelektrycznej jest zale na od ró nicy temperatury spoiny i wol-
nych ko ców oraz od rodzaju materiałów termoelektrod, przy czym dla
ró nych par materiałów i przedziałów temperatur warto siły termoelektrycz-
nej jest ró na.

Stopy metali stosowane na termopary nale do ró nych grup materiałów,
musz one jednak spełnia nast puj ce wymagania:

- proporcjonalno wzrostu siły termoelektrycznej do przyrostu temperatury,
- du warto siły termoelektrycznej w zakresie mierzonej temperatury,
- niezmiennie siły termoelektrycznej przy wielokrotnym nagrzewaniu (od-
twarzalnie siły termoelektrycznej),
- odporno korozyjn w rodowisku pracy,
- mo liwie niski koszt

Dla ró nych zakresów mierzonej temperatury stosuje si odpowiednie
materiały na termoogniwa:

- konstantan - stop miedzi z zawarto ci 40% niklu i 1% manganu,
- nichrom - stop niklu z zawarto ci 15% chromu, oznaczony NiCr,
- chromel - stop niklu z zawarto ci 10% chromu,

¹⁾ Zakresem tego rozdziału obj to tylko stopy u ywane na termopary nisko- i rednotem-
peraturowe, tzn. stosowane do pomiaru temperatur w zakresie od — 200°C do 1600°C

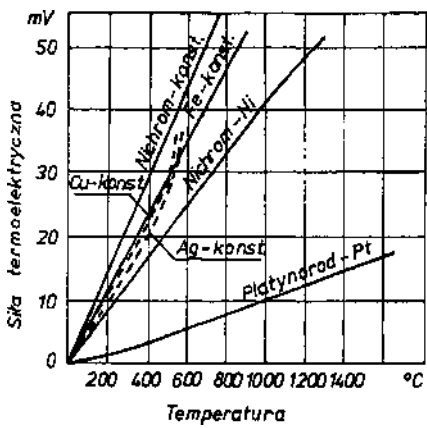
- alumel - stop niklu z zawartości 2% aluminium, 2% manganu i 1% krzemu,
- platynarod - stopy platyny z zawartości 6%, 10%, 13% lub 30% rodu, oznaczone: PtRh6, PtRh10, PtRh13, PtRh30.

Najważniejsze rodzaje termopar oraz ich właściwości podano w tabl. 19.1, a ich charakterystyki termometryczne przedstawiono na rys. 19.1.

Tablica 19.1

Ważniejsze rodzaje termopar i zakresy ich stosowalności

Lp.	Rodzaj temperatury	Granica stosowalności [°C]		
		dolna	górną	
			długotrwała	krótkotrwała
1	Cu - konstantan	-200	500	600
2	Ag - konstantan		600	700
3	Fe - konstantan	-200	700	900
4	NiCr - konstantan	0	800	1000
5	NiCr - Ni	0	1000	1300
6	Chromel - alumel		1200	1300
7	PtRh13 -	0	1300	1600



Rys. 19.1. Zależność siły termoelektrycznej od temperatury dla różnych termopar

Termopary pozwalaj na sterowanie temperatur z do du dokładno-
ci , zale nie od rodzaju termopary i zakresu pomiarowego tabl. 19.2.

Tablica 19.2

Bł d przy pomiarze siły termoelektrycznej dla niektórych zakresów pomiarowych
wybranych termopar

Rodzaj termopary	Zakres temperatur					
	do 600 [°C]		500-1000 [°C]		powy ej 1000 [°C]	
	mV	°C	mV	°C	mV	°C
Fe - konstantan	±0,4	±7	±0,8	±12		
NiCr-Ni	±0,3	±7	±0,4	±10		
PtRh13 - Pt	-0,05	- 5	-0,05	±5	±0,05 (do 1600°C)	±5

LITERATURA

Podręczniki z metaloznawstwa ogólnego

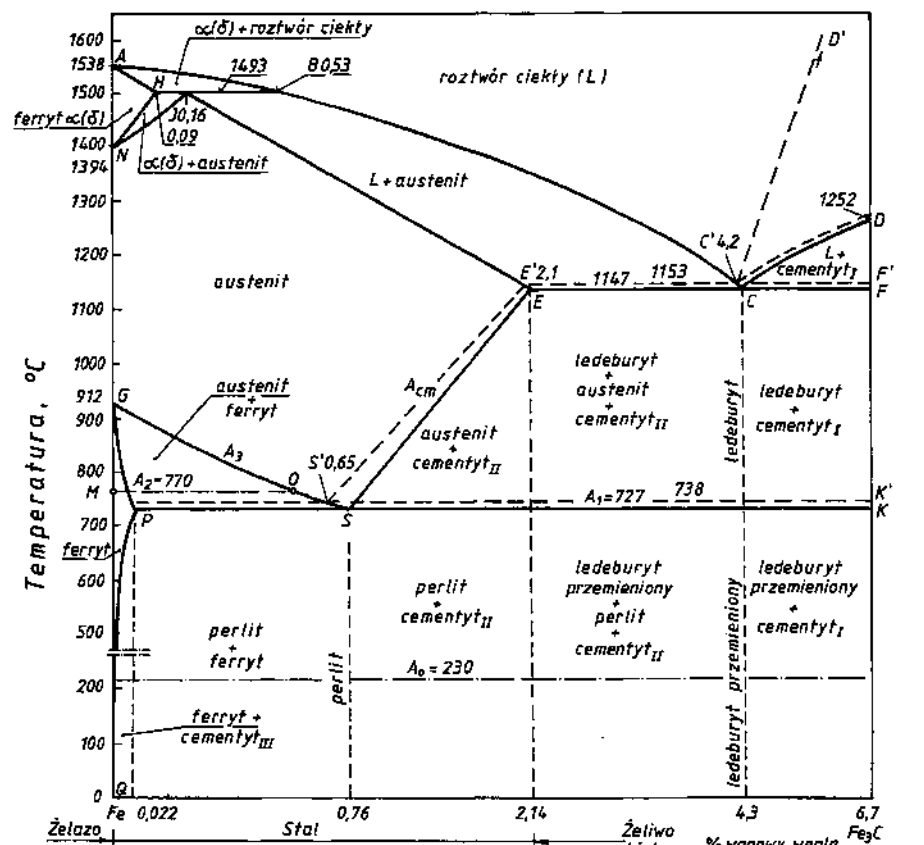
1. Gulajew A.P.: Metaloznawstwo. Katowice: Wyd. 1 sk 1969.
2. Kaczyński J., Prowans S.: Podstawy teoretyczne metaloznawstwa. Katowice: Wyd. 1 sk 1972.
3. Malkiewicz T.: Metaloznawstwo stopów elaza t. I Warszawa: PWN 1968, t II Kraków 1971.
4. Prowans S.: Metaloznawstwo. Warszawa: PWN 1988.
5. Praca zbiorowa: Metaloznawstwo. Katowice: Wyd. 1 sk 1979.
6. Praca zbiorowa: Materiały do ćwiczeń laboratoryjnych z metaloznawstwa, Gdańsk: Wyd. Politechniki Gdańskiej 1978.
7. Praca zbiorowa: Metaloznawstwo. Materiały do ćwiczeń laboratoryjnych. Gdańsk: Wyd. Politechniki Gdańskiej 1995.
8. Rudnik S.: Metaloznawstwo. Warszawa: PWN 1993.
9. Tokarski W.: Metaloznawstwo metali i stopów nie elaznych. Katowice: Wyd. 1 sk 1985.
10. Wendorff Z.: Metaloznawstwo. Warszawa: WNT 1972.
11. Wesołowski K.: Metaloznawstwo i obróbka cieplna. Warszawa: WNT 1981.

Literatura uzupełniająca

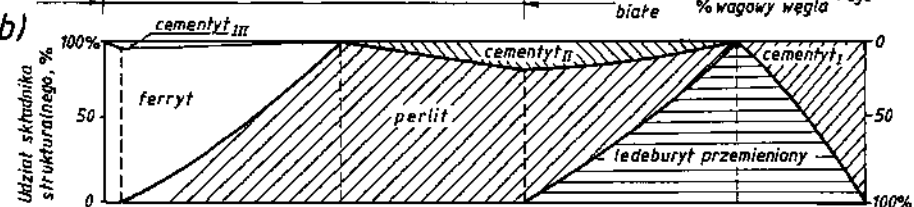
1. Bernstejn M.L., Zajmowski W.A.: Struktura i własności mechaniczne stali. Warszawa: WNT 1973.
2. Bojarski Z.: Mikroanalizator rentgenowski. Metoda analizy chemicznej w mikroobszarach. Katowice: Wyd. 1 sk 1971.
3. Butnicki S.: Spawalność i kruchość stali. Wyd. III Warszawa: WNT 1991.
4. Cudny K., Puchaczewski N.: Stopy metali na kadłuby okrętowe i obiekty oceanotechniczne. Gdańsk: Wyd. Morskie 1995.
5. Czermiński J.: Wstęp do metalografii. Katowice: WGH 1961.
6. Hernas A., Maciejny A.: Wzrostoodporne stopy metali. Wrocław: Ossolineum 1989.
7. Jarzbski Z.: Dyfuzja w metalach. Katowice: Wyd. 1 sk 1975.
8. Juchniewicz R.: Zagadnienia korozji metali. Warszawa: PWN 1965.
9. Kittel C: Wstęp do fizyki ciała stałego. Warszawa: PWN 1970.
10. Kocada S.: Zmęczenia pęknięcie metali. Warszawa: WNT 1985.
11. Kowarsh A., Zaczek Z.: Miedź i jej stopy w budownictwie okrętowym Gdańsk: Wyd. Morskie 1989.
12. Kozubowski J.: Metody transmisyjnej mikroskopii elektronowej. Katowice: Wyd. 1 sk 1975.
13. Luty W.: Metaloznawstwo i obróbka cieplna stali łoskowych. Warszawa: WNT 1980.
14. Penkala T.: Zarys krystalografii. Warszawa: PWN 1972.
15. Praca zbiorowa: Atlas metalograficzny struktur. Stal. Warszawa: WNT 1964.

16. Praca zbiorowa: Struktura materii. Poradnik encyklopedyczny. Warszawa: PWN 1980.
17. Sokołowski J., Nosiła M., Pluta B.: Podstawy mikroanalizy rentgenowskiej. Gliwice: Wyd. Politechniki Śląskiej 1980.
18. Wilkes P.: Fizyka ciała stałego dla metaloznawców. Warszawa: PWN 1979.
19. Mihorski E.: Stale narzędziowe i obróbka cieplna narzędzi. Warszawa: WNT 1976.

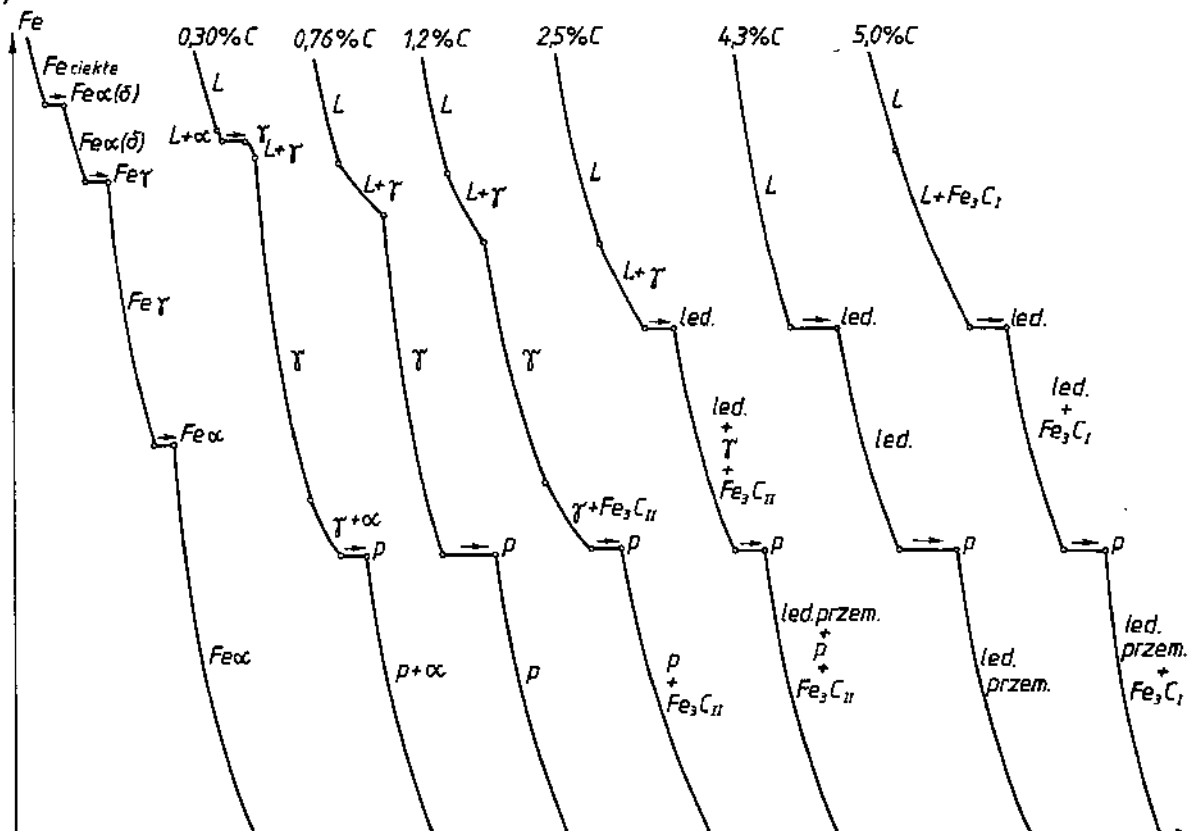
a)



b)



c)



γ - austenit
 α - ferryt
 p - perlit
 Fe_3C - cementyt

led. - ledeburit
 led.przem. - ledeburit przemieniony
 → Feα, p, itd. - produkty przemian
 w stałej temperaturze

Czas

Rys. 8.4. Wykres układu równowagi Fe-Fe₃C (linie ci ągłe) i Fe-grafit (linie przerywane): a) opis strukturalny, b) wykres Sauveura, c) krzywe chłodzenia z układu Fe-Fe₃C, d) wykres układu z opisem fazowym (na odwrocie)

d)

