

1540/292 22 210 44 222

POLITECHNIKA CZĘSTOCHOWSKA

KATEDRA METALIZACJI



2-222

PRACA DOKTORSKA

"Wpływ miedzi na własności mechaniczne niskowęglowych stali spawalnych".

Promotor pracy:

Prof. mgr inż. W. Maczowski

Kierownik Katedry Metaloznawstwa

Politechniki Częstochowskiej.

Mgr inż. Stanisław Iskierka

22/22-2

Częstochowa 1965



Czcigodnemu Panu Profesorowi F. Staubowi Kierownikowi
Katedry Metaloznawstwa Politechniki Śląskiej,
oraz Jego pracowników dr inż. L. Ciołkowskiej,
dr inż. J. Adamszykowi i dr inż. A. Maciejowskiemu
jak również pracowników naukowych Instytutu Metalurgii
Żelaza w Gliwicach dr inż. A. Lubusce, mgr inż. K.
Lascio, mgr inż. J. Hysantowi, oraz Dyrekcji
Huty "Ferrus" w Katowicach a szczególnie inż. L.
Lascosyca składam najserdeczniejsze podziękowanie
za umożliwienie korzystania z aparatury i szczerą
pomocą w przeprowadzanych na niej próbach.

S p i s t r o d o c i .

		Strona
1.	Wstęp.	3
2.	Nadświetlenie zagadnienia na podstawie literatury.	5
2.1.	Wpływ węgla i pierwiastków stopowych na rozpuszczalność miedzi w stali i żeliwach oraz postacie jej występowania.	6
2.2.	Wpływ miedzi na własności wytrzymałościowe stali normalizowanej i odpuszczonej.	13
2.3.	Korzyści utwardzenia dyspersyjnego stali miedziowych.	16
2.4.	Wpływ miedzi na zachowanie się stali w gorącej przeróbce plastycznej.	20
2.5.	Omówienie danych z literatury.	22
3.	Przebieg badań własnych.	25
3.1.	Program badań.	25
3.2.	Materiał do badań.	26
3.3.	Zastosowanie metody i przebieg badań.	27
3.3.1.	Oznaczenie punktów przelazowych.	27
3.3.2.	Badanie przemian austenitu przy ciągłym ochłodzeniu.	28
3.4.	Badanie własności mechanicznych stali.	29
3.4.1.	Badanie twardości stali odpuszczonych w różnych warunkach po normalizacji.	30
3.4.2.	Badanie udarności po normalizowaniu i odpuszczeniu.	31

3.5.	Określenie skłonności stali do starzenia temperaturowego jak też starzenia po sgnioisio.	31
3.6.	Badanie wydzieleń miedzi w stalach odpuszczonych po normalizacji.	33
3.6.1.	Badania metalograficzne na mikroskopie optycznym.	33
3.6.2.	Badania metalograficzne na mikroskopie elektronowym.	33
3.6.3.	Pomiar korozyj.	35
3.6.4.	Jakościowe określenie składu chemicznego wydzieleń za pomocą dyfrakcji elektronowej.	36
4.	Wyniki badań.	41
4.1.	Punkty przelania stali.	41
4.2.	Reakcja austenitu przy ciągłym chłodzeniu.	42
4.3.	Właściwości mechaniczne stali w różnych stanach obróbki cieplnej.	44
4.4.	Twardość stali.	53
4.5.	Udarowość stali w różnych stanach obróbki cieplnej.	54
4.6.	Skłonność do starzenia temperaturowego i starzenia po sgnioisio.	55
4.7.	Struktury stali w różnych stanach obróbki cieplnej.	61
4.7.1.	Wyniki badania na mikroskopie optycznym 12 gatunków stali.	61
4.7.2.	Wyniki badań na mikroskopie elektronowym stali 1 i 2.	62

	Strona	
4.8.	Natężenie koercyjne.	63
4.9.	Jakościowo określenie składu chemicznego wydzielonych faz metodą dyfrakcji elektronowej.	64
5.	Omówienie wyników.	67
6.	Wnioski.	73
7.	Spis literatury.	75

1. Wstęp.

Miedź jako składnik stali była uważana początkowo za doniosłą stycydującą szkodliwą i stała ograniczona jej zawartość niezależnie od przeznaczenia stali do 0,3% /1/. Pogląd ten uzasadniony był ujemnym działaniem miedzi na przydatność stali do gorącej przeróbki plastycznej. Z biegiem czasu okazało się, że wspomniana szkodliwość dodatku miedzi występuje najczęściej dopiero wówczas, gdy zawartość jej przekrocza 0,5% /2/. Składnik ten działa jednak wybitnie korzystnie na własności wytrzymałościowo-tworne staliowych jak też uodpornia je w stosunkowo dużym stopniu na działanie korozji atmosferycznej. Z tego względu już w okresie przedwojennym zaczęto - głównie w Stanach Zjednoczonych i w Niemczech - stosować stale z dodatkiem miedzi jako składnika stopowego, przy czym wprowadzono rygor odpowiedniej segregacji stali stalowej, ponieważ miedź w procesie stalowniczym usunąć nie można i z biegiem czasu zawartość jej w stali wzrastałaby w sposób ciągły. W Stanach Zjednoczonych opracowano stale typu "Cor-Ten" o zawartości miedzi około 0,5% z nieznacznym dodatkiem fosforu, chromu, a czasem niklu. Ten typ stali oznaczający się zwiększoną odpornością na działanie korozji atmosferycznej jest obecnie często stosowany w przemyśle ogólnie - światowym.

Również w Stanach Zjednoczonych a przede wszystkim w Niemczech wprowadzono cały szereg gatunków stali konstrukcyjnych spawalnych zawierających miedź do 1% z nieznacznym dodatkiem innych pierwiastków stopowych jak: nikiel, molibden, chrom i tytan /3/.

W Polsce produkuje się obecnie stale "Cor-Ten" jak też stale spawalne o podwyższonej wytrzymałości, a między innymi stal wieloskładnikową określoną Polską Normą jako 16CuMn o następującym składzie chemicznym:

C = 0,15 - 0,20%, Mn = 0,8 - 1,0%, Si = 0,30 - 0,50%,
P_{max} 0,04%, S_{max} 0,04%, Cr_{max} 0,3%, Mo = 0,25 - 0,32%,
Cu = 1,0 - 1,3%, Ni = 1,0 - 1,3% i dodatek tytanu.

Stal ta stosowana do budowy walców kotłów wysokoprężnych - wykazując stosunkowo wysoką granicę plastyczności w temperaturze do 400°C charakteryzuje się ponadto dużą stabilnością własności mechanicznych w podwyższonych temperaturach oraz dobrymi własnościami spawalniczymi.

W opraciu o ten gatunek stali wykonano pracę, której celem było z jednej strony określenie efektów działania miedzi na własności wytrzymałościowe stali w stanie znormalizowanym i odpuszczenia w zależności od zawartości innych dodatków stopowych, z drugiej zaś zbadanie wydzieleni dyspersyjnych, które w stalach z miedzią są głównym źródłem wzrostu własności wytrzymałościowych, względnie zbadania ich spadku w procesie odpuszczania po normalizacji.

Praca niniejsza obejmuje:

- a/ oparte o dane z literatury omówienie roli miedzi w stalach spawalnych o podwyższonej wytrzymałości,
- b/ opis przeprowadzonych badań,
- c/ zestawienie i omówienie wyników,
- d/ wnioski.

2. Naświetlenie zagadnienia na podstawie literatury.

Niskowęglowe i niskostopowe spawalne stale konstrukcyjne o podwyższonej wytrzymałości stosuje się w coraz większym zakresie w budownictwie, okrętownictwie, energetyce i w budowie taboru kolejowego. W stalach tych występuje zazwyczaj mangan w podwyższonej ilości, często z dodatkiem nieznacznych zawartości innych pierwiastków takich jak: chrom, miedź, molibden i tytan. Celem manganu jak i pozostałych dodatków stopowych jest podwyższenie własności wytrzymałościowych stali przy zachowaniu dostatecznej plastyczności oraz spawalności stali. Efekt działania tych pierwiastków zależy od rodzaju stosowanej obróbki cieplnej stali, polegającej najczęściej na normalizacji, włącznie normalizacji i odpuszczeniu, lub też rzadziej na ulepszeniu cieplnym.

Poniżej omówiono znaczenie miedzi, którą dodaje się do stali celem albo podwyższenia wytrzymałości albo nadania stali więcej odporności na korozję atmosferyczną. W pierwszym przypadku działanie miedzi jest najbardziej skuteczne, gdy stal podlega odpuszczeniu po normalizacji. W Polsce stosuje się dodatek miedzi w wysokości około 1%

do stali przeznaczonych na wałeczki kotły wysokoprężne. Składnikami temu towarzyszą - oprócz manganu, niklu, molibden i tytan. Nikel, mangan i miedź jeżeli chodzi o własności wytrzymałościowe działają w tym samym kierunku, przy czym mangan i nikiel podwyższają te własności wytrzymałościowe zwiększając jednocześnie hartowność stali, podczas gdy miedź zwiększając te własności zmniejsza nieco hartowność. Molibden z jednej strony ma za zadanie poprawić stal zjawisk kruchości odpuszczania, z drugiej zaś hamować spadek wytrzymałości przy tym zabiegu. W tym ostatnim kierunku działa również i miedź. Tytan jest tu modyfikatorem rozdrobniającym strukturę, oraz podwyższającym własności wytrzymałościowe stali. Znaczenie miedzi jako czynnika podwyższającego jakość użytkową stali względnie wpływającego na jej niektóre własności technologiczne omówiono bardziej szczegółowo w dalszej treści wykorzystując dane z literatury naukowej - technicznej oraz z doświadczeń krajowych.

2.1. Wpływ węgla i pierwiastków stopowych na rozpuszczalność miedzi w stali i żeliwach oraz postać jej występowania.

Czysta żelazo i czysta miedź są wzajemnie rozpuszczalne w stanie ciekłym w każdej proporcji. Obecność występujących zazwyczaj w stalach lub żeliwach takich pierwiastków jak: węgiel, mangan, krzem i małe zawartości siarki oraz fosforu obniża znacznie tę rozpuszczalność. Na przykład dodatek

węgi powoduje, że ciężko żeliwo w obecności 3,0 - 3,5% węgla roztopić może jedynie 5 - 6% miedzi, a żeliwo o składzie eutektycznym - 3% /4/. W tych przypadkach po przekroczeniu wyżej określonej zawartości miedzi, ciężej dale-
li się na dwie stropy - ubogą w żelazo i ubogą w miedź. Wpływ tych pierwiastków na postać wykresu stanu równowagi Fe-Cu jest niespełnionie zbadany, a poza tym brak jest dość lej-
szych informacji dotyczących układu Fe-Cu-C. Istnieją jedy-
nie mniej lub więcej przybliżone wykresy rozpuszczalności miedzi w żelazie i staliwie, przy czym należy mieć na uwadze, że niektóre z nich zostały sporządzone na podstawie badań we własnościach mechanicznych obserwowanych w stalach i że-
liwach w różnych warunkach chłodzenia i obróbki cieplnej, a nie dokładnym badaniu podstawowym. Wpływ zawartości węgla na rozpuszczalność miedzi w Fe δ jak też w Fe α nie został dokładnie zbadany /5/. Na ogół przyjmuje się, że w stalach niskowęglowych rozpuszczalność miedzi w zakresie przetrans-
eutekoidalnej /około 900°C/ jest równa rozpuszczalności jej w czystym żelazie i wynosi około 3,5%. Podobnie rozpuszczal-
ność miedzi w Fe α przy małych zawartościach węgla jest równa rozpuszczalności w czystym żelazie i wynosi 1,4% /6/.
Przy większych zawartościach węgla w stali wpływ jego samo-
cześnie się bardzo wyraźnie, szczególnie jeżeli chodzi o roz-
puszczalność w ferrycie. Wynika to z rysunku Nr 1, na którym zestawiono są odpowiednio wykresy układu Fe-Fe₃C i Fe-Cu. Z rysunku tego widoczne jest, że w stali o zawartości 0,5% węgla przemiana δ w α w tym pierwszym układzie odbywa się

w 700 - 723^oC, a rozpuszczalność miedzi w temperaturze początku przemiany γ w α wynosi 0,7%, zaś w temperaturze końca tej przemiany /temperaturze eutekoidalnej 723^oC/ - 0,55%. Z rysunku Nr 1 /7/ wyprowadzić można dalszy wniosek, że im niższa jest temperatura początku przemiany γ w α tym mniejsza jest rozpuszczalność miedzi w ferrycie.

Powyższe hipotezy znajdują potwierdzenie w praktyce.

Na przykład stale o zwiększonej zawartości kremu i chromu wykazują większy stopień utwardzenia dypersyjnego miedzią, aniżeli zwykłe stale węglowe lub też stale zawierające mangan lub nikiel. Pierwsze dwa pierwiastki przesuwają zakres przemiany γ w α do wyższych temperatur, a dwa ostatnie - do niższych temperatur.

Przeprowadzone badania stopów Fe-Cu /8/ wykazały, że nie - zależnie od obniżenia temperatury eutekoidalnej, nie można zatrzymać w roztworze " α " miedzi w ilości przekraczającej 1,4%, która ta ilość odpowiada stanowi równowagi w temperaturze przemiany eutekoidalnej w układzie Fe-Cu - 250^oC /rys.2/. Wynika z tego, że skłonność do przechłodzenia przemiany eutekoidalnej w układzie Fe-Cu jest znacznie mniejsza w stosunku do takiej przemiany w układzie Fe-Fe₃C. W przeciwnym razie bowiem przy dużych szybkościach ochłodzenia przemiana eutekoidalna obniżyłaby się do temperatur, w których praktycznie ustaje dyfuzja atomów miedzi w żelazie i w ten sposób otrzymanołbyśmy roztwór " α " przesycony miedzią, a więc coś w rodzaju martenzytu miedziowego.

Postać wydzieleni miedzi w strukturze stali zależna jest od tego, w jakich warunkach i w jakich temperaturach została

ona wydzielona. W przypadkach dużych zawartości miedzi wydzielić się ona może przy krzepnięciu stali wprost z fazy ciekłej w postaci dużych stosunkowo globali fazy ϵ /bogatej w miedź/. Jest to tak zwana miedź pierwszorzędowa. O ile zawartość miedzi w stali wynosi 3,5 - 7,5% to przy odpowiedniej szybkości chłodzenia wydzieliła się ona w zakresie przemiany eutektyoidalnej w postaci małych globalitycznych utworów zwanych drugorzędową fazą ϵ . Im bardziej przeschłodzona jest przemiana eutektyoidalna, tym drobniejsze są wydzielenia tej fazy. Graniczna maksymalna zawartość miedzi w Fe α nie jest, jak wynika z literatury bezspornie określona.

Niektórzy autorzy podają, że jest ona większa od 1,45 /12/, inni znów, że jest ona znacznie mniejsza /14/.

Miedź wydzielona podczas chłodzenia w zakresie przemiany δ w α rozmieszcza się na granicach ziarn ferrytu w postaci małych cząstek widocznych przy 1000x powiększeniu jako ciemne pola. W miarę dalszego spadku temperatury rozpuszczalność miedzi w Fe α maleje praktycznie do temperatury 700°C, dalsze chłodzenie powoduje tylko bardzo nieznaczny spadek rozpuszczalności. Próby wyjaśnienia mechanizmu wydzielenia się miedzi z Fe α podjęli jako jedni z pierwszych H.Hornbogen i R.C.Glen /9/. Badali oni efekt starzenia w różnych temperaturach stali przesyconej uprzednio z temperatury obszaru austenitycznego /1000°C/ i z obszaru ferrytycznego /640°C/. Badaną stal uzyskano ze stopienia odpowiedniej proporcji żelaza elektrolitycznego i miedzi elektrolitycznej. Zawartość miedzi w żelazie wynosiła 1,23%.

W wyniku tych badań stwierdzili oni, że ilość wydzielonej miedzi jest niezależna od temperatury z jakiej przeprowadzono przesycaenie stopu, to znaczy, że starzenie po przesycaeniu z zakresu Fe γ wywołuje ten sam skutek wydzieleniowy jak starzenie z zakresu Fe α . Ustalono przy tym, że wzrost cząsteczek występuje dopiero po pewnym czasie starzenia i to tym dłuższym im niższa jest temperatura tego zabiegu. Na przykład przy temperaturze 600°C wydzielone cząsteczki zaczęły się rosnąć po jednej godzinie, zaś przy temperaturze starzenia 500°C początek wzrostu zauważono dopiero po 50-ciu godzinach. W początkowym okresie wzrost ten jest bardzo intensywny i maleje z upływem czasu /10,11/. Dużą szybkość narastania cząsteczek tłumaczy się stosunkowo dużą ilością wakanów, które sprzyjają dyfuzji miedzi. Szybkość dyfuzji w zależności od koncentracji wakanów można wyliczyć znając normalny współczynnik dyfuzji /D/ przez stosunek koncentracji wakanów.

$$D_c = D \frac{C_{T_2}}{C_{T_1}} \quad /11/$$

gdzie: $D = A e^{-\frac{Q}{RT}}$

A - parametr równania.

$C_{T_2} = e^{-\frac{Q_F}{RT}}$ i odpowiada ilości wakanów stali przesyconej w temperaturze 840°C.

$C_{T_1} = e^{-\frac{Q_F}{RT}}$ i odpowiada ilości wakanów w temperaturze starzenia 500°C.

Q_F - jest energią tworzenia się wakanów.

B - stała gazowa.

Przy założeniu $UF = 30000$ cal/granatom otrzymuje się:

$$D_0 = 10^3 D \quad /2/$$

Wartość ta odpowiada początkowemu stanowi tworzenia się osztek fazy ϵ /która stanowi prawie czystą miedź/ w obecności wszystkich jeszcze wakanów istniejących w temperaturze 640°C .

W miarę wyczerpywania się tych wakanów współczynnik dyfuzji maleje hamując jednocześnie wydzielanie nowych osztek.

Stwierdzono ponadto, że średnica początkowo wydzielonych osztek nie przekracza 50 \AA i utrzymuje się przez okres czasu tym dłuższy im niższa jest temperatura starzenia. I tak na przykład przy temperaturze 500°C wzrost osztek zaczyna się dopiero po 50-ciu godzinach, przy czym przy temperaturze 600°C już po jednej godzinie zauważono ich rozrostanie się jak to wskazuje rys.nr 3, z którego wynika, że niezależnie od temperatury wzrost osztek jest proporcjonalny do pierwiastka kwadratowego czasu starzenia. Określa to - będący szczególnym przypadkiem teorii podanej przez Hana /12/ - wsór Zenera /10, 13/.

$$S = \alpha \cdot /Dt/^{1/2} \quad /3/$$

gdzie: S - średnica osztek

D - współczynnik dyfuzji objętościowej

t - czas starzenia w godzinach

α - stała zależna od koncentracji rozkładu

wewnątrz i na zewnątrz rosnącej osztek.

Równanie to można tu zastosować, ponieważ wydzielone osztekki mają kształt kulisty, a w tych warunkach starzenia obowiązujący jest normalny współczynnik dyfuzji.

Stwierdzono również, że zawartość miedzi w osnowie należy bardzo wolno tak że nawet po wystarzeniu w temperaturze 500 i 600°C zawartość ta nie osiąga poziomu odpowiadającego stanowi równowagi. Wskazuje to na stosunkowo dużą oporność miedzi przy wydzielaniu się z roztworu stałego. Odchylenie od prawa parabolicznego wzrostu Zenera /10/ przy dłuższych czasach starzenia wyjaśnił Ilsechner /13/, który założył, że reakcja ulega zwolnieniu z chwilą gdy strefy dyfuzji otaczające sąsiadujące cząsteczki miedzi nałożą się na siebie.

Stwierdzono również, że po 24 godzinach starzenia w temperaturze 700°C około 80% cząsteczek miedzi swój kształt ze sferoidalnego na walcowy.

Badanie drogą dyfrakcji elektronowej pojedynczego kryształu pobranego z tych cząsteczek wykazało, że uprzywilejowanym kierunkiem wzrostu fazy ϵ jest kierunek /110/. Przy zmianie kształtu z okrągłego na walcowy, wzrost cząsteczek nie stosował się już do prawa pierwiastka kwadratowego. Przeprowadzone dodatkowe badania replik powierzchniowych wykazały, że pomiędzy wydzieleniami w postaci walcowej a osnową Fe α istnieje następująca zależność:

$$[111] \parallel [110]$$

i że nie ma różnic co do kształtu i wielkości fazy ϵ wydzielonej przy starzeniu po przesyceciu z obu zakresów austenitycznego i ferrytycznego.

W.A. Wriedt i L.S. Darken /14/ badając drogą przesycecia i analizy chemicznej stopy Fe-Cu udowodnili, że rozpuszczalność miedzi w Fe α pomiędzy 600 i 841°C jest określona

zależnością:

$$\log \% \text{Cu} = 4,355 - 4400 \frac{1}{T}$$

Powyższą zależność obrazują rysunki nr 4 i 5.

Stwierdzili oni również, że wielkość parametru komórki elementarnej ferrytu zwiększa się o $0,4 \cdot 10^{-4} \text{ \AA}$ na każdy rozpuszczony w nim 1% miedzi.

Jak już wspomniano poprzednio spotykana zazwyczaj procentowa zawartość miedzi w stalach nie przekracza 3,5% i dlatego w stali pierwiastek ten może występować w następujących postaciach:

a/ miedź w roztworze δ lub α

b/ miedź wydzielona w postaci fazy ϵ w zakresie temperatur przemiany,

c/ miedź wydzielona poniżej temperatury przemiany eutektoidalnej po szybkim ochłodzeniu.

Właściwości mechaniczne stali będą zależały od całkowitej zawartości miedzi w stali, a przy stałej jej zawartości od stosunku ilości rozpuszczonej do ilości wydzielonej fazy.

2.2. Wpływ miedzi na właściwości wytrzymałościowe stali normalizowanych i odpuszczonych.

Roztwór miedzi w Fe α jest typu równowąskiego, co łącznie z małą różnicą średnic atomowych miedzi i żelaza $r_a \text{ Cu} = 1,26 \text{ \AA}$, $r_a \text{ Fe} = 1,27 \text{ \AA}$ /15/ czyni go łatwo przesycałym nawet przy powolnych szybkościach ochłodzenia.

W związku z tym przy szybkościach stygnięcia stali w proce-
sie normalizacji ferryt zostaje przesycony miedzią, która
wydziela się dyspersyjnie w postaci cząstek fazy ϵ przy
następnym wytarzeniu stabilizującym / odpuszczaniu / utwardza
ferryt przedbainityczny i tym samym podnosi własności wytray-
małościowe stali uzyskane przed tym drogą normalizacji /16/
rys. nr 6. Ten wzrost wytrzymałości występuje wyraźnie
w stalach niskowęglowych, w których ilość przedbainitycznego
ferrytu utworzonego w procesie normalizacji jest stosunkowo
duża. Przy większych ilościach węgla ilość tego ferrytu
należy na korzyść bainitu, a równocześnie na skutek wysokiego
odpuśczenia następuje koagulacja cementytu co pociąga za
sobą spadek wytrzymałości, który nie może być już wyrównany
wydzieleniem się miedzi, z przesyconego ferrytu przedbaini-
tycznego i bainitycznego. To korzystne działanie miedzi
w stalach niskowęglowych odpuszczonych po normalizacji ujaw-
nia się dopiero po przekroczeniu zawartości 0,7% /17/.
Porównany od tej wartości ze wzrostem zawartości miedzi
w stali aż do 1,4%, stopniowo wznoszą się własności wytray-
małościowe po wysokim odpuszczaniu. Dalej wzrost zawartości
miedzi zwiększa jedynie wytrzymałość po normalizacji na
skutek wydzielenia się jej w czasie ochłodzenia przez zakres
przemiany Fe γ w Fe α . Nie powoduje to jednak wzrostu
własności wytrzymałościowych w stanie odpuszczonym, a raczej
nieco je obniża. Wydzielono bowiem przy przemianie Fe γ
w Fe α cząstki bogate w miedź fazy ϵ działają jako środki
przy wykryształowaniu jej z przesyconego roztworu Fe α .

Tym samym zmniejsza się skłonność roztworu Fe α do przesyce-
nia, a równocześnie zmniejsza dyspersyjność wydzielonej nie-
dźsi w czasie odpuszczania stali, co w sumie może obniżyć
jej własności wytrzymałościowe.

Porównując jednak wpływ dodatku węgla oraz wpływ dodatku
miedzi na własności mechaniczne stali węglowej można stwier-
dzić, że zwiększenie zawartości węgla powoduje mniejszy
wzrost własności wytrzymałościowych, niżeli takie samo
zwiększenie zawartości miedzi /10/.

Z uwagi na to, że miedź tworzy z ferrytem równowagowy roz-
twór stały może ona być z korzyścią wykorzystana jako dodatek
stopowy z innymi pierwiastkami, takimi jak mangan, chrom,
wanad, które tworząc węgliki zwiększają tą drogą własności
wytrzymałościowe stali węglowych w stanie snormalizowanym.
Normalizacja stali miedziowych z ochłodzeniem w powietrzu
daje wysoką wytrzymałość, a stosunkowo niską granicę plas-
tyczności. W miarę obniżania się szybkości ochłodzenia obni-
ża się i wytrzymałość i granica plastyczności, a stosunek

$\frac{R_m}{R_p}$ pozostaje niezmienny. Odpuszczenie natomiast zwiększa

wyraźnie stosunek $\frac{R_m}{R_p}$. Poza tym zwiększa się również udar-
ność w stanie snormalizowanym, jak też i w stanie odpuszczo-
nym. w porównaniu ze stalami węglowymi - rys. nr. 7 /10/.

Szczególne korzystne działanie miedzi zaznacza się w spa-
walności stali. Jak wiadomo, własność ta zależy w dużym
stopniu od hartowości spawanych stali. Miedź podnosząc
własności wytrzymałościowe w stanie odpuszczonego drogą

utwardzenia dyspersyjnego równocześnie powiększa szybkość krytyczną chłodzenia stali i tym samym zmniejsza jej hartowność. Skutkiem tego nawet przy dużych szybkościach ostygnięcia mających miejsce w strefie wpływu ciepłego szwu spawalnego - można uniknąć nawet w przypadku dużych przekrojów - większej ilości martenaytu, który grozi pojawieniem się pęknięć hartowniczych.

W stalach niskowęglowych spawalnych z dodatkiem miedzi, temperatura początku przemiany martenaytowej łączy z reguły powyżej 200°C , a jak stwierdza C.L. Cottrill, wówczas nie należy się obawiać pęknięć w strefie przejściowej szwu spawalnego /19/.

2.3. Koryzacji utwardzenia dyspersyjnego stali miedziowych.

Duży wpływ na utwardzenie stali niskowęglowej ma miedź, której rozpuszczalność w $\text{Fe } \alpha$ wynosi około 1,4% /6/, a przy odpowiednio dobranej przemianie istnieje możliwość zatrzymania jej w roztworze stałym w temperaturze około 700°C nawet do 1%. Jeżeli kolejno chłodzenie do temperatury otoczenia jest powolne, większość tej miedzi zostaje wydzielona, a jedynie 0,4% pozostanie w roztworze w temperaturach normalnych.

W przeciwnym wypadku gdy szybkość chłodzenia zostanie zwiększona, to coraz większa ilość miedzi zostanie zatrzymana w roztworze, a przy szybkości rzędu $25^{\circ}/\text{min.}$ i większej /14, 16/ faza α zostanie całkowicie przesycona miedzią. Ten przesycony roztwór jest stabilny w temperaturach normalnych,

leca jeżeli stal ta zostanie podgrzana to na granicach ziarn, podgranicach lub płaszczyznach podługu zaczynają tworzyć się strefy wzbogacone w atomy miedzi swego czasu strefami Guiniera-Prostona /20/. Strefy w kształcie dysków osiągają początkowo grubość rzędów około 100 - 200 Å /21/. W miarę podwyższenia temperatury warasta współczynnik dyfuzji, co prowadzi to do wzrostu zawartości miedzi w strefie Guiniera-Prostona, do wartości pozwalającej na utworzenie odrębnej sieci krystalograficznej fazy ϵ bogatej w miedź, która przy jeszcze wyższych temperaturach odrywa się od sieci podstawowego roztworu stałego. W tym stadium tworzenia się nowej sieci następuje maksymalne utwardzenie stali. Dalejsze wytrzymywanie w temperaturze starzenia wagiędnie przekroczenie jej powoduje koagulacje wydzielonych sdispersygowanych cząstek co polega na sobie zmniejszenie własności wytrzymałościowych.

Dodatki stopowe takie jak nikiel i mangan, które obniżają temperaturę przemiany fazowej / A_{c_2} / zmniejszają skłonność stali miedziowych do utwardzenia dyspersyjnego ponieważ pierwiastki te - podobnie jak węgla - obniżają zawartość miedzi w ferrycie przy wydzielaniu jej z austenitu.

Odwrotnie, dodatek taki jak krzem podnosi temperaturę przemiany δ w α , zwiększając efekty starzenia stali.

Dla danej zawartości miedzi wzrost własności mechanicznych wskutek utwardzenia dyspersyjnego zależy zarówno od działania klinującego wydzielonych cząstek, jak i od naprężeń



pierwotnych w sieci ferrytu przed i podczas wcześniejszych stadiów wydzielenia /14,18/. Obydwie te czynniki mogą być kierowniczo doborom temperatury i czasu starzenia stosowanego celem wywołania dyspersyjnego wydzielenia. Na ogół przy niższych temperaturach nagrzewania ferrytu przesyconego miedzią, w granicach 400 - 450°C zarówno działanie klinujące cząstek wydzielonych jak i naprężeń sieci są bardziej intensywne i dlatego w tym zakresie temperatur stopień utwardzenia jest większy niżeli w temperaturach wyższych. Z drugiej strony w niskich temperaturach wydzielenie postępuje bardzo wolno - tak że maksimum twardości otrzymuje się dopiero po dłuższym okresie grzania, jak to wynika z tabelicy 1, w której podane czasy wytwarzania wymagane dla otrzymania maksimum utwardzenia przy różnych temperaturach nagrzewania.

Tablica 1

Wpływ temperatury i czasu nagrzewania na maksimum utwardzenia stali o zawartości 0,2% węgla.

Temperatura nagrzewania w °C	Czas nagrzewania
400	50 godzin
450	9 "
500	4 "
550	2 "

Maksimum twardości uzyskuje się wówczas gdy ilość wydzielonej miedzi przekroczy $1/3$ ilości możliwej do ^{wy}dzielenia /różnica między stanem równowagi a stanem przesyconia/ [9]. Może się to wydawać mało prawdopodobne, należy jednak uzgodnić, że całkowity wzrost twardości jest efektem sumarycznego działania dwu poprzednio wspomnianych czynników. Działanie pierwszego z tych czynników jest maksymalne tuż po rozpoczęciu się procesu wydzielania /etap wydzielania koherentnego/ i zmniejsza się wraz z jego postępem. Wpływ natomiast drugiego czynnika uzależniony od ilości i wielkości osztekoczek warstwa nagle w czasie wcześniejszego stadium wydzielania i po osiągnięciu pełnego maksimum zaczyna maleć na długo przed tym, zanim proces wydzielania zostanie zakończony. A.C. Hornbogen i Glen [9] tłumaczą dalszego fazy ϵ /bogata w miedź/ posiadającą mniejszą twardość od solasa może uocenić to ostatnio. Stwierdzają oni, że istnieją trzy przyczyny, które mogą powodować uocnienie;

- a/ dyspersyjne rozmieszczenie osztek miedzi nie biorących bezpośredniego udziału w odkształceniu plastycznym,
- b/ naprężenia koherentne wywołane w osnowie przez dyspersyjne wydzielanie osztekoczek, przy czym naprężenia te hamują ruch dyslokacji,
- c/ energia konieczna dla ścinania stref wzbogconych w atomy miedzi względnie utworzonych jej osztek. Doświadczalnie wykazano, że osztki bogate w miedź fazy ϵ ulegają ścinaniu dopiero po przekroczeniu 10% odkształcenia [22, 23]

Wynika z tego, że przy niższych temperaturach ścisania główną rolę w umocnieniu odgrywają naprężenia koherentne w siłci osnowy istniejące w zakresie tworzenia się cząstek. Natomiast w wyższych temperaturach nagrzewania, a więc w warunkach istnienia utworzonych już cząstek fazy ϵ głównie działanie umacniające ma dyspersyjność cząstek. Natomiast umocnienie powodowane energią konieczną do ścinania stref bogatych w atomy miedzi względnie jej cząsteczek wystąpić może dopiero w czasie przeróbki plastycznej stali i jest związane jedynie pośrednio z charakterem struktury uzyskanej na skutek zastosowania tej czy innej temperatury wytwarzania.

2.4. Wpływ miedzi na zachowanie się stali w gorącej przeróbce plastycznej.

Miedź poniżej 0,5% nie wywołuje w stalach - jak stwierdza Nohl /24/ kruchości na gorąco nawet przy bardzo dużych gęstościach. Natomiast po przekroczeniu tej zawartości w czasie gorącej przeróbki występują w stali pęknięcia powierzchniowe i to w tym większym stopniu, im większa była temperatura nagrzewania stali, im dłużej trwał ten nagrzew i im wyższy był stosowany stopień gęstości. Stwierdzono dalej, /24/, że dłuższy okres przebywania w temperaturze nagrzewania do przeróbki plastycznej stali o zawartości przekraczającej 0,5% miedzi może wywołać w powierzchniowych warstwach wzrost jej zawartości powyżej granicy rozpuszczalności

w austenicie /7,5%/. Tworząca się w warunkach wygrzewania stali na powierzchni szorstka powoduje ubytek sił i stąd warstwa procentowa szorstki - nie ulegająca utlenianiu - nie jest bezpośrednio pod utworzoną szorstką. Wykryształowany w skutek tego z austenitu nadmiar tego pierwiastka dyfunduje na pewną głębokość wzdłuż granic ziarn austenitu. Z uwagi na niską temperaturę topliwosci nieluzna ziarna to - tracą łączność między sobą - co w konsekwencji wywołuje powierzchniowe naderwania w przeróbce plastycznej / kruchość na gorąco /. Pogląd ten potwierdza również H. Bennek /25/ w odniesieniu do stali z miedzią o większej zawartości węgla. Zjawiska tego uniknąć można /26/ albo przez zastosowanie w płatach grzewczych atmosfery redukującej, albo drogą stosowania w przeróbce plastycznej możliwie niskiej temperatury i małych gniotów, albo wreszcie przez dodatek do stali pierwiastków tworzących w wysokich temperaturach roztwór stali z miedzią o wyższej temperaturze topliwosci. Pierwiastkami takimi są nikiel i kobalt /26/, przy czym nikiel jako pierwiastek trwały znajduje tu szerokie zastosowanie. Ilość tego pierwiastka dodana do stali - według F.Nehla - powinna być równa zawartości miedzi w stali /24/, natomiast według Szalay /27/ ilość ta nie powinna przekraczać $1/3 - 1/2$ tej zawartości. Na skutek dodatku niklu do stali - tworząca się w warunkach nagrzewania do przeróbki plastycznej - szorstka powoduje wówczas wydzielanie na granicach ziarn austenitu z niego nieluzna masa roztworu niklu.

/nikiel podobnie jak miedź w wysokich temperaturach posiada mniejsze od żelaza powinowactwo do tlenu i stąd zwiększona jego ilość bezpośrednio pod ogrzewaniem/. Rostwór ten posiada temperaturę topności około 1300°C i tym samym wydzielanie miedzi w postaci takiego roztworu przestaje być niebezpieczne. Nie mniej jednak stosowanie dużych gniotów i wówczas nie jest wskazane ze względu na mniejszą wytrzymałość rozniekształconego po granicach siarn austenitu, roztworu stałego nikiel - miedź, w porównaniu z wytrzymałością czystych siarn austenitu. Wskutek tego nawet w obecności dostatecznej ilości niklu mogą przy większych gniotach występować przy wysokich temperaturach w gorącej przeróbce plastycznej stali objawy naderwań powierzchniowych. W związku z tym zalecona temperatura podgrzewania kucia nie przekracza 1200°C , a podgrzewane gnioty powinny być możliwie mało /maksimum 10%/.

Z drugiej strony temperatura kucia kucia nie powinna być niższa od 900°C , gdyż wówczas wzrost oporu materiału przeciw plastycznemu odkształceniu łącznie z wspomnianym wyżej osłabieniem granic siarn austenitu może również wywołać utworzenie się pęknięć powierzchniowych.

2.5. Omówienie danych z literatury.

Z przytoczonego przeglądu literatury dotyczącej znaczenia miedzi jako dodatku stopowego stali wynika, że pierwiastek ten - posiadając jego działanie antykorozyjne - wpływa

bardzo wydatnie na własności mechaniczne stali, nie obniżając zbyt jej spawalności. Szczególnie dodatni wpływ miedzi zaznacza się w stalach niskowęglowych odpuszczonych w zakresie temperatur 550 - 650°C po uprzedniej normalizacji. Charakterystycznym jest, że miedź hamuje skutecznie spadek granicy plastyczności w procesie odpuszczania. Zawsze zaś to należy utwardzaniu ferrytu na skutek dyspersyjnego wydzielenia się miedzi z roztworu $Fe \alpha$. Utwardzenie to jest stosunkowo trwałe w zakresie podwyższonych temperatur, ze względu na małą skłonność wydzielać bogatej w miedź fazy ϵ do koalescencji. Ta właściwość miedzi w połączeniu z brakiem szkodliwego jej wpływu na spawalność jest przyczyną, że znalazła ona stosunkowo szerokie zastosowanie w stalach przeznaczonych do budowy spawanych walczków kotłów wysokoprężnych mimo, że jest ona składnikiem obniżającym odkształcalność stali w gorącej przeróbce plastycznej. Ten ujemny wpływ miedzi można jednak w tym przypadku zniwelować dodatkies takiej samej ilości niklu. Skuteczna zawartość miedzi waha się w granicach 1,0 - 1,4%, gdyż takie ilości mogą być w całości roztworzone w $Fe \alpha$, bezpośrednio po przekroczeniu - przy chłodzeniu - temperatury przemiany eutekoidalnej. Przekroczenie podanej górnej zawartości nie przynosi żadnej korzyści - gdyż nadwyżka /powyżej 1,4%/ zostaje przy chłodzeniu ze stanu austenitizacji wydzielona w postaci fazy ϵ i nie bierze wobec tego udziału w utwardzaniu dyspersyjnym podczas odpuszczania, a może przy tym działać ujemnie, gdyż wydzielono-

no przy przesłanianie eutektycznej części fazy ϵ zmniejsza-
ją skłonność do przesyconia miedzi w roztworze Fe α . Mniej-
sze zawartości miedzi /poniżej 1%/ działają już mniej inten-
sywniej, gdyż zmniejszają ilość wydzielonych w czasie od-
puszczania bogatej w miedź fazy ϵ .

Nikiel dodawany ze względu na konieczność zabezpieczenia
się przed ujemnymi skutkami obecności miedzi w stali w jej
przeróbce plastycznej na gorąco, zwiększając hartowność
przyczynia się raczej do podniesienia własności wytrzymało-
ściowych w stanie snormalizowanym, nie hamuje jednak ich
spadku w procesie odpuszczania. Natomiast miedź zwiększając
krytyczną szybkość chłodzenia, a równocześnie przesuwając
przebieg perlityczny na prawo /na wykresie C.T.P./ pozwala
na uzyskanie w długim zakresie szybkości chłodzenia stosun-
kowo wysokich wartości granicy plastyczności, nie obniżają-
cej się, a nawet nieco zwiększającej po odpuszczeniu /28/.
Dodatek miedzi hamuje również spadek granicy plastyczności
w podwyższonych temperaturach, co należy położyć na karb
wspomnianego wyżej opornego wydzielania się tego pierwiastka
z przesyconego roztworu w ferrycie. Dzięki tym właściwościom
miedzi nawet w stosunkowo dużych przekrojach wyrobów stalo-
wych można uzyskać równomierność własności mechanicznych,
co zresztą wykorzystano przy wyrobie grubych blach stosowa-
nych na waleczki kotłów wysokoprężnych. Stosowane tu stale
zawierają zazwyczaj zwiększoną zawartość manganu /około 1%/,
nieco większe ilości molibdenu /0,25 - 0,35%/ i tytanu /około

0,05%, a nikleidy i wanadu. W oparciu o ten gatunek stali przeprowadzono przedstawiło w dalszej części badania.

3. Przebieg badań własnych.

3.1. Program badań.

Celem określenia skutków działania miedzi w stalach zawierających poza manganem / około 1% / takich pierwiastków jak: nikiel, molibden i tytan oraz celem ustalenia czy jej wydzielenia dyspersyjne w obecności niklu mają postać normalnej fazy ϵ , czy też są one roztworem niklu w tej fazie, przeprowadzono badania na 12-tu rodzajach stali zawierających bądź to pojedynczo wymienione pierwiastki, bądź też ich kombinacje zrelacjonowane jak niżej i mające na celu:

A/ określenie wpływu miedzi na:

a/ własności wytrzymałościowe w normalnych i podwyższonych temperaturach w stanie normalizowanym i odpuszczonym,

b/ własności udarnościowe w temperaturze normalnej, w obu poprzednio podanych stanach obróbki cieplnej na skłonność do starzenia temperaturowego i starzenia po agnicio.

B/ określenie stopnia dyspersji wydzieleni miedzi stali odpuszczonej po normalizacji.

C/ określenie składu chemicznego wydzieleni.

Właściwe badania poprzedzone określeniem w poszczególnych stalach punktów przemian na drodze dylatometrycznej, oraz badanie rozkładu austenitu przy ciągłym chłodzeniu.

3.2. Materiał do badań.

Celem określenia wpływu miedzi na własności mechaniczne stali w obecności zarówno poszczególnych jak i kombinacji pierwiastków stopowych wchodzących w skład stali 18CrNi postawiono przed sobą szereg gatunków stali o różnych składach chemicznych / z dodatkami niklu, molibdenu i tytanu oraz ich kombinacjami / z miedzią i bez miedzi. W tym celu wykonano w 25 kg piecu indukcyjnym 12-tu wytopów różnych gatunków stali otrzymując dla każdego z nich po jednym wlewkę o wadze 20 kg i wymiarach 100 x 100 x 200 mm. Składy chemiczne poszczególnych gatunków stali zestawiono w tabelicy 2.

Tabela 2.

Skład chemiczny badanych stali.

Nr gat.	S k ł a d c h e m i c z n y w %								
	C	Mn	Si	P	S	Cu	Ni	Mo	Ti
1	0,19	0,99	0,24	0,020	0,020	0,30	0,12	-	-
2	0,20	1,05	0,23	0,030	0,025	1,28	0,10	-	-
3	0,19	0,96	0,19	0,023	0,027	0,20	1,13	-	-
4	0,14	0,89	0,27	0,021	0,020	1,03	1,10	-	-
5	0,15	1,00	0,26	0,027	0,028	-	-	0,20	-
6	0,24	0,97	0,26	0,020	0,025	1,16	0,09	0,35	-
7	0,17	0,97	0,27	0,016	0,030	-	1,15	0,32	-
8	0,20	1,06	0,30	0,024	0,026	1,25	1,22	0,34	-
9	0,22	0,94	0,30	0,023	0,020	0,10	1,17	-	0,040
10	0,17	0,99	0,32	0,027	0,022	1,15	1,24	-	0,040
11	0,22	0,98	0,30	0,026	0,020	0,08	1,14	0,24	0,037
12	0,22	0,90	0,21	0,027	0,029	1,28	1,25	0,35	0,032

Wielki te przekuto na kwadrat 40 mm i przewalcowano na pręty o średnicy 18 mm. Składy chemiczne zestawione w tabelicy 3 zostały tak dobrane, że gatunek pierwszy posiadał skład podstawowy, zaś skład pozostałych uzupełniono następująco:

- a/ gatunek 2 - miedzią
- b/ gatunek 3 - nikiel
- c/ gatunek 4 - miedzią i nikiel
- d/ gatunek 5 - molibden
- e/ gatunek 6 - miedzią i molibden
- f/ gatunek 7 - nikiel i molibden
- g/ gatunek 8 - miedzią, nikiel i molibden
- h/ gatunek 9 - nikiel i tytan
- i/ gatunek 10 - miedzią, nikiel i tytan
- j/ gatunek 11 - nikiel, molibden i tytan
- k/ gatunek 12 - miedzią, nikiel, molibden i tytan.

Zawartość węgla utrzymano w tych gatunkach na poziomie 0,15 - 0,22% z wyjątkiem gatunku czwartego i szóstego, w którym wynosiła ona odpowiednio 0,14 i 0,24%.

Zawartość manganu wynosiła przeciętnie około 1% z wyjątkiem gatunku 4 zawierającego 0,20%. Erzen, siarka i fosfor zawierają się w granicach przepisanych dla wysokiej jakości stali konstrukcyjnej.

3.3. Zastosowane metody i przebieg badań.

3.3.1. Oznaczenie punktów przekroczeniowych.

Colom określenia właściwej temperatury obróbki cieplnej pro-

przeważono oznaczenie punktu przemian A_{r1} , A_{r3} , oraz A_{c1} , A_{c3} dla dziesięciu badanych gatunków stali. /3 gatunków stali 1,5 i 9 badań nie przeprowadzono, ponieważ temperatury normalizacji gatunku 1 są już określone odpowiednimi normami, a z gatunków stali 5 i 9, w których to próbkach stwierdzono wady walcowości - zaistniał brak materiału. Jednak na temperaturę obróbki cieplnej wyżej wymienionych gatunków stali na to mały wpływ, ponieważ przeprowadzono badania na gatunkach takich jak 6 i 11, które w przybliżeniu odpowiadają składom chemicznym gatunków 5 i 9, a tym że w gatunku 5 do pełnego składu chemicznego odpowiadającego gatunkowi 6 brakuje tylko miedzi, a w gatunku 9 odpowiadającemu gatunkowi 11 - wolframu /. Punkty te wyznaczone w następujących warunkach na dylatometrze ADAMEL: temperatura nagrzewania 900°C , czas wygrzewania w tej temperaturze 30 min., szybkość nagrzewania i studzenia próbek $150^{\circ}\text{C}/\text{godz.}$ / $2,5^{\circ}\text{C}/\text{min.}$ /.

3.3.2. Badanie przemian austenitu przy ciągłym chłodzeniu.

Celem określenia wpływu pierwiastków stopowych na położenie krzywych wykonanych przy ciągłym chłodzeniu przeprowadzono badania na próbkach mających kształt rurki o wymiarach $\varnothing 4/2,5 \times 30$ mm w stanie normalizowanym na dylatometrze ADAMEL, który określi na kliszy punktem świetlnym krzywą dylatometryczną w układzie - objętość próbki /średnica/ temperatura /odcietą/.

Różne odstępy czasu nagrzewania względnie chłodzenia na krótką krawędź nanosi odpowiednio urządzenie. Natomiast urządzenie programowej regulacji pieca umożliwiając nagrzewanie próbek ze stałą prędkością 150 względnie 300°C/godz., chłodzenie z prędkością 15 do 300°C/godz. Oprócz programowego chłodzenia próbek stosowano chłodzenia:

a/ w wodzie

b/ w spokojnym powietrzu

c/ w powietrzu wraz z dodatkową osłoną kwarcową

d/ w powietrzu wraz z dodatkową osłoną kwarcowo - azbestowo - stalową

e/ wraz ze stygnącym mniejszym piecem

f/ wraz ze stygnącym większym piecem

i wykroślano krawędź przecięcia.

Temperaturę austenityzacji ustalono dodając do temperatury $A_{c3} = 30-40^{\circ}\text{C}$. Czas austenityzacji wynosił zawsze 10 minut.

3.4. Badania własności mechanicznych stali.

Badania wytrzymałościowe w normalnych temperaturach przeprowadzono na maszynie wytrzymałościowej 50 t firmy AISLERA. Ponieważ większa część blach o podwyższonej wytrzymałości przeznaczona jest na walcarki kotłów wysokoprężnych pracujących w wysokich temperaturach, gdzie o wytrzymałości decyduje obciążenie, czas i temperatura, celem było przeprowadzenie badań własności wytrzymałościowych w temperaturach podwyższonych. Badania takie podobnie jak w normalnych

temperaturach przeprowadzono również na maszynie wytrzymałościowej firmy AMSLER, w której skład pełnego wyposażenia wchodzi również piec z komorą grzewczą, oraz urządzeniem do regulacji szybkości nagrzewu pieca. Próbkę użyte do badań wytrzymałościowych pobrano z prętów pochodzących z wszystkich 12 gatunków - po 12 sztuk z każdego gatunku. Wszystkie wyżej wymienione próbki normalizowano w temperaturze 920°C przez 20 minut. Następnie na 3 z każdego gatunku wykonano próbki wytrzymałościowe /wg PN-55/H - 04310/ - mierząc wydłużenie na dziesięciokrotnej długości pomiarowej /a5 i a10/. Z dalších 3 wykonano próbki z gwintem /wg tejże samej normy/ - mierząc granicę plastyczności w temperaturze $350^{\circ}/\text{ort}_{350}/$. Pozostałych 6 próbek odpuszczono w temperaturze 650°C przez 4 godziny a z tego na 3 z nich wykonano próbki wytrzymałościowe według tejże samej normy jak próbki po normalizacji. Z pozostałych 3 wykonano próbki z gwintem analogicznie jak w przypadku poprzednim. Po tak przeprowadzonej obróbce cieplnej wykonano pomiar σ_r , σ_r , a5, a10, C oraz ort_{350} określając wyniki średni z 3 próbek.

3.4.1. Badanie twardości stali odpuszczonych w różnych warunkach po normalizacji.

W celu sprawdzenia się jak wpływ długość i czas odpuszczania różnych stali bez niobu i z niobem na zmianę twardości wykonano pomiar dwóch gatunków 1 i 2 po 14 prób z każdego

gatunku, które oznaczone numerem stali krajowej przez liczbę porządkową próbki. Próbki normalizowane w temperaturze 920°C przez 20 minut, po czym odpuszczono jak niżej:

Tablica 3

Temperatury i czas odpuszczania stali
bez miedzi i z miedzią.

Nr gatunku	Temp. odp. w°C	Czas odp. w godz.	Nr gatunku	Temp. odp. w°C	czas odp. w godz.	Nr gatunku	temp. odp. w°C	czas odp. w godz.	Nr gatunku	temp. odp. w°C	czas odp. w godz.
1/1	400	1	1/8	400	4	2/1	400	1	2/8	400	4
1/2	400	1	1/9	400	4	2/2	450	1	2/9	450	4
1/3	500	1	1/10	500	4	2/3	500	1	2/10	500	4
1/4	500	1	1/11	550	4	2/4	550	1	2/11	550	4
1/5	600	1	1/12	600	4	2/5	600	1	2/12	600	4
1/6	650	1	1/13	650	4	2/6	650	1	2/13	650	4
1/7	700	1	1/14	700	4	2/7	700	1	2/14	700	4

3.4.2. Badanie udarności po normalizowaniu i odpuszczaniu.

Celem sorientowania się we wpływie miedzi na własności udarnościowe różnych gatunków stali przeprowadzono badania na próbkach typu Uonnager'a pobranych według osi pręta. Użyte do badań próbki zamknięte na ściele Charpy nastawionym na 30 kGm. Próbki badano po nagrzaniu w temperaturze 920°C przez 15 minut i ochłodzeniu w powietrzu z następnym odpuszczaniem w temperaturze 650°C przez 4 godz.

3.5. Określenie giłkowoci stali do starzenia temperaturowego jak też starzenia po zmięczeniu.

W celu badania wpływu miedzi na giłkowóć do starzenia

temperaturowego i po zgnieciu pobrano z każdego z 12 gatunków stali po 3 próby, z których po normalizacji /w temperaturze 920°C przez 30 minut/ i odpuszczeniu /w temperaturze 650°C przez 4 godz./ wykonano próby wytrzymałościowe u gniecia /analogicznie jak do obróbki Qr - PN-55/H-04310/. Na próbkach tych określono Qr w normalnych temperaturach i po przekroczeniu jej przerywano próbę przy 0% wydłużeniu trwałą. Po starzeniu tych próbek w temperaturze 200°C przez 3 godz. wykonywano powtórnie pomiar granicy plastyczności. W celu określenia skłonności stali do starzenia temperaturowego jak również starzenia po zgnieciu na własności udarnościowe z każdego z 12 gatunków przebadano 9 próbek. Wszystkie badane próbki poddano normalizacji /w temperaturze 920°C przez 15 min./ i następnie odpuszczono /w temperaturze 650°C przez 4 godziny/. Trzy próbki po normalizacji i odpuszczeniu starzone w temperaturze 200°C przez 48 godz., następnie 3 próbki starzone w temperaturze 300°C przez 120 godzin i ostatnie 3 próbki o wymiarach kwadrat 12 x 120 mm poddano 0% zgniotowi i następnie zstarzone w temperaturze 200°C przez 3 godz. Po tak przeprowadzonej obróbce 3 ostatnich próbek wybrano z nich normalne próbki udarnościowe/Mosnager² a/. Następnie wszystkie 9 próbek z każdego gatunku składowano na nlocie Charpy nastawionym na 30 kG.

3.6. Badanie wydzielonej miedzi w stalach odpuszczonych po normalizacji.

3.6.1. Badania metalograficzne na mikroskopie optycznym.

Celem porównania struktur poszczególnych stali po normalizacji i odpuszczeniu przeprowadzono badania metalograficzne na szlifach poprzecznych wykonanych z główek próbek wytrzymałościowych. Szlify trawiono za pomocą 2% roztworu HNO_3 w alkoholu etylowym. Z tak wykonanych szlifów zrobiono mikrostruktury z wszystkich gatunków stali, które sobrasowano mikrodzielnymi.

3.6.2. Badania metalograficzne na mikroskopie elektronowym.

Celem sobrasowania stopnia dyspersyjności wydzielonej miedzi poddano badaniem dwa gatunki stali to jest gatunek stali 1 bez miedzi i gatunek stali 2 z miedzią. Całkowite składy wyżej wymienionych gatunków zestawiono w tablicy 4.

Tablica 4.

Skład chemiczny 2 gatunków stali poddanych badaniu na mikroskopie elektronowym.

Skład chemiczny	C	Mn	Si	P	S	Cu	Ni
Nr gatunku	w p r o c e n t a c h						
1	0,10	0,09	0,24	0,020	0,029	0,30	0,12
2	0,20	1,05	0,23	0,030	0,025	1,28	0,10

W próbkach tych dwóch gatunków stali wycięto próbki o długościach $l = 30$ mm i ponumerowano cyfrą odpowiadającą gatunkowi stali łączną przez cyfrę określającą stan jej obróbki cieplnej, a mianowicie:

a/ próbki z gatunków 1/1 i 2/1 nagrano do temperatury 920°C , $t = 20$ min. z następnym chłodzeniem razem z piecem,

b/ próbki z gatunków 1/3 i 2/3 obrabiono jak próbki z gatunków 1/1 i następnie poddano odpuszczeniu w temperaturze 650°C przez 4 godz.

Po tak przeprowadzonej obróbce cieplnej przystąpiono do wykonania szkiełców postępując analogicznie jak ze szkiełkami do badań mikrostruktury na mikroskopie świetlnym. Badania przeprowadzono pod mikroskopem elektronowym firmy Tesla typ BS- 243 A /o zdolności rozdzielczej około 35 \AA / na bezpośrednich replikach węglowych. Zdjęcia wykonywano w miejscach, w których struktura była przeciętna dla danej próbki, względnie w miejscach charakterystycznych. Dążono jednocześnie do uchwycenia na kliszy siarna ferrytu o stosunkowo dużej powłoczności /w próbkach odpuszczonych/. W związku z tym wybór odpowiedniego miejsca był kłopotliwy. Koniecznym było przeprowadzenie obserwacji zdjęć jednocześnie z mikroskopu świetlnego. Zdjęcia wykonywano przy powiększeniu 3500 x, co z jednej strony było wystarczające do ujawnienia wyraźnie występujących wydzielań, a z drugiej umożliwiało uchwycenie stosunkowo dużego fragmentu badanego siarna względnie siarna.

3.3.3. Pomiar koercji.

Jak wiadomo naprężenie koercyjne w stali wzrasta w miarę wzrostu stopnia dyspersji składników strukturalnych wydzielających się z przesyconego roztworu stałego. Wykorzystując to zastosowano pomiar koercji jako wskaźnika dyspersji wydzieleń miedzi. Badania przeprowadzono na próbkach stali z gatunków 1 i 2 o wymiarach ϕ 20 x 100 mm na aparacie konstrukcji STYKA /20/, składającego się z układu magnosującego i układu mierzącego natężenie pola potrzebnego do odmagnosowywania. Natężenie to mierzy się przy pomocy sąły magnetycznej specjalnym milliretrodziorem.

Próbki z wyżej wymienionych dwóch gatunków stali /8 sztuk/ ponumerowano cyfrą odpowiadającą gatunkowi stali łomną przez cyfrę określającą stan jej obróbki cieplnej a mianowicie:

- a/ próbki z gatunków stali 1/1 i 2/1 nagrzano do temperatury 920°C , $t = 20$ min. z następnym chłodzeniem razem z piecem,
- b/ próbki z gatunków stali 1/2 i 2/2 nagrzano do temperatury 920°C , $t = 20$ min. z następnym chłodzeniem razem z piecem do temperatury 760°C , a której te próbki schłodzono w wodzie,
- c/ próbki z gatunków stali 1/3 i 2/3 obrabiono jak próbki z gatunków stali 1/2 i 2/2 i następnie poddano odpuszczaniu w temperaturze 650°C przez 4 godziny,
- d/ próbki z gatunków stali 1/4 i 2/4 obrabiono jak próbki z gatunków stali 1/2 i 2/2 i następnie poddano odpuszczaniu w temperaturze 600°C przez 20 godzin.

Po zbadaniu na Shorejometrze wszystkie próbki poddano pomiarowi twardości na aparacie ROCKWELL'a /skala B i C/ - po trzy odciski na każdej próbce.

3.0.4. Jakościowy określenie składu chemicznego wydzielonej
za pomocą dyfrakcji elektronowej.

W celu stwierdzenia osy wydzielonej w gatunkach stali z niklem i miedzią występującej w postaci fazy ϵ , osy tej roztworu stałego Cu-Ni przeprowadzono identyfikację wydzielonych faz metodą dyfrakcji elektronowej w dwóch gatunkach stali to jest gatunku 3 /s osą miedzią/ i gatunku 4 /s miedzią i niklem/. Do badań użyto próbek po uprzednim nagraniu do temperatury 920°C , $t = 20$ minut a następnie ochłodzeniem rasem a piecem do temperatury 700°C , a której to próbki hartowane w wodzie i następnie odpuszczano w temperaturze 650°C przez 20 godzin. Taką obróbkę cieplą zastosowano w tym celu aby zapewnić możliwie maksymalne przesycenie jednej i drugiej stali i tym samym największy efekt wydzielonowy po odpuszczeniu. Zgodnie z przyjętą zasadą repliki wykonano metodą napylenia powierzchni wytłoczonego osłifu węgla w próżni wynoszącej $5 \cdot 10^{-5}$ mm Hg. Jako źródła napylenia zastosowano dwie spektralnie czyste elektrody grafitowe. Prąd elektrody przepuszczano prąd o natężeniu 50A. Wysoką gęstość prądu w miejscu styku elektrod powoduje oporowo nagrzewanie się do temperatury sublimacji węgla,

a tym samym osiaje jego cząstek. Odległość źródła napylania od zględu wynosiła około 80 nm.

Oddzielenie replik przeprowadzono metodą elektrolityczną w 10% roztworze HCl w wodzie destylowanej przy parametrach prądowych - 20V i $0,8A/cm^2$. W procesie tym w cienkiej warstwie na powierzchni zględu uległa rozpłaszczeniu osnowa, natomiast wyisolowane wydzielone przyosopione do repliki zostały wraz z nią oddzielone od zględu z zachowaniem ich charakterystycznego rozmieszczenia w strukturze.

W badaniach wykorzystano mikroskop elektronowy JEM - 6A firmy Japan Electron Optics Laboratory o zdolności rozdzielczej 8 - 12 Å, umożliwiającą obserwację w zakresie powiększeń od 600 do 200000 razy. Mikroskop ten został udostępniony przez Katedrę Metaloznawstwa Politechniki Śląskiej.

Wybrano na podstawie obserwacji pod mikroskopem elektronowym - w powiększeniu 5000 - 10000 x obszary replik przebadano dyfrakcyjnie wykazując odpowiednie dyfraktogramy.

Dyfrakcja elektronowa polega na ruchu strumienia elektronów jako cząstek danych atomów. Przypisując ruchowi strumienia elektronów własności ruchu falowego można według de BROGLIE określić odpowiadającą długość fali wzorem:

$$\lambda \approx \sqrt{\frac{150}{U}} \text{ /Å/}$$

gdzie: λ - długość fali strumienia elektronów /Å/

U - napięcie anodowe /przepięciujące/ /V/

Strumień elektronów przechodzący przez ciało krystaliczne podlega tym samym prawom co promienie rentgenowskie /30/.

Dyfrakcja elektronów zachodzi jedynie w przypadku, gdy spełniono warunki znane z rentgenografii strukturalnej prawo BRAGGÓW:

$$n \lambda = 2d \sin \delta \quad /5/$$

gdzie: n - liczba całkowita /współczynnik wielokrotności/

d - długość między płaszczyznami sieciowymi / λ /

δ - Braggowski kąt ugięcia.

Z równania /4/ można wyznaczyć kąt ugięcia względnie odległość płaszczyzn sieciowej " d ". Dyfrakcja strumienia elektronów zachodzi jedynie na płaszczyznach sieciowych, których kąt nachylenia do pierwotnego kierunku elektronów spełnia zależność:

$$\sin \delta = \frac{\lambda}{2d}$$

Wszystkie „promienie” ugięte leżą na pobocznej stożka o kącie wierzchołkowym δ , którego oś stanowi „promień” pierwotny. Przebieg pobocznej stożka z okranem mikroskopu elektronowego daje jasne pierścienie dyfrakcyjne. Jeżeli strumień elektronów między preparatem i okranem nie podlega działaniu pól elektrycznych zniekształcających jego kierunek, to promień pierścienia dyfrakcyjnego " r " może być wyznaczony z prostej zależności:

$$r = A \tan^2 \delta \quad /6/$$

gdzie: A - odległość między preparatem i okranem mikroskopu.

Z zależności /6/ wynika:

$$\operatorname{tg} \delta = \frac{k}{\lambda} \quad /6.1./$$

Dla małych wartości kąta można przyjąć:

$$\sin \delta \approx \operatorname{tg} \delta \approx \operatorname{arc} \delta$$

co prowadzi do zależności:

$$\operatorname{arc} \delta = \frac{k}{\lambda} \quad /6.2./$$

Wprowadzając zależność /6.2./ do równania /5/ otrzymuje się:

$$d = \frac{2n\lambda}{\lambda} \quad /7/$$

gdzie: D - średnica pierścienia dyfrakcyjnego

n - współczynnik wielokrotności.

Jak wynika z wzoru /7/ dla wyznaczenia stałej siatki "d" potrzebna jest znajomość iloczynu $2n\lambda$, oraz średnica reflektora "D", którą można zmierzyć na wykonanym zdjęciu dyfrakcyjnym.

Obliczenie długości fali λ jest dość uciążliwe ze względu na duże trudności dokładnego pomiaru napięcia anodowego. W tym celu wielkość odpowiadającą iloczynowi $2n\lambda = k$ wyznaczony przez ocenhowanie mikroskopu używając substancji wzorcowej o znanych parametrach siatki "a", oraz znanych odległościach płaszczyzn siatki "d".

Stosując prawo BRAGGA jak równieś kwadratowe równanie dla poszczególnych rodzajów siatek przestrzennych, oraz eliminując z obu równań odległość płaszczyzn siatki "d" powstała

nan to na ustalenie związku między kątem ugięcia, a wahańmi-
kami przeszczytów sieciowych danej sieci. Używając jako wzorcowe
szkło krystalizujące w układzie regularnym otrzymany wzór
na równanie kwadratowe dla tego typu sieci:

$$\frac{1}{d_{hkl}^2} = \frac{h^2 + k^2 + l^2}{a^2} \quad /0/$$

gdzie: h, k, l - wahańmi sieciowe /które niekiedy mogą
się różnić od wahańmi Millera ponieważ
po pomnożeniu przez rząd interferencji n
z równania BRAGGA dają wahańmi odpo-
wiedniej interferencji rentgenowskiej,
tak że już w równaniu BRAGGA nie ma
potrzeby podawania rzędu interferencji n /.

Eliminując z obu wyżej wspomnianych równań odległości przeszc-
czytów sieciowych "d" otrzymujemy równanie:

$$\frac{a^2}{d^2} = h^2 + k^2 + l^2 \quad /0/$$

gdzie: a - parametr sieci.

Z wzoru /0/ wynika, że pierwiastek dyfrakcyjny odpowiadający
przeszczytowi sieciowej o najmniejszych wahańmiach $/h, k, l/$
powinno być najmniejszą średnicą

Podstawiając do wzoru /7/ wartość parametru siatki siatka, a^0 /4,070 Å/, kolejno wartości $\{h, k, l\}$ wyznaczono rentgenograficznie oraz odpowiadające im wielkości średnio refleksów D^0 dla określonych warunków prowadzenia badań to jest stałych Δ i λ - określono stałą $K=2A$ jako średnią arytmetyczną z wartości obliczonych dla poszczególnych kolejnych wielkości D i $\{h, k, l\}$. Po wyznaczeniu stałej "K" przeprowadzono identyfikację wymienionych dyfraktogramów wydzielonych, obliczając odległość płaszczyzn "d" przy pomocy praktycznego wzoru /7/

$$d = \frac{K}{D^0} \quad /7.1./$$

gdzie: D^0 - średnice refleksów badanej fazy umieszczone na dyfraktogramach.

4. Wyniki badań.

4.1. Punkty przecięcia stali.

Określono na dyfraktostrze ADAMEL punkty przecięcia dla 0-ciu gatunków stali podane w tabelicy 3.

Tablica 5.

Punkty przelomu A_{F_1} , A_{C_1} i A_{F_3} , A_{C_3} dla gatunków stali: 2, 3, 4, 6, 7, 8, 10, 11 i 12.

Gatunek stali	A_{F_1} v °C	A_{C_1} v °C	A_{F_3} v °C	A_{C_3} v °C
2	705	730	807	830
3	690	710	839	814
4	685	710	810	830
6	690	715	805	830
7	695	730	803	830
8	690	805	790	820
10	685	700	801	815
11	700	730	800	818
12	695	721	837	800

Zastosowanie przy badaniu próbek możliwie małej szybkości nagrzewania i chłodzenia wynoszącej $2,5^{\circ}/\text{min}$. pozwoliło zmniejszyć histerozę termiczną przelomu, dzięki czemu otrzymano małą różnicę temperatur $A_{F_1} - A_{C_1}$ i $A_{F_3} - A_{C_3}$.

4.2. Rośliny austenitu przy ciałym chłodzeniu.

Uzyskano na dylatometrze ADAMEL wykresy rozkładu austenitu przy ciałym chłodzeniu oraz przynależne im struktury zilustrowano na rysunkach 8 - 10 zestawionych dla każdego z 9-ciu gatunków stali na tablicach 6 - 14. Zamieszczono tam mikrozdjęcia przedstawiające struktury uzyskane z poszczególnych stali przy różnych szybkościach chłodzenia z tempo-

ratury austenityzacji. Ogólnie biorąc otrzymane wykresy pod względem ich charakteru podzielić można na dwie grupy. Do grupy pierwszej przynależą wykresy wykonane dla gatunków stali 2, 3, 4 i 10, nie zawierających molibdenu. Grupę drugą stanowią natomiast wykresy pozostałych gatunków stali 6, 7, 8, 11 i 12 z molibdenem.

Z wykresów grupy pierwszej /stałe bez molibdenu/ widocznym jest, że zarówno miedź jak i nikiel przesuwają pręcianę ferrytyczną w lewo, przy czym największe przesunięcie występuje w przypadkach równoczesnej obecności w stali tych dwóch składników /rys.10/. Wyten zmniejsza to działanie miedzi i niklu jak to wskazuje rys.14. Zakres pręciany ferrytycznej w tej grupie wykresów jest mniej więcej jednolity, nie zależy od składu chemicznego stali. Natomiast początek pręciany bainitycznej jest wyraźnie obniżony, a równocześnie obniża się początek pręciany martenastycznej, którą uchwycono jedynie na wykresie dla gatunku stali 2. W grupie drugiej zaznacza się wyraźny wpływ molibdenu, który w stosunku do wykresów grupy pierwszej przesunął pręcianę ferrytyczną w prawo, przy czym równocześnie podwyższa wyraźnie temperaturę końca tej pręciany, zwłaszcza przy wyższych szybkościach chłodzenia. Składnik ten przesunął wyraźnie pręcianę perlityczną również w prawo podwyższając zarazem temperaturę końca tej pręciany. W efekcie tego już przy niesbyt dużych szybkościach chłodzenia w tym typie wykresów zanika pręciana ferrytyczna i perlityczna, a występuje pręciana bainityczna, temperatura początku której

jest stosunkowo wysoka obniżając się w miarę wzrostu szybkości chłodzenia.

W wykresach tego typu występuje również wyraźna przemiana martenzytyczna w stosunkowo wysokiej temperaturze. W wykresach tej grupy dotyczących stali, w których znajduje się miedź lub nikiel /rys. 11, 12 i 15/ widoczna jest ugięcie linii początku przemiany bainitycznej przy szybkościach ostudzenia powodujących poprzedzenie jej przemianą ferrytyczną lub ferrytyczno - perlityczną. Natomiast na wykresach dla gatunków stali 8 i 12, w których występuje równocześnie miedź i nikiel ugięcie takie nie wystąpiło /rys. 13 i 16/. Jeżeli chodzi o wpływ samej miedzi na postać wykresów to zaznacza się on stosunkowo słabo. Zamieszczone obok wykresów mikrostruktury potwierdzają prawidłowość ich wykonania /rys. 8 - 16a - f/. Na poszczególnych rysunkach zamieszczone również wyniki prób twardości wykonane na próbkach każdego gatunku stali po całkowitym chłodzeniu z różną szybkością. Twardości te potwierdzają uzyskano struktury i tym samym prawidłowość krzywych poszczególnych wykresów.

4.3. Właściwości mechaniczne stali w różnych stanach obróbki cieplnej.

Wyniki badań wytrzymałościowych na rozciąganie 12-tu gatunków stali w temperaturze normalnej w stanie anormalizowanym i odpuszczonym po normalizacji zestawiono w tablicach

15 - 20, oraz zbiorczo na rysunkach 17 - 20. Na rysunkach tych wyniki wytrzymałościowe przedstawiono słupkami przy czym połączone słupki dotyczą tego samego gatunku stali z miedzią i bez miedzi.

/Słupki oznaczone numerami nieparzystymi dotyczą stali bez miedzi - zaś numerami parzystymi stali z miedzią/.

Rysunek 17 i 18 dotyczy wytrzymałości na rozciąganie w stanie anormalizowanym i odpuszczonym po normalizacji, zaś rysunki 19 i 20 obrazują granicę plastyczności w tych samych dwóch stanach obróbki cieplnej. Z wykresów tych wynika, że miedź niezależnie od obecności innych składników stopowych stali zwiększa wytrzymałość na rozciąganie zarówno w stanie anormalizowanym jak i odpuszczonym po normalizacji /rys.17, 18/. To samo można powiedzieć o wpływie miedzi na granicę plastyczności w stanie anormalizowanym jak i odpuszczonym po normalizacji, przy czym w tym ostatnim przypadku wpływ ten jest bardzo widoczny /rys.19,20/. Charakterystycznym jest wpływ molibdenu zaznaczający się stosunkowo dużą wytrzymałością próbek stalowych zarówno w stanie normalizowanym jak i odpuszczonym po normalizacji, przy czym największe wartości uzyskano tu w stalach zawierających mangan, nikiel, molibden i miedź względnie dodatkowo tytan.

Jadli chodzi o granicę plastyczności to stale z zawartością miedzi względnie miedzi i molibdenu wykazują większą jej wartość w stanie odpuszczonym niżeli w stanie anormalizowanym. Najniższe wartości dla R_r, R_p w stanie normalizowanym otrzymano w stalach 1 i 5 /rys.17 i 18/, co w gatunku

pierwszym tłumaczy się brakiem składników stopowych /poza manganem/, a w gatunku piątym niską zawartością węgla. Korzystny wpływ miał też jak i molibden na własności wytrzymałościowe w stanie snormalizowanym jak i odpuszczonym po normalizacji ilustrując również stosunki $\frac{\sigma_R}{R_m}$ /rys. 21 i 22/, na których przedstawiono wartości tych stosunków dla poszczególnych stali. Z rysunku 21 i 22 wynika, że stosunek $\frac{\sigma_R}{R_m}$ w stanie snormalizowanym jest większy w stalach bez miedzi, natomiast w stanie odpuszczonym jest odwrotnie. Własności plastyczne a_3 , a_{10} i C we wszystkich 12-tu gatunkach stali utrzymywały się na dobrym poziomie, tak po normalizacji jak i po odpuszczeniu, jak to wynika z tablic 15 - 20. Wyniki prób wytrzymałościowych w temperaturach 350°C w których określono granicę plastyczności q_{rt350} wszystkich badanych stali w stanie snormalizowanym i odpuszczonym po normalizacji zestawiono w tablicach 15 - 20 i na rysunkach 23 i 24, z których wynika, że granica ta jest wyższa w stalach odpuszczonych z zawartością miedzi w stosunku do stali normalizowanej. Natomiast w stalach nie zawierających miedzi jest odwrotnie. Najniższe wartości dla q_{rt350} zarówno w stanie snormalizowanym jak i odpuszczonym uzyskano w stalach 1 i 5, analogicznie do własności wytrzymałościowych badanych w normalnych temperaturach. Ogólnie biorąc przebieg zmian własności wytrzymałościowych w normalnych temperaturach jak również w 350°C jest identyczny i nie zależy od stanu obróbki cieplnej, jak to wynika z porównania rysunków 17 - 20 i 23, 24.

Tablica 15

Skład chemiczny i własności wytrzymałościowe gatunku 1.

Skład chemiczny w %	Cu	Mn	Si	P	S	Cu _{eq}	Ni _{eq}	Uwagi
	0,10	0,00	0,24	0,020	0,020	0,30	0,12	
Podaj obróbkę cieplną	σ _{0,2} kg/mm ²	R _m kg/mm ²	a ₅ %	a ₁₀ %	σ _c %	σ _{0,2} ³⁵⁰ kg/mm ²	σ _{0,2} R _m	σ _{0,2} R _m
N	33,1	47,1	31,5	24,0	61,0	19,3	0,70	0,40
	32,7	46,8	30,9	24,9	60,2	19,5	0,70	0,42
	33,1	46,8	32,0	24,9	62,3	21,7	0,71	0,40
	32,9	47,0	31,4	24,6	61,1	20,2	0,70	0,42
N + O	31,9	45,3	32,7	25,2	60,0	18,5	0,71	0,41
	30,6	44,3	33,0	25,6	67,2	17,7	0,69	0,40
	31,2	46,7	32,8	26,6	64,5	18,5	0,68	0,40
	31,2	45,4	32,8	25,8	66,5	18,2	0,69	0,40

Tablica 16

Skład chemiczny i własności wytrzymałościowe gatunku 2.

Skład chemiczny w %	Cu	Mn	Si	P	S	Cu _{eq}	Ni _{eq}	Uwagi
	0,20	1,03	0,23	0,030	0,025	1,28	0,10	
Podaj obróbkę cieplną	σ _{0,2} kg/mm ²	R _m kg/mm ²	a ₅ %	a ₁₀ %	σ _c %	σ _{0,2} ³⁵⁰ kg/mm ²	σ _{0,2} R _m	σ _{0,2} R _m
N	39,6	60,1	32,0	24,0	62,6	26,3	0,66	0,44
	39,2	60,1	31,0	23,0	64,0	26,8	0,64	0,45
	39,4	59,6	30,8	23,5	62,5	26,7	0,66	0,45
	39,4	59,9	31,2	23,5	63,1	26,6	0,65	0,45
N + O	42,5	53,8	32,7	25,0	62,8	29,1	0,79	0,54
	43,5	53,2	30,7	24,9	64,0	29,2	0,69	0,53
	41,3	59,2	31,5	23,9	64,0	28,4	0,77	0,53
	42,1	53,4	31,0	24,4	63,0	28,9	0,79	0,54

Oznaczenia w rubryce "Podaj obróbkę cieplną"

N - normalizowany w temperaturze 920°C, czas 20 minut.

N+O - normalizowany jak wyżej i odpuszczony w temperaturze 650°C, czas 4 godziny.

Tablica 17

Skład chemiczny i własności wytrzymałościowe gatunku 3.

Skład chemiczny w %	Cu	Mn	Si	P	S	Cu _{max}	Ni	
	0,10	0,08	0,10	0,023	0,037	0,30	1,25	
Właściwości mechaniczne	σ _r	σ _r	σ _{0,2}	σ ₁₀	δ	σ _{0,2} ³⁵⁰	σ _r /σ _r	σ _{0,2} /σ _r
	kg/mm ²	kg/mm ²	%	%	%	kg/mm ²		
N	39,2	59,0	30,1	21,0	67,6	24,7	0,73	0,40
	38,9	58,2	32,3	23,0	66,8	24,4	0,74	0,40
	38,2	59,0	33,0	24,5	66,0	24,9	0,73	0,43
	38,7	59,0	31,8	20,4	68,3	24,8	0,73	0,42
								wynik średni
N + O	32,1	47,6	32,2	20,3	69,0	20,1	0,67	0,42
	33,0	48,4	33,0	27,0	69,4	21,6	0,70	0,44
	32,1	48,0	32,7	20,0	67,8	21,0	0,66	0,43
	32,7	48,3	32,9	20,1	68,1	20,9	0,66	0,43
								wynik średni

Tablica 18

Skład chemiczny i własności wytrzymałościowe gatunku 4.

Skład chemiczny w %	Cu	Mn	Si	P	S	Cu _{max}	Ni	
	0,14	0,08	0,27	0,021	0,020	1,00	1,10	
Właściwości mechaniczne	σ _r	σ _r	σ _{0,2}	σ ₁₀	δ	σ _{0,2} ³⁵⁰	σ _r /σ _r	σ _{0,2} /σ _r
	kg/mm ²	kg/mm ²	%	%	%	kg/mm ²		
N	39,3	53,5	28,4	21,1	62,6	20,4	0,72	0,50
	39,0	50,5	28,2	22,2	62,0	20,3	0,69	0,53
	40,2	55,0	30,1	22,2	64,6	20,3	0,72	0,50
	39,5	55,0	27,0	21,5	63,2	20,3	0,71	0,55
								wynik średni
N + O	41,5	50,2	26,2	21,2	65,1	22,5	0,62	0,66
	39,5	51,5	24,0	22,1	64,6	22,1	0,70	0,67
	42,3	52,5	26,0	21,0	65,1	22,5	0,60	0,65
	41,1	51,5	27,0	21,0	66,7	22,0	0,70	0,67
								wynik średni

Tablica 19

Skład chemiczny i własności wytrzymałościowe gatunku 5

Skład chemiczny w %	C= 0,15	Mn= 1,00	Si= 0,20	P= 0,027	S= 0,023	Ni= 0,20	Uwagi	
Podaj obróbkę cieplną	σ _r kg/mm ²	σ _r kg/mm ²	σ ₅ %	σ ₁₀ %	σ %	σ _r ₃₅₀ kg/mm ²	σ _r σ _r	σ _r σ _r
N	31,3	48,4	32,3	28,2	65,0	22,0	0,04	0,49
	31,8	48,8	34,3	28,4	65,0	20,0	0,04	0,49
	31,8	45,0	33,1	25,7	65,0	23,8	0,07	0,52
	31,4	47,0	33,1	26,8	65,0	23,0	0,05	0,50
N + O	32,0	47,5	34,4	27,1	64,0	19,5	0,06	0,41
	333,1	47,5	35,0	27,6	64,5	19,5	0,70	0,41
	33,0	47,3	34,0	28,0	65,0	19,4	0,70	0,41
	33,3	47,4	35,1	27,5	64,5	19,5	0,70	0,41

Tablica 20

Skład chemiczny i własności wytrzymałościowe gatunku 6

Skład chemiczny w %	C= 0,24	Mn= 0,97	Si= 0,26	P= 0,020	S= 0,023	Cu= 1,16	Ni= 0,00	Ni= 0,33	Uwagi	
Podaj obróbkę cieplną	σ _r kg/mm ²	σ _r kg/mm ²	σ ₅ %	σ ₁₀ %	σ %	σ _r ₃₅₀ kg/mm ²	σ _r σ _r	σ _r σ _r		
N	45,0	70,0	22,0	16,0	52,0	42,0	0,50	0,50		
	45,5	70,0	21,8	15,5	51,0	42,5	0,60	0,50		
	46,0	75,8	20,0	16,0	51,5	42,0	0,60	0,50		
	45,4	70,1	21,5	15,5	51,5	42,2	0,60	0,50	wynik średni	
N + O	50,0	60,3	21,0	16,0	55,0	45,0	0,74	0,64		
	50,0	60,9	22,0	16,2	55,0	45,0	0,73	0,63		
	50,9	67,8	22,8	16,3	54,2	44,8	0,75	0,64		
	50,5	66,3	22,2	16,4	54,7	47,1	0,74	0,64	wynik średni	

Tablica 21

Skład chemiczny i własności wytrzymałościowe gatunku 7

Skład chemiczny w %	Cu	Mn	Si	P	S	Ni	Mo		
	0,17	0,07	0,37	0,018	0,020	1,15	0,32		
rodzaj obróbki cieplnej	σ _F kg/mm ²	σ _F kg/mm ²	σ ₅ %	σ ₁₀ %	σ %	σ _{0,2} kg/mm ²	σ _F MPa	σ _F MPa	Uwagi
N	38,0	50,8	25,2	15,8	50,0	25,5	0,64	0,43	
	37,5	50,9	28,0	10,3	51,5	25,5	0,63	0,43	
	37,4	50,9	25,0	16,6	50,2	26,3	0,63	0,43	
	37,6	50,2	26,2	17,2	50,2	25,8	0,63	0,43	wynik średni
N + O	35,3	50,0	31,0	23,5	51,3	25,6	0,60	0,44	
	35,0	50,0	30,0	21,6	53,0	24,6	0,62	0,43	
	35,3	50,7	30,0	21,0	50,8	26,6	0,60	0,43	
	35,4	50,8	30,0	21,7	52,0	25,6	0,60	0,43	wynik średni

Tablica 22

Skład chemiczny i własności wytrzymałościowe gatunku 8

Skład chemiczny w %	Cu	Mn	Si	P	S	Ni	Mo		
	0,20	1,06	0,30	0,024	0,026	1,25	1,22	0,34	
rodzaj obróbki cieplnej	σ _F kg/mm ²	σ _F kg/mm ²	σ ₅ %	σ ₁₀ %	σ %	σ _{0,2} kg/mm ²	σ _F MPa	σ _F MPa	Uwagi
N	47,3	60,0	18,0	14,0	33,4	43,3	0,53	0,52	
	47,0	60,1	18,0	13,0	34,0	43,0	0,53	0,52	
	46,0	60,0	19,0	13,9	35,0	43,2	0,54	0,52	
	47,4	60,0	18,6	13,8	34,1	43,2	0,53	0,52	wynik średni
N + O	51,6	61,7	22,3	16,7	46,8	46,3	0,63	0,63	
	51,6	61,3	23,0	16,5	47,2	47,2	0,63	0,63	
	52,3	61,7	21,7	16,4	47,0	46,5	0,64	0,63	
	51,8	61,6	22,3	16,5	47,3	46,1	0,63	0,63	wynik średni

Tabela 23

Skład chemiczny i własności wytrzymałościowe gatunku 9

Skład chemiczny w %		C=	Mn=	Si=	P=	S=	Cu=	Ni=	Ti=	Uwagi
		0,22	0,04	0,36	0,023	0,020	0,10	1,17	0,04	
Rodzaj obróbki cieplnej	KG/mm ²	KG/mm ²	σ_5 %	σ_{10} %	ϵ %	Qrt ₃₅₀ KG/mm ²	GR HR	GR HR		
N	38,8	55,0	30,0	22,5	65,3	25,4	0,71	0,43		
	39,2	55,6	32,0	23,0	66,0	24,2	0,71	0,44		
	38,5	54,4	32,4	24,0	66,4	24,0	0,71	0,44		
	38,8	55,0	31,5	23,2	65,9	24,5	0,71	0,45	wynik średni	
N + O	32,5	49,8	34,0	27,0	67,9	20,4	0,66	0,40		
	33,8	51,0	33,5	26,0	68,1	21,6	0,67	0,43		
	33,8	51,8	32,0	26,2	68,0	21,6	0,66	0,42		
	33,4	50,8	33,2	26,4	67,7	21,2	0,66	0,42	wynik średni	

Tabela 24

Skład chemiczny i własności wytrzymałościowe gatunku 10

Skład chemiczny w %		C=	Mn=	Si=	P=	S=	Cu=	Ni=	Ti=	Uwagi
		0,17	0,00	0,32	0,027	0,022	1,13	1,24	0,04	
Rodzaj obróbki cieplnej	GR KG/mm ²	HR KG/mm ²	σ_5 %	σ_{10} %	ϵ %	Qrt ₃₅₀ KG/mm ²	GR HR	GR HR		
N	42,2	62,4	32,0	23,0	64,0	26,9	0,67	0,43		
	42,2	61,8	31,0	25,0	63,3	26,1	0,66	0,47		
	42,1	60,3	31,4	25,7	67,2	26,1	0,66	0,47		
	42,1	61,5	31,5	23,8	65,8	26,8	0,66	0,47	wynik średni	
N + O	44,5	54,1	27,0	22,5	64,0	30,6	0,77	0,49		
	46,1	55,1	27,0	21,9	67,2	30,4	0,76	0,50		
	45,3	55,0	26,0	22,9	64,0	29,8	0,70	0,49		
	45,3	54,0	27,3	21,8	65,1	30,2	0,70	0,49	wynik średni	

Tablica 25

Skład chemiczny i własności wytrzymałościowe gatunku 11

Skład chemiczny									
	C=	Mn=	Si=	P=	S=	Cu=	Ni=	Mo=	Ti=
W %	0,22	0,08	0,30	0,025	0,020	0,08	1,14	0,34	0,037
Rodzaj obróbki cieplnej	QR kg/mm ²	HR kg/mm ²	a5 %	a10 %	C %	Qrt ₃₅₀ kg/mm ²	QR HR	Qrt HR	Uwagi
N	44,0	68,2	24,3	17,5	59,0	36,1	0,64	0,53	
	45,1	68,5	25,0	18,1	61,5	35,3	0,63	0,52	
	44,3	69,3	23,0	18,1	61,5	35,4	0,63	0,52	
	44,5	68,7	24,1	17,5	60,0	36,1	0,65	0,53	wynik średni
N + O	42,9	65,0	25,4	19,7	58,5	31,7	0,66	0,50	
	42,5	65,0	26,0	19,0	61,5	32,9	0,65	0,53	
	41,3	63,0	29,3	20,8	62,5	31,8	0,65	0,53	
	42,2	64,3	26,9	19,8	60,8	32,1	0,65	0,52	wynik średni

Tablica 26

Skład chemiczny i własności wytrzymałościowe gatunku 12

Skład chemiczny									
	C=	Mn=	Si=	P=	S=	Cu=	Ni=	Mo=	Ti=
W %	0,22	0,08	0,21	0,027	0,020	1,36	1,25	0,35	0,032
Rodzaj obróbki cieplnej	QR kg/mm ²	HR kg/mm ²	a5 %	a10 %	C %	Qrt ₃₅₀ kg/mm ²	QR HR	Qrt HR	Uwagi
N	50,0	91,5	17,2	13,2	39,0	46,7	0,55	0,54	
	49,8	90,7	17,7	13,0	31,0	45,2	0,55	0,53	
	49,9	90,9	18,8	13,6	30,6	45,2	0,55	0,54	
	49,9	90,7	17,9	13,3	30,2	45,7	0,55	0,54	wynik średni
N + O	54,2	81,6	22,0	16,9	51,4	48,9	0,67	0,63	
	55,2	81,7	22,9	16,5	52,0	49,2	0,68	0,65	
	55,7	81,6	21,6	16,7	30,7	49,2	0,68	0,64	
	55,2	81,9	21,9	16,4	51,4	49,2	0,68	0,64	wynik średni

4.4. Twardość stali.

Celem badania wpływu czasu i temperatury odpuszczenia na własności wytrzymałościowe stali z miedzią i bez miedzi wykonano próby twardości metodą ROCKWELL'a /skala B/ na próbkach z gatunków stali 1 i 2 odpuszczonych po normalizacji, w różnych temperaturach i różnych okresach czasu. Wyniki tych prób zestawiono w tabelicy 27 i na rys.26.

Tabela 27

Wpływ temperatury i czasu odpuszczenia na twardość stali z gatunków 1 i 2.

Oznaczenie próbki	Temp. odp. w °C	Czas odp. w godz.	H _B	Oznaczenie próbki	Temp. odp. w °C	Czas odp. w godz.	H _B
1/1	400	1	152	2/1	400	1	170
1/2	450	1	150	2/2	450	1	161
1/3	500	1	140	2/3	500	1	163
1/4	550	1	147	2/4	550	1	163
1/5	600	1	148	2/5	600	1	201
1/6	650	1	144	2/6	650	1	190
1/7	700	1	143	2/7	700	1	177
1/8	400	4	152	2/8	400	4	167
1/9	450	4	150	2/9	450	4	166
1/10	500	4	148	2/10	500	4	207
1/11	550	4	147	2/11	550	4	190
1/12	600	4	146	2/12	600	4	170
1/13	650	4	142	2/13	650	4	170
1/14	700	4	140	2/14	700	4	174

Uzyskano wyniki wykazują, że maksimum twardości dla gatunków stali 2 /s miedzią/ uzyskano po jednogodzinnym odpuszczeniu w temperaturze 600°C i czterogodzinnym odpuszczeniu w temperaturze 500°C . Natomiast jeżeli chodzi o gatunek stali 1 /bez miedzi/ to ze wzrostem temperatury a niezależnie od czasu odpuszczenia następuje ciągły spadek twardości, który osiąga swe minimum po odpuszczeniu w temperaturze 700°C /rys.25, tablica 27/.

4.5. Udarność w różnych stanach obróbki cieplnej.

Udarność badano na próbkach typu HENSLAGER'a po 4 próbki z każdego gatunku stali w stanie odpuszczenia po normalizacji. Próbki szlifowano na ściółce CHABPY przy nastawieniu 30 kGn. Wyniki zestawiono w tablicy 28, w której dolna pozioma rubryka zawiera wartości średnie otrzymane w wyniku 4 prób przeprowadzonych na każdej stali. Posa gatunkami 6, 8 i 12 wszystkie pozostałe wykazują udarność średnią $20,1 - 27,9 \text{ kGn/cm}^2$. Udarność 3 wymienionych gatunków stali jest znacznie niższa i waha się w granicach $12,2 - 13,5$.

Tablica 30

Wyniki udarności po normalisowaniu i odpuszczaniu próbek stali z gatunków od 1 do 12.

Gatunek stali	Udarność w kJ/cm ² /Mesnager/												Uwagi
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	
H+O	21,0	20,0	27,0	20,0	25,0	14,0	28,2	13,0	22,0	25,0	21,0	14,0	
	21,5	19,0	26,5	21,4	20,0	13,4	27,0	11,0	22,4	21,0	21,4	13,1	
	22,4	23,0	27,0	19,0	23,0	13,1	28,0	12,7	23,0	23,0	23,0	13,4	
	22,0	20,5	27,5	10,0	20,1	12,0	27,0	12,0	24,0	24,0	22,0	12,0	
	21,0	20,2	27,2	20,1	25,4	13,1	27,0	12,2	23,2	23,0	22,1	13,0	wynik średni

oznaczenia w rubryce "obróbka cieplna"

H - normalisowana w temperaturze 720°C, czas 15 minut.

O - odpuszczona w temperaturze 650°C, czas 4 godziny.

4.6. Skłonność do starzenia temperaturowego i starzenia po ogniwo.

Wyniki badania skłonności do starzenia temperaturowego jak i starzenia po ogniwo - uzyskane w próbach udarnościowych i w dwustopniowej próbie rozciągania z wszystkich 12 gatunków stali przedstawiono na rys.26 i tablicach 30 - 32. Tablice te, a znaczenie wyraźniej rys.26 wskazuje, że obecność we wszystkich gatunkach stali miedzi wpływa obniżająco na skłonność do starzenia, co określono dwustopniową

próbę rociągania. Natomiast próby udarności sugerują, że niedź wpływa obniżająco na skłonność do starzenia po zgnieciu tylko w stalach nie zawierających molibdenu. W przypadku równoczesnej obecności tych dwóch składników stal wykazuje w próbach udarności większą skłonność do starzenia /stale 6, 8 i 12/. Charakterystycznym jest, że równoczesna obecność w stalach niedzi i molibdenu powoduje bardzo nieznaczny wzrost granicy plastyczności na skutek starzenia zgniecionej /wydłużonej/ próbki, podczas gdy starzenie takie wywołuje bardzo znaczny spadek udarności. Próby starzenia bez uprzedniego zgniecia przeprowadzono w temperaturze 200°C przez 48 godzin i w 300°C z wytrzymałością przez 120 godzin przeprowadzono w celu zorientowania się jak wpływają na udarność stali rzeczywiste warunki jej pracy. Wyniki tych prób wykonanych na wszystkich badanych gatunkach stali zamieszczone w tabelicy 20 i rys. 27 wskazują, że przedłużenie czasu i przedłużenie temperatury starzenia w badanych gatunkach powoduje wzrost procentowy spadku udarności we wszystkich bez wyjątku stalach z tym, że najmniej spadek wykazały stale 1, 2, 5, 12.

Tablica 20

Wyniki udarności próbek starszonych temperaturowo.

Gatunek stali	Udarność w kJm/cm ² /Mesnager/												Uwagi
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	
N+O+S ₁	18,0	18,0	34,0	20,1	22,0	10,0	24,7	10,7	21,8	21,5	21,0	0,0	wynik średni
	18,0	18,0	34,0	17,5	22,7	10,2	25,0	10,0	21,8	21,2	19,0	11,3	
	17,7	17,0	29,0	10,0	22,0	11,0	25,0	0,0	22,0	22,4	20,0	10,0	
	18,0	18,0	34,0	10,1	22,0	10,0	25,0	0,0	22,0	21,7	20,0	10,0	
N+O+S ₂	17,0	18,0	23,0	18,0	21,0	0,0	23,0	0,0	20,7	20,3	10,7	0,0	wynik średni
	17,0	17,0	23,0	10,0	22,0	0,0	24,3	8,0	19,0	21,0	18,0	0,0	
	18,0	18,0	23,0	18,0	20,0	10,1	22,0	8,0	20,0	20,7	18,0	0,0	
	17,0	18,0	23,0	18,0	21,0	0,0	23,0	0,0	20,1	20,7	18,0	0,0	

Opiszczenia w rubryce "obróbka cieplna"

N - normalizowana w temperaturze 920°C, czas 15 min.

O - odpuszczona w temperaturze 650°C, czas 4 godz.

S₁ - starszona w temperaturze 200°C, czas 40 godz.

S₂ - starszona w temperaturze 300°C, czas 120 godz.

Tablica 30

Wyniki udarności próbek po zgnieciu i starzeniu.

Gatunek stali	Udarność w kJm/cm ² /Mesnager/												Uwagi
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	
N+O+S ₁ +S ₂	10,0	17,0	21,0	16,0	22,0	8,0	23,0	8,0	18,0	20,0	17,0	0,0	wynik średni
	10,0	17,0	22,0	10,0	19,0	8,0	20,0	7,0	19,0	19,0	10,0	0,0	
	10,0	18,0	21,0	17,0	19,0	0,0	21,0	8,0	18,0	18,0	17,0	0,0	
	10,0	18,0	21,0	16,0	20,1	8,0	21,0	8,0	18,0	19,0	17,0	0,0	

Oznaczenia w rubryce "obróbka cieplna"

N - normalizowana w temperaturze 920°C, czas 15 min.

O - odpuszczona w temperaturze 650°C, czas 4 godz.

Z - zgnieciona do wartości 6% wydłużenia trwałego

S - starzona w temperaturze 200°C przez 2 godziny.

Tablica 31.

Naprężenia odpowiadające granicy plastyczności przed zgnieciem oraz po zgnieciu i starzeniu.

Naprężenie odpowiadające granicy plastyczności i wydłuz. trwałe=0% gatunek stali	σ_1	σ_2	σ_3	$\sigma = \frac{\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3}{3} \cdot 100$	Uwagi
	kg/mm ²	kg/mm ²	kg/mm ²	%	
1	31,6	35,8	43,1	18,3	
	32,7	37,2	43,8	17,7	
	30,9	30,3	42,9	18,0	
	31,8	36,7	43,3	18,1	wynik średni
2	42,7	48,3	53,5	10,7	
	43,0	49,2	53,8	9,4	
	41,9	48,7	54,0	10,8	
	42,5	48,7	53,8	10,3	wynik średni
3	33,1	46,0	48,8	20,2	
	34,0	41,5	48,9	17,8	
	33,8	40,0	48,5	18,0	
	33,5	41,0	48,7	18,9	wynik średni
4	41,0	43,4	51,1	17,8	
	42,7	45,7	52,4	14,7	
	39,8	44,2	51,7	17,0	
	41,2	44,4	51,7	16,5	wynik średni
5	32,3	42,7	48,1	12,7	
	31,0	43,0	48,3	10,8	
	31,8	42,8	48,5	12,4	
	32,0	43,0	48,3	12,3	wynik średni
6	50,3	60,8	63,4	4,2	
	49,8	60,8	64,0	5,2	
	48,5	60,8	63,0	3,9	
	49,8	61,7	63,0	4,3	wynik średni

Napięcia odpowiadające granicy plast. i wydłuż. trwałe = 0%	G_1	G_2	G_3	$\frac{G_3 - G_2}{G_2} \cdot 100$	Uwagi
	kg/mm ²	kg/mm ²	kg/mm ²	%	
7	37,6	48,4	50,0	15,7	
	36,9	49,1	55,5	13,0	
	37,6	48,3	53,2	15,9	
	37,1	48,0	55,0	14,5	wynik średni
8	52,5	75,8	75,2	0,70	
	51,7	76,4	77,0	0,80	
	51,9	76,4	77,2	2,40	
	52,0	75,8	76,0	1,30	wynik średni
9	34,7	46,4	54,2	16,6	
	34,3	45,0	59,2	18,2	
	34,5	44,1	59,3	20,9	
	34,5	45,2	59,5	18,6	wynik średni
10	43,0	49,2	54,8	11,3	
	45,7	49,2	53,7	9,2	
	44,9	48,8	54,4	11,4	
	44,8	49,0	54,3	10,0	wynik średni
11	41,8	53,3	62,0	16,2	
	41,3	54,8	62,4	15,6	
	41,6	53,7	62,7	16,8	
	41,5	53,9	62,7	16,3	wynik średni
12	55,0	76,0	76,5	0,7	
	55,9	76,2	77,0	1,1	
	55,9	76,8	76,8	1,3	
	55,4	76,0	76,7	1,0	wynik średni

Wartości G :

- G_1 - granica plastyczności próbek wykonanych z poszczególnych rodzajów stali
- G_2 - napięcia konieczne dla uzyskania wartości wydłużenia trwałego = 0%
- G_3 - granica plastyczności próbek po 0% sgniecie i starzeniu w temperaturze 300°C przez 2 godz.

wyniki procentowego spadku ugiętości próbek po normalizacji i odpuśczeniu, starzeniu w temperaturach 200°C i 300°C oraz procentowy wzrost granicy plastyczności w skrajnych temperaturach, zgodnie z tabelą 1. Wyniki te są podane w tabeli 1. Wyniki te są podane w tabeli 1.

Wyniki ugiętości i nośności podłoża prób rozciągania	Wzrost granicy plastyczności		Wzrost granicy plastyczności		Wzrost granicy plastyczności		Wzrost granicy plastyczności
	kg/cm ²	kg/cm ²	kg/cm ²	kg/cm ²	kg/cm ²	kg/cm ²	
1	21,0	17,4	16,8	23,0	25,1	31,8	43,9
2	22,0	18,0	18,0	15,8	10,7	42,5	53,8
3	23,2	22,5	10,3	14,7	20,0	33,5	40,7
4	20,1	18,0	5,0	10,4	10,9	41,2	51,7
5	25,4	21,2	11,0	16,5	20,8	32,0	48,8
6	10,1	9,5	17,0	27,0	23,0	49,5	63,0
7	27,0	25,5	8,8	15,8	23,0	37,1	55,0
8	12,2	9,0	18,8	22,4	23,0	52,0	70,8
9	23,2	50,1	9,5	15,8	19,4	34,5	53,8
10	25,4	29,7	7,3	11,5	17,7	44,9	54,9
11	22,3	18,7	9,0	16,1	22,0	41,5	62,7
12	18,5	9,3	21,4	31,5	25,2	55,4	70,0

Wartości:
 U - Ugiętość po normalizacji i odpuśczeniu
 Ust1 - Ugiętość po normalizacji i odpuśczeniu oraz starzeniu w temperaturze 200°C przez 60 godzin
 Ust2 - Ugiętość po normalizacji i odpuśczeniu oraz starzeniu w temperaturze 300°C przez 120 godzin
 Ust3 - Ugiętość po normalizacji i odpuśczeniu, zgodnie z tabelą 1 i starzeniu w temperaturze 200°C przez 240 godzin
 Ust4 - Granice plastyczności po normalizacji i odpuśczeniu
 Ust5 - Napięcie odpowiadające wydłużeniu /0%/równemu granicy plastyczności po starzeniu
 Ust6 - Granice plastyczności próbek starzonych w temperaturze 200°C przez 2 godz. po trwałym ich wydłużeniu równym 0%.

4.7. Struktury stali w różnych stanach obróbki cieplnej.

4.7.1. Wyniki badania na mikroskopie optycznym 12 gatunków stali.

Badania metalograficzne stali w stanie normalizowanym i odpuszczonym po normalizacji przeprowadzono na eslifach poprzecznych wykonanych na głóbkach próbek wytrzymałościowych. Gatunki stali 1, 2, 3, 4, 5, 6 i 10 posiadają struktury podobne o charakterze pokasnym na rys. 28. Struktury te tworzą siarny perlitu rozłożony równomiernie w dużej ilości ferrytu. Stan odpuszczony różni się od stanu normalizowanego jedynie nieznacznie zaznaczają się tendencją do koagulacji cementytu perlitycznego. Wyniesione stale nie zawierają molibdena z wyjątkiem stali 5, która charakteryzuje się jednak niską zawartością węgla. W strukturach stali zawierających molibden wystąpił bainit jak to wynika z rysunków 29 - 33 /tablica 33 i 34/ przy czym ilość tego składnika strukturalnego zależy jest od zawartości w stali innych poza molibdenem składników. Mianowicie stal 7 zawierająca poza molibdenem i manganem nikiel posiada w strukturze skupiska bainitu i mało wydzielone perlite na tle stosunkowo dużej ilości ferrytu /rys.29/. Daleko mniejszą ilość ferrytu oraz równomiernym rozmieszczeniem bainitu charakteryzuje się struktura stali 11 z zawartością poza molibdenem i manganem dodatków niklu i tytanu /rys.30/. Strukturę stali 6 w porównaniu z poprzednią charakteryzuje zwiększona na korzyść ferrytu ilość bainitu /rys. 31/.

Stal ta poza molibdenem i manganem zawiera miedź.

Następna z kolei stal 8 posiadająca skład chemiczny jak stal 6 z dodatkiem niklu posiada strukturę prawie czysto bainityczną /rys.32/. Podobną strukturę jednak z wyraźnie osnaczoneymi igłami bainitycznymi charakteryzuje się stal 12 zawierająca wszystkie bez wyjątku wchodzące tu w grę składniki strukturalne /rys.33/.

Na skutek odpuszczania we wszystkich wyżej opisanych stalach z molibdenem uwidoczniła się wyraźnie koagulacja bainitycznego cementytu jak to wynika z rys. 29a - 33a.

4.7.2. Wyniki badań na mikroskopie elektronowym stali 1 i 2.

Wyniki badań na mikroskopie elektronowym stali 1 i 2 w stanie znormalizowanym jak i odpuszczonym przedstawiono na rysunku 34 - 37 /tablica 35/, na którym zamieszczono w powiększeniu 800 i 3500 x odpowiednie mikroadjęcia. Ponadto widoczna jest, że cementyt perlitu w stali 1 /rys.35a i b/ ulega koagulacji na skutek 4-ro godzinnego odpuszczania w daleko większym stopniu, niżeli na to miejsce w stali 2 /rys. 36a i b/. Wskazują one, że w stali nie zawierającej miedzi /stal 1/ odpuszczenie po normalizacji polega na sobie niewielkie wydzielenia węglików głównie w sąsiedztwie granic ziarn /rys. 35a i b/. Natomiast jeżeli chodzi o stal z miedzią /stal 2/ to odpuszczenie jej spowodowało liczne i wyraźne wydzielenia widoczne w ferrycie na rys. 37 a i b.

4.8. Natężenie korozyjne.

Colom dodatkowego sprawdzenia dyspersyjności wydzieleni miedzi jak też nałoż ich skłonności do koagulacji przeprowadzono badania natężenia korozyjnego na stali węglowej z podwyższoną zawartością manganu /stal 1/, oraz na stali o podobnym składzie chemicznym z dodatkiem miedzi /stal 2/.

Uzyskane dane z przeprowadzonych prób po normalizacji w 920°C t = 30 minut, odpuszczeniu w temperaturze 650°C przez 4 i 20 godzin, oraz po schartowaniu z temperatury 730°C zestawiono w tabelicy 36.

Tablica 36.

Wyniki badań natężenia korozyjnego w różnych stanach obróbki cieplnej gatunków stali 1 i 2.

Nr gatunku	C ₀	H _D	Nr gatunku	C ₀	H _D
1/1	3,3	139	2/1	4,5	153
1/2	21,7	108	2/2	20,7	303
1/3	7,6	148	2/3	9,3	191
1/4	5,8	140	2/4	6,7	170

Otrzymane wyniki wskazują, że największe wartości korozji w obu gatunkach stali uzyskane w stanie schartowania, a znacznie mniejsze w stanie odpuszczenia przez 4 godziny. Przedłużenie czasu odpuszczenia do 20 godzin powoduje dalszy wyraźny spadek natężenia korozyjnego, a jego najniższą wartość uzyskano w stanie anormalizowanym. Porównanie wyni-

ków uzyskanych w obu stalach w tych samych warunkach obróbki cieplnej wskazuje, że natężenie koercyjne w stali z miedzią jest wyraźnie większe bez względu na rodzaj stosowanej obróbki cieplnej.

4.9. Jakościowe określenie składu chemicznego wydzielonych faz metoda dyfrakcji elektronowej.

Badania dyfrakcyjne przeprowadzono w oparciu o wzorcowy dyfraktogram wykonany z cienkiej folii spektralnie czystego szkła /rys.43, tabela 37/ pozwoliły na sidentyfikowanie wydzieleń wyekstrahowanych na replikach. Opierając się na przekształconym wzorze /0/

$$\frac{K^2}{a^2} = \frac{D^2}{h^2 + k^2 + l^2} \quad /0.1./$$

obliczono według wzoru /0.1./ stałą "K" dla szkła o parametrze $a = 4,070 \text{ \AA}$ i zamieszczono w tabelicy 37.

Tabela 37.

Wyznaczenie stałej "K" celem identyfikacji wydzieleń za pomocą dyfrakcji elektronowej przy zastosowaniu dyfraktogramu spektralnie czystego szkła /rys.42/.

Nr re- fleksu	Intensywność refleksu	Śred. rofl. D/cm	Wskaznik hkl	$h^2 + k^2 + l^2$	K^2/a^2	K/a	K
1	b.nocny	1,19	111	3	0,4733	0,6776	2,757
2	b.nocny	1,37	200	4	0,4700	0,6853	2,789
3	b.nocny	1,97	220	8	0,4812	0,6936	2,822
4	b.nocny	2,35	311	11	0,5018	0,7067	2,883
5	ostry	2,46	222	12	0,5041	0,7099	2,889
6	średni	2,67	400	16	0,5143	0,7166	2,917
7	średni	3,13	331	19	0,5150	0,7177	2,920
8	średni	3,21	420	20	0,5152	0,7177	2,920
				średnio "K" wynosi 2,90			

W tabelicy 37 podano wartości siłociwo szota, oraz ich kwadratów w odniesieniu do poszczególnych refleksów, zmierzono średnice refleksów i obliczono z wzoru /0.1./ wartości stosunku K^2/a^2 oraz stałą "K".

Poddano badaniom dyfrakcyjnym obszary replik stali 2 i 4 przedstawione na rysunku 38 - 41 w powiększeniu 5000-10000x, a otrzymane dyfraktogramy wraz z dyfraktogramem próbki wzorcowej zamieszczono na rys. 42 - 45.

Wstawiając do wzoru /7.1./

$$d = \frac{K}{n}$$

obliczoną wartość "K" oraz zmierzono na dyfraktogramach średnice refleksów " d_n " /rys. 42 - 45/, wyznaczono odległości siłociwo " d " badanych faz. Wyniki zamieszczono w tabelicy 38. W tabelicy tej zamieszczono w odniesieniu do obu gatunków stali otrzymanych z dyfraktogramów /rys. 42 - 45/ średnice refleksów " d " jak też obliczone odległości płaszczyzn siłociwych " d ", oraz porównały z tabelic odległości siłociwo pierwiastków węględnio związków chemicznych wyniarowo najbardziej zbliżone do otrzymanych z obliczeń.

Obliczono na podstawie dyfraktogramów /rys. 42 i 45/ odległości siłociwo " d " odpowiadają odległościom przynależnym do miedzi. Natomiast dyfraktogram przedstawiony na rysunku 44 wskazuje na obecność refleksów. Jednemu z nich odpowiada wartość " d " przynależna do miedzi, drugiemu zaś do tlenku miedzi / Cu_2O / - tabela 38.

Poza tymi dwoma fazami nie stwierdzono obecności na wysekrechowanych replikach żadnych innych wydatków.

Tablica 38

Identyfikacja dyfraktogramów.

Nr gatunku	Nr rysunku	Nr refleksu	Średnica refleksu D / nm	Badana faza		
				d	Cu	Cu_2O
2	43	1	1,34	2,12	2,060	
		2	1,56	1,83	1,610	
		3	2,15	1,33	1,277	
		4	2,55	1,12	1,089	
		5	2,72	1,05	1,043	
		6	2,91	0,98	0,905	
2	44	1	0,95	2,90		3,000
		2	1,07	2,68		-
		3	1,16	2,45		2,450
		4	1,34	2,13	2,060	2,120
		5	1,64	1,74	1,610	-
		6	1,85	1,54	-	1,510
		7	2,07	1,38	-	1,263
		8	2,27	1,26	1,277	1,228
		9	2,50	1,14	1,065	1,060
		10	2,67	1,07	1,043	-
4	45	1	1,34	2,12	2,060	
		2	1,57	1,62	1,611	
		3	2,27	1,26	1,277	
		4	2,60	1,02	1,060	
		5	2,91	0,98	1,043	
		6	3,25	0,88	0,905	

5. Omówienie wyników.

Wyniki przeprowadzonych badań wskazują, że miedź jako składnik stopowy stali o niskich zawartościach węgla wywiera dodatni wpływ na własności wytrzymałościowe badano zarówno w normalnych jak i podwyższonej temperaturze $/350^{\circ}\text{C}/$. Ten wpływ zaznacza się we wszystkich badanych stalach zawierających poza miedzią także pierwiastki stopowe jak: nikiel, molibden i tytan, dodawane pojedynczo względnie jako ich kombinacje. W stanie anormalizowanym podwyższenie własności wytrzymałościowych mierzonych w normalnej i podwyższonej temperaturze jest stosunkowo nieznaczne $/\text{rys.19, 23}/$. Natomiast w stanie odpuszczonym po normalizacji własności te w temperaturze normalnej i podwyższonej osiągają w obecności miedzi znacznie większe wartości $/\text{rys.20,24}/$ szczególnie zaznacza się to na wartościach Q_r uzyskanych w stanie odpuszczonym jak wynika to z porównania rysunków 19 i 20, które stwierdzają, że granica plastyczności stali w obecności miedzi po odpuszczeniu prądy wyższą wartość, niżeli po normalizacji. Charakterystycznym jest, że najwyższe własności wytrzymałościowe niezależnie od stanu obróbki cieplnej i temperatury próby uzyskano w stalach zawierających miedź i molibden. Jeżeli chodzi o inne pierwiastki w badanych stopach, to nikiel w stosowanej ilości $/\text{około } 1,2\%/$ podwyższa również, ale bardzo nieznacznie własności wytrzymałościowe stali niezależnie od stosowanych stanów obróbki cieplnej jak i temperatury prób.

Dalsze wyniki badań wyjaśniają przyczyny opisanego wyżej działania stopowanych pierwiastków stopowych na własności wytrzymałościowe stali.

Otrzymane wykresy rozkładu austenitu przy ciągłym chłodzeniu poszczególnych gatunków stali wskazują, że na położenie krzywych początku przemian fazowych austenitu największy wpływ wywiera molibden /rys.12/ przesuwając je wyprzednie w prawo. Z rysunku 10 /tablica 8/ można zorientować się, że równoczesna zawartość niklu i miedzi przy nieobecności molibdenu przesuwa wydatnie początek przemiany ferrytycznej w lewo. Tłumaczy to, że stale bezmolibdenowe mają wyraźnie niższe własności wytrzymałościowe, gdyż zawierają w strukturze stosunkowo duże ilości ferrytu. Molibden przesuwał krzywą początku przemiany ferrytycznej wybitnie w prawo pozwalając przy stopowanych podczas normalizacji szybkościach /około 100°C/min./ uzyskać struktury o małych ilościach ferrytu względnie bezferrytyczne w zależności od obecności innych dodatków stopowych stali jak to wynika z porównania struktur i wykresów przedstawionych na rysunku 16 /tablica 14/. Miedź w sposób widoczny nie wpływa na przesunięcie krzywych rozpędu austenitu przy ciągłym chłodzeniu /rys.8, tablica 6/.

Badania na mikroskopie elektronowym jak i badania metodą dyfrakcji elektronowej w wyniku których stwierdzono bardzo znaczącą wielkość i dużą dyspersyjność wydzieleni miedzi wydzielonej z przesyconego ferrytu tłumacząc wpływ jej na

zniżenie granicy plastyczności w stanie odpuszczony, oraz na podwyższenie $\sigma_{0.2}$.

Z badań natężenia koercji stali z miedzią /gatunek 2/ i bez miedzi /gatunek 1/ wynika, że natężenie to w pierwszym wypadku spada w daleko mniejszym stopniu pod wpływem przedłużenia czasu odpuszczania, ponieważ koercja jest tym mniejsza im mniejsze są naprężenia w stali i im mniejsza jest dyspersyjność wydzieleni. Wniosek z tego można, że w stali z miedzią spadek jej był hamowany przez skłonność wydzieleni do koagulacji /tablica 33/.

Na utwardzający wpływ miedzi wskazuje również rysunek 35, który obrazuje wpływ temperatury i czasu odpuszczania na twardość stali 1 /bez miedzi/ i 2 /z miedzią/. W przypadku tej pierwszej stali twardość spada równomiernie ze wzrostem temperatury odpuszczania prawie niezależnie od jego czasu. Natomiast w stali 2 występuje maksymalna twardość, która przesuwa się z przedłużeniem czasu odpuszczania do niższych temperatur. Krzywe tego wykresu wskazują na utwardzenie wydzieleniowo miedzią stali, jak też na stosunkowo dużą oporność wydzielenia się tego składnika z przesyconego ferrytu.

Te cechy miedzi jako składnika stopowego tłumaczą jej wyraźny wpływ na podwyższenie granicy plastyczności stali niersonnej w temperaturze zarówno normalnej jak i podwyższonej.

Jeżeli chodzi o właściwości plastyczne to jak wynika z rys. 27

i tablic 15 - 26 miedź nie wpływa tu obniżająco, z wyjątkiem przypadku w którym występuje ona równocześnie z molibdenem.

Uzyskane wyniki wskazują, że skłonność do starzenia badano drogą prób udarnościowych po zgnieciu należy w obecności miedzi we wszystkich stalach z wyjątkiem stali 6,8 i 12 /rys.26/. Natomiast skłonność ta określona dwustopniową próbą rozciągania należy we wszystkich bez wyjątku stalach z tym, że w poprzednio wymienionych stalach 6,8 i 12 jest ona mniejszą, a więc przeciwnie do wyników prób udarności /rys.26/. Te trzy stale zawierają równocześnie molibden i miedź. Wykazać to można następująco - na spadek udarności próbki zgniecionej i starzonej wpływają w zasadzie dwa czynniki - zgniot i starzenie. Natomiast wynik próby dwustopniowego rozciągania obrazuje efekt samego starzenia zgniecionej próbki. Wymienione trzy stале zawierająco miedź i molibden są są wybitnie skłonne do utwardzenia po zgnieciu. Można sążyc, że przyczyną tego jest wydzielanie się podczas odkwaszenia próbki z zawartością Mo i Cu węglków molibdenu jak i miedzi w takiej ilości, że wydzielanie się tych faz w następnym starzeniu jest już bardzo nieznaczne. Wskazuje na to fakt wydatnego wzrostu granicy plastyczności na skutek rozciągania próbki siłą odpowiadającą 6% trwałemu jej wydłużeniu /tablica 32/. Wskazują na to również wyniki badania skłonności stali do temperaturowego starzenia przez 48 godzin w 300°C i 120 godzin w 300°C /rys.27/. Jak z rysunku tego wynika

to same trzy stale /0,8 i 12/ wykazują największe spadki udarności po starzeniu mimo tego, że próbki nie były poprzednio poddane agniotowi, co z kolei świadczy o dużej skłonności tych stali do wydzielenia zarówno miedzi jak i węglików molibdenu w procesie starzenia. Z rysunku 27 wynika również, że równoczesne zwiększenie czasu i temperatury starzenia obniża własności plastyczne wszystkich badanych stali, a szczególnie tych trzech /0,8 i 12/, przy czym sama miedź /bez obecności molibdenu/ działa tu korzystnie podobnie jak w przypadku starzenia po agniocie.

Errelacjonowane wyniki prób mające na celu jakościowe stwierdzenie metodą dyfrakcji elektronowej faz wydzielonych przy odpuszczaniu z przesyconego ferrytu stali z miedzią, oraz z miedzią i niklem pozwoliły na stwierdzenie, że wydzielenia stanowi miedź bez obecności rozpuszczonego w niej niklu. Całość otrzymanych wyników poszła na stwierdzenie, że miedź w ilości około 1,2% jest bardzo korzystnym dodatkiem stopowym do niskowęglowych stali zwłaszcza przy równoczesnym stosowaniu molibdenu w ilości 0,20 - 0,35%. Zawartość niklu jeżeli chodzi o własności wytrzymałościowe ma duże mniejsze znaczenie, a w przypadku stali 18CuMF stosowany jest dla zabezpieczenia się przed trudnościami w gorącej przeróbce plastycznej tej stali. Mangan obecny w stali 18CuMF w ilości 0,8 - 1% ma na celu podwyższenie własności wytrzymałościowych, a tytan rozdrobnienie ziarna.

Duszą saletą stosowanego szkła ochronnego w stali 18CuMF odpowiadającego badanejmu gatunkowi 12 jest zabezpieczenie

dobrej spawalności stali do czego głównie przyczynia się miedź. Ta ostatnia pozwalając na uzyskanie w stanie odpuszczenia po normalizacji stosunkowo wysokiej granicy plastyczności w normalnej i podwyższonej temperaturze umożliwia dobór pozostałych składników stopowych zabezpieczający stosunkowo małą hartowność przy równocześnie wysokich wartościach σ_{rt} , a tym samym chroni stopkę wpływu cieplnego sazu spawanego przed zbytłą ilością martenazytu.

W N I O S K I.

Z przeprowadzonych badań można wysunąć następujące wnioski odnośnie do niskowęglowej stali miedziowej o podwyższonej wytrzymałości, zawierające inne dodatki jak: nikiel, molibden i tytan.

- 1/ Miedź w stalach anormalizowanych jak i odpuszczonych niezależnie od obecności stosowanych w badaniach technik stopowych zwiększa wytrzymałość w temperaturach normalnych, oraz granicę plastyczności tak w temperaturach normalnych jak i podwyższonych. Najlepsze wartości dla tych własności otrzymuje się w przypadku równoczesnej obecności miedzi i molibdenu.
- 2/ Podwyższenie własności wytrzymałościowych spowodowane dodatkiem miedzi nie polega na sobie wyraźniejszego spadku własności plastycznych /wydłużenia, przoczenia i udarności/ z wyjątkiem przypadków równoczesnej obecności molibdenu.
- 3/ Miedź zmniejsza skłonność badanych stali do starzenia po zgnieciu, natomiast zwiększa skłonność do starzenia temperaturowego i to jedynie w gatunkach stali 6, 8, 12, w których obok miedzi znajduje się molibden.
- 4/ Wybitne podwyższenie granicy plastyczności stali niedalowych po ich odpuszczeniu na swoje źródło w dyspersyjności spowodowanych wydzieleniem miedzi.

54 Wydzieloną w czasie odpuszczania z normalizowanej stali
adyspersywną fazą jest miedź względnie bogata w miedź
faza ϵ .

Spis literatury.

1. W. Loskiwicz
M. Dubowicki - "Mechanik" t.II - Instytut Wydziałowy SISP, Warszawa 1951, s.259.
2. F. Staub - "Metaloznawstwo" PWN, Kraków, Gliwice 1954, s.176.
3. F. Nohl - "Schweiszbare niedriglegierte Stähle mit hoher Warmstreckgrenze für Hochdruckkessel". - Stahl u. Eisen 1951, s.1443.
4. T. Ishiwara - "On the Ternary Diagram of the System Iron, Carbon, Copper", Sci. Rep. Sendai, 1926, Ser. I 15, s. 81 - 114.
5. J.F. Norton - "Solubility of Copper and Lattice Changes During Ageing", Amer.Inst. Min./Metall/ Engrs.1934, T.P.586.
6. R. Houdromant - "Handbuch der Sonderstahlkunde" t.2, s. 1272. Springer-Verlag - Düsseldorf 1950.
7. Praca zbiorowa - "Copper in Cast Steel and Iron". Wydanie prac Copper Development Association Kondale Hall, Radiott, Herts, Publikacja nr 29, 1955 r.
8. W.R. Maddocks
G.R. Claussen - "Alloys of Iron, Carbon, Copper Cobalt" First Report Alloy Steels Research Committee, Iron and Steels Institute, 1936, s.97-124.

9. B. Hernbogen
R.C. Glenn - A Metallographic Study of Precipitation of Copper from Alpha Iron, Transactions of the Metallurgical Society of AIME, t.216, 1960, s.1064 - 1070.
10. W. de Sorbe
H.N.Treastis,
and D.Purebull - Acta Met., 1958, t.6, s.401.
11. T. Federighi - Acta, Met., 1958, t.6, s.379.
12. F.S. Ham - J. Chem., Phys. of Solids, 1958, t.6, s. 335.
13. C. Zener - J.Appl. Phys., 1949, t.20, s.950.
14. H.W. Wriedt - "The Solubility of Copper in Ferrite". Transactions of the Metallurgical Society of AIME, t.218 luty 1960, s. 30 - 36.
15. W. Haczowski
S. Iskierka - "Wpływ składu chemicznego na strukturę i własności wytrzymałościowe stali 18 CuMn". Zeszyty Naukowe Politechniki Częstochowskiej "Metalurgia" nr 7/1962, s.59.
16. U.E. Kontorowicz - "Termicheskaia obrabotka stali i czuguna". Metallurgizdat Moskwa 1960.
17. Smith C.S.
E.W. Palmer - "The Precipitation-Hardening of Copper Steels". Trans. Amer.Inst. Min. /Metall/ Engrs. 1933, nr 105 s.133 - 168.
18. C.H. Lorig - "Copper as an Alloying Element in Steel" Metals Handbook, 1936, Amer. Inst. Min. /Metall/, Engrs., s. 396 - 392.

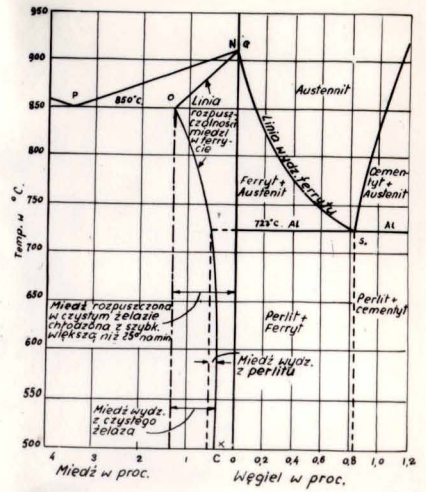
19. E.J. Irwine - "High Strength Weldable Steels" -
Metalurgia r. 1958, czerwiec s.13.
20. A.P. Gulajew - "Metaloznawstwo", WGH Katowice 1958
21. L.V. Asaroff - "Struktura i własności ciał stałych"
WNT Warszawa 1964.
22. W.W. Webb - Acta Met., 1958, t. 6, s. 492.
W.D. Forgeng
23. S.S. Brenner - J.Appl. Phys. 1957, t.281, s.1023.
24. F. Nohl - "Rotbrüchigkeit Kupferlegierter
Stähle und ihre Vermeidung".
Stahl u. Eisen r. 1933, zeszyt 30,
s. 733.
25. H. Bonnek - "Einfluss kleinster Beimengungen von
Kupfer und Nickel auf unlegierte
Stähle". Stahl und Eisen 1935,
nr 55, s. 160.
26. C.W. Williams - "The Role of Copper in Wrought Steel"
Metals and Alloys 1936, nr 7, s.57-63.
27. L. Szalay - "Kruchość na gorąco przy walcowaniu
sąca kolejowych, spowodowana obec-
nością miedzi".
Kobaszati Lapok., 1949, nr 8,
str. 334 - 341.
Tłumaczenie - IMŻ Gliwice T-180/50.
28. F. Nohl - "Anwendung von Zeit - Temperatur
Umwandlung - Schaubildern auf beson-
dere Frage bei der Herstellung hoch-
beanspruchter geschweißter Baustähle"
Stahl u. Eisen, 1954, s 1054.

29. Stryk
A. Lubuska - "Ustalenie możliwości badania
wierteł ze stali szybkoobrotowej
metodą pomiaru natężenia koercyj-
nego". Referat R-1056, IMZ 1958.
30. G. Thomas - "Transmission electron microscopy
of metals". John Wiley New-York
1962.



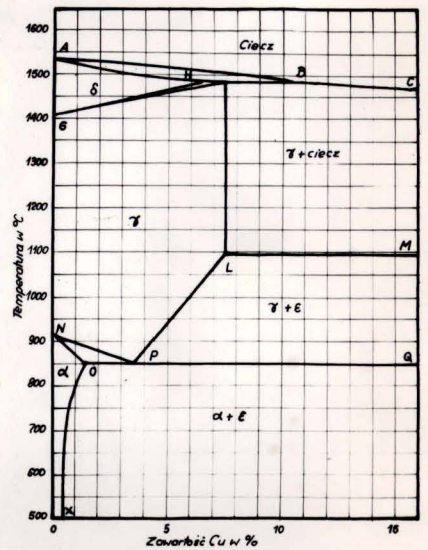
Rys. 1

Układ Fe-Cu i Fe-Fe₃C posiadający wspólną oś rzędnych /100 % Fe/ w celu zobrazowania wpływu węgla na podatność stali miedziowych do utwardzania dyspersyjnego /7/.



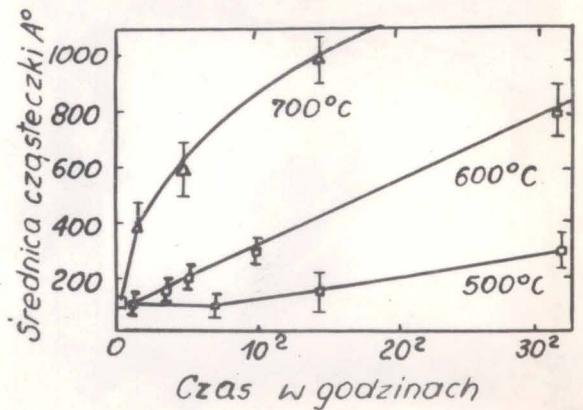
Rys. 2

Układ Fe-Cu /7/.



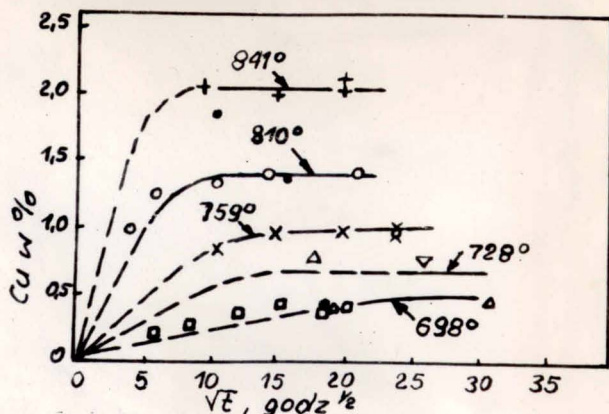
Rys. 3

Wzrost sferycznych osadok fazy w temperaturze 500, 600 i 700°C /9/.



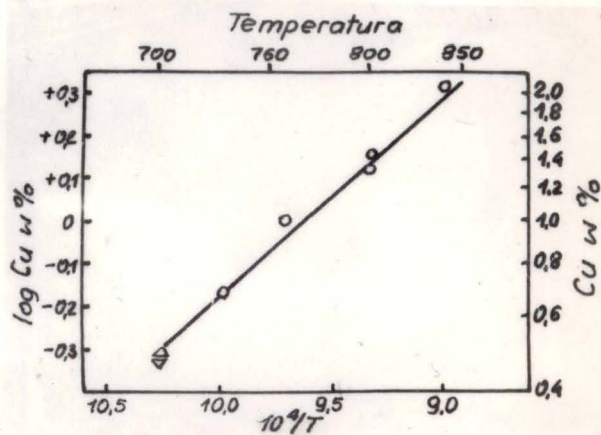
Rys. 4

Zależność czasu od absorpcji miedzi przez Fe wg H.A. Wriedt'a i L.S. Darken'a /14/.



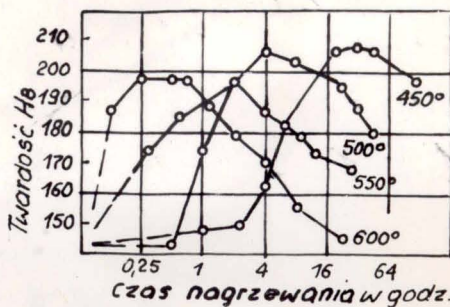
Rys. 5

Rozpuszczalność miedzi w ferrycie wg H.A. Wriedt'a i L.S. Darken'a /14/.



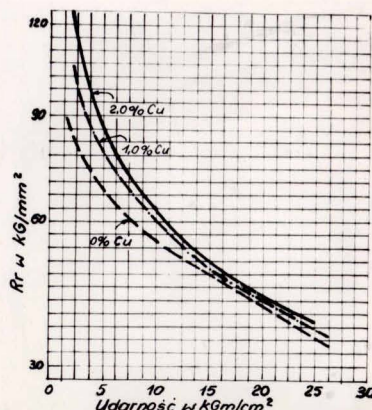
Rys. 6

Wpływ czasu i temperatury odpuszczania na twardość stali normalizowanej o zawartości C=0,19 % i Cu = 1,07% /16/.

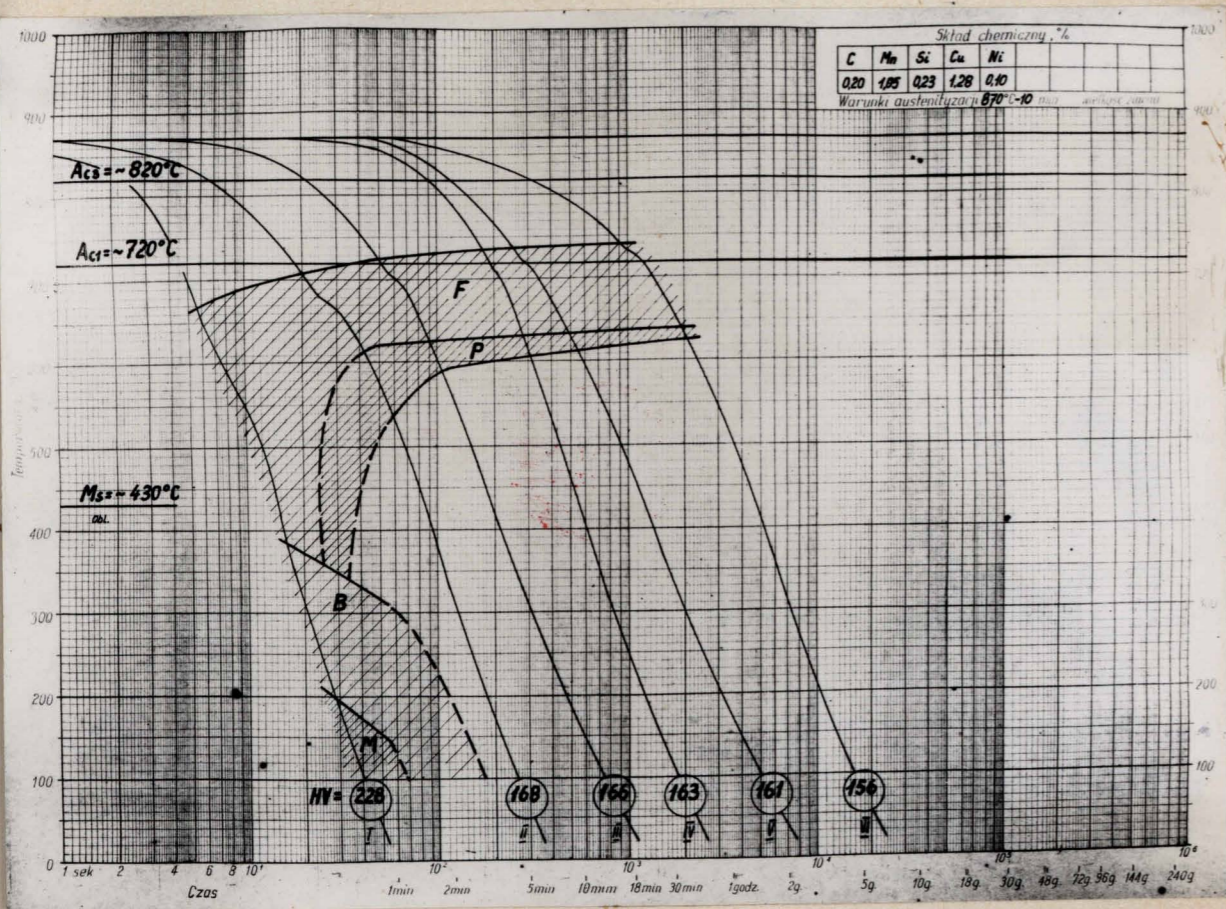


Rys. 7

Zależność wytrzymałości od udarności w stalach normalizowanych o zawartości 0,0 - 2,0% Cu /7/.



Gatunek stali Nr 2



Rys. Wykres przemiany austenitu przy ciągłym chłodzeniu.



Rys. 8a Struktura stali chłodzonej wg krzywej VI



Rys. 8b Struktura stali chłodzonej wg krzywej V



Rys. 8c Struktura stali chłodzonej wg krzywej IV



Rys. 8d Struktura stali chłodzonej wg krzywej III

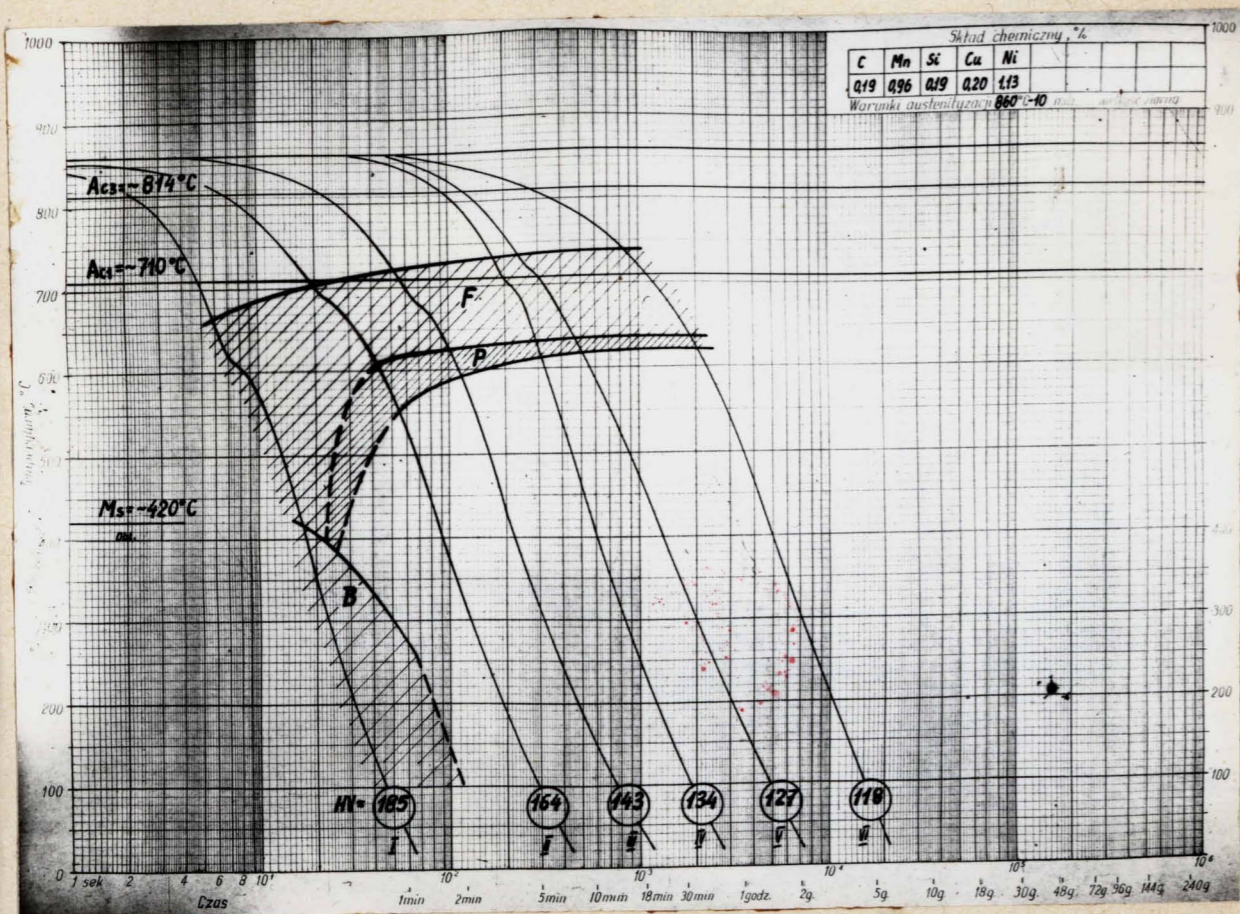


Rys. 8e Struktura stali chłodzonej wg krzywej II

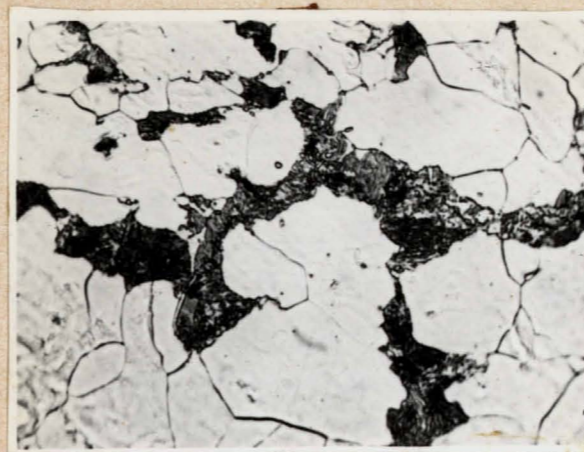


Rys. 8f Struktura stali chłodzonej wg krzywej I

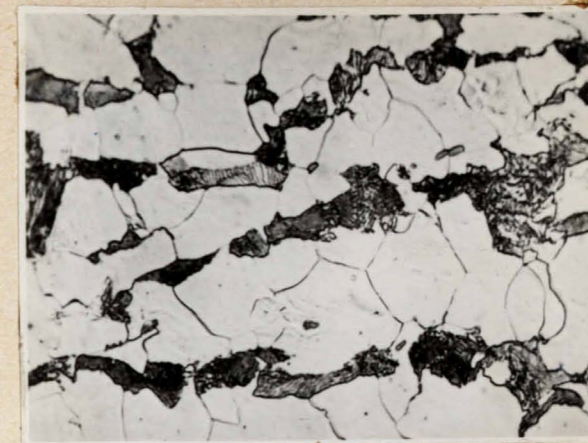
Gatunek stali Nr 3



Rys. 9 Wykres przemiany austenitu przy ciągłym chłodzeniu.



Rys. 9a Struktura stali chłodzonej wg krzywej VI



Rys. 9b Struktura stali chłodzonej wg krzywej V



Rys. 9c Struktura stali chłodzonej wg krzywej IV



Rys. 9d Struktura stali chłodzonej wg krzywej III

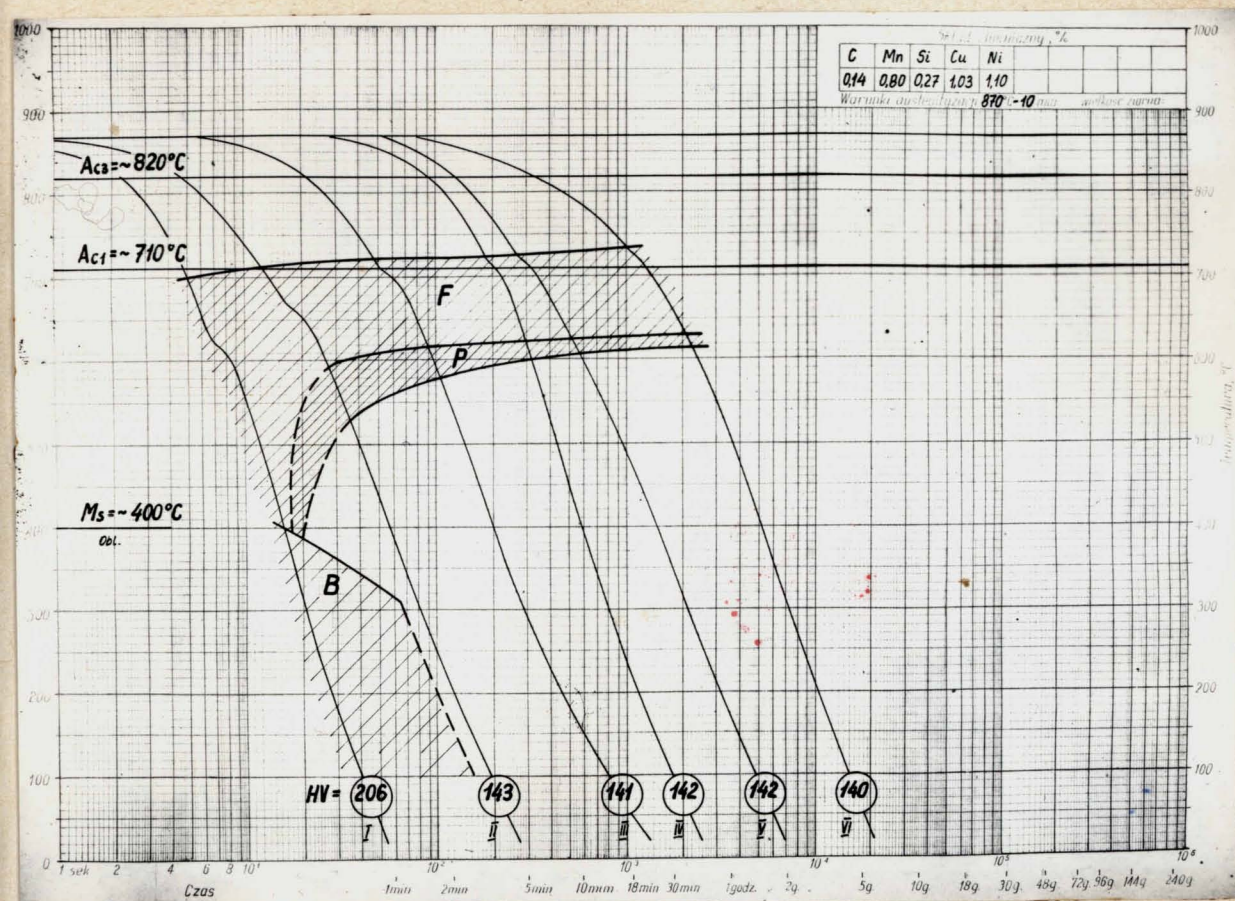


Rys. 9e Struktura stali chłodzonej wg krzywej II



Rys. 9f Struktura stali chłodzonej wg krzywej I

Gatunek stali Nr 4



Rys. 10 Wykres przemiany austenitu przy ciągłym ochłodzeniu.



Rys. 10a Struktura stali chłodzonej wg krzywej VI



Rys. 10b Struktura stali chłodzonej wg krzywej V



Rys. 10c Struktura stali chłodzonej wg krzywej IV



Rys. 10d Struktura stali chłodzonej wg krzywej III

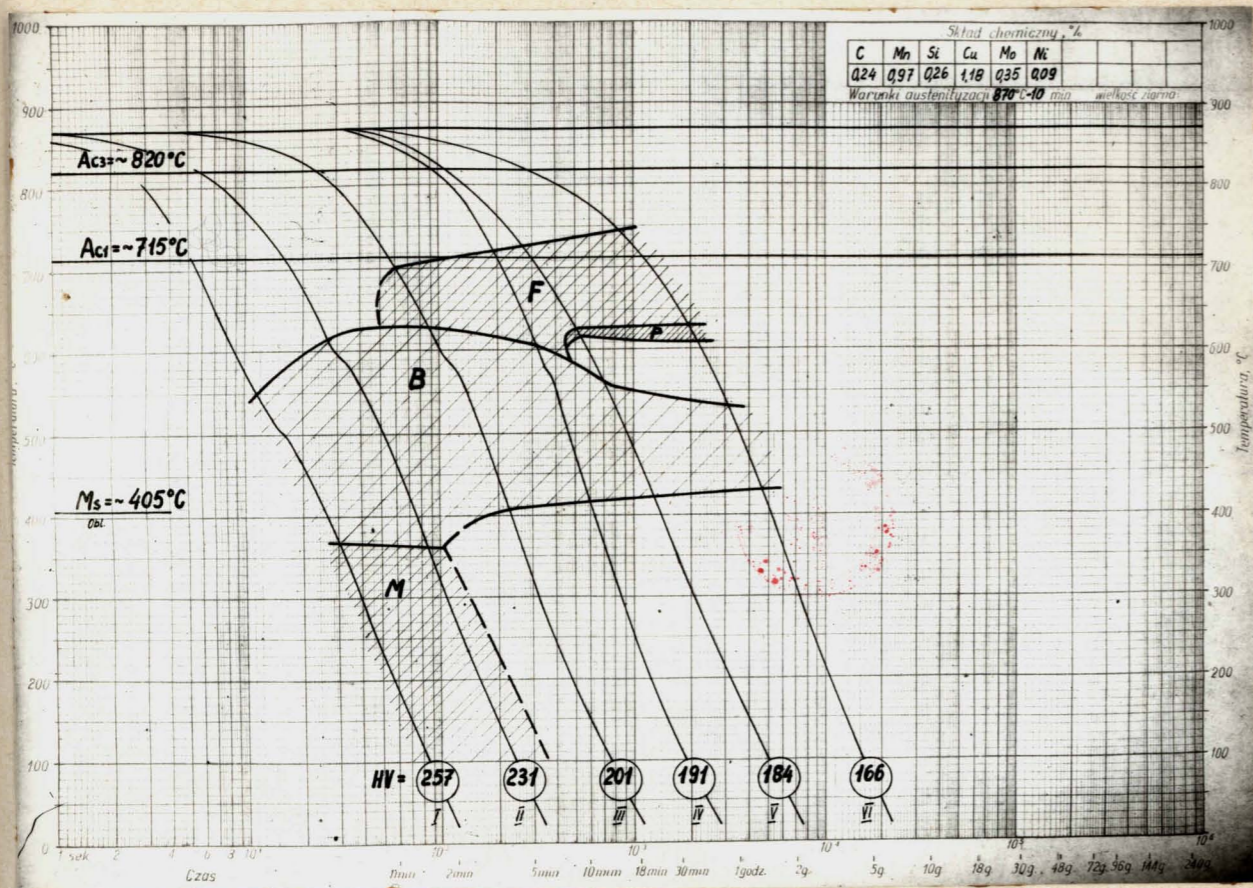


Rys. 10e Struktura stali chłodzonej wg krzywej II

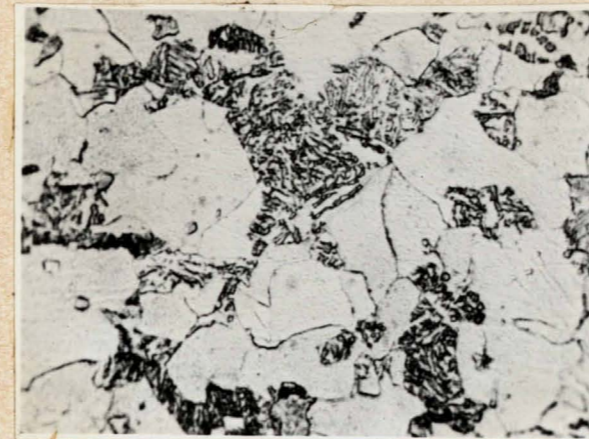


Rys. 10f Struktura stali chłodzonej wg krzywej I

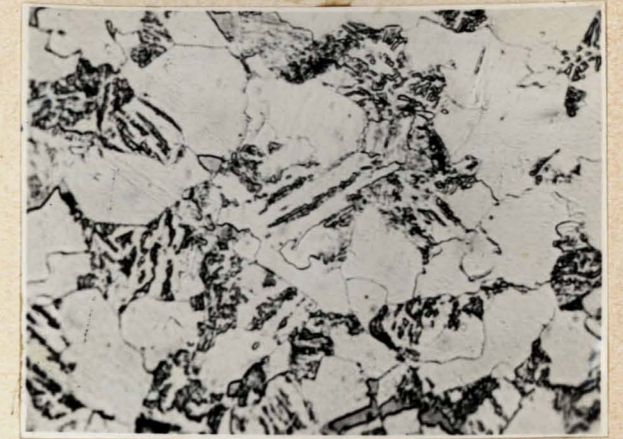
Gatunek stali Nr 6



Rys. 11 Wykres przemiany austenitu przy ciągłym chłodzeniu.



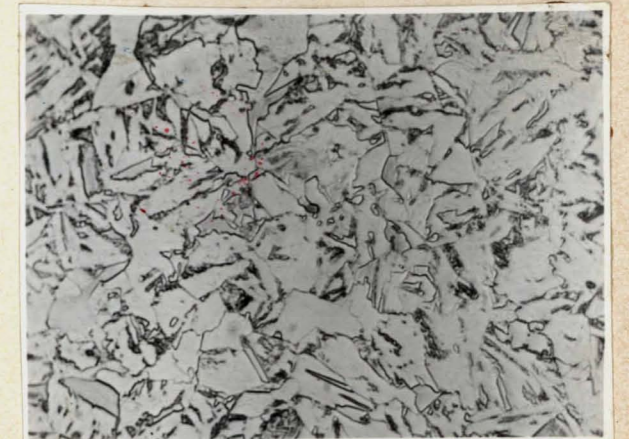
Rys. 11a Struktura stali chłodzonej wg krzywej VI



Rys. 11b Struktura stali chłodzonej wg krzywej V



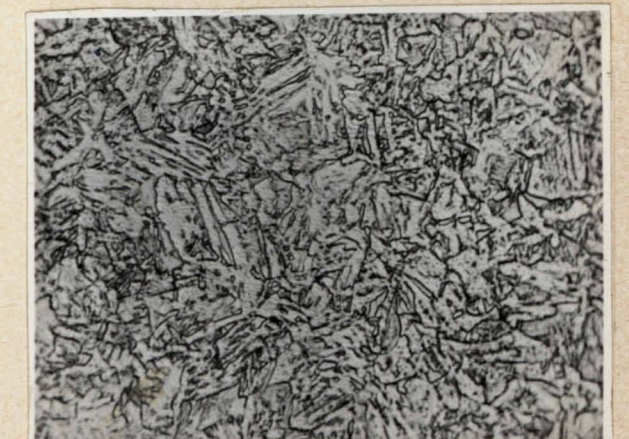
Rys. 11c Struktura stali chłodzonej wg krzywej IV



Rys. 11d Struktura stali chłodzonej wg krzywej III

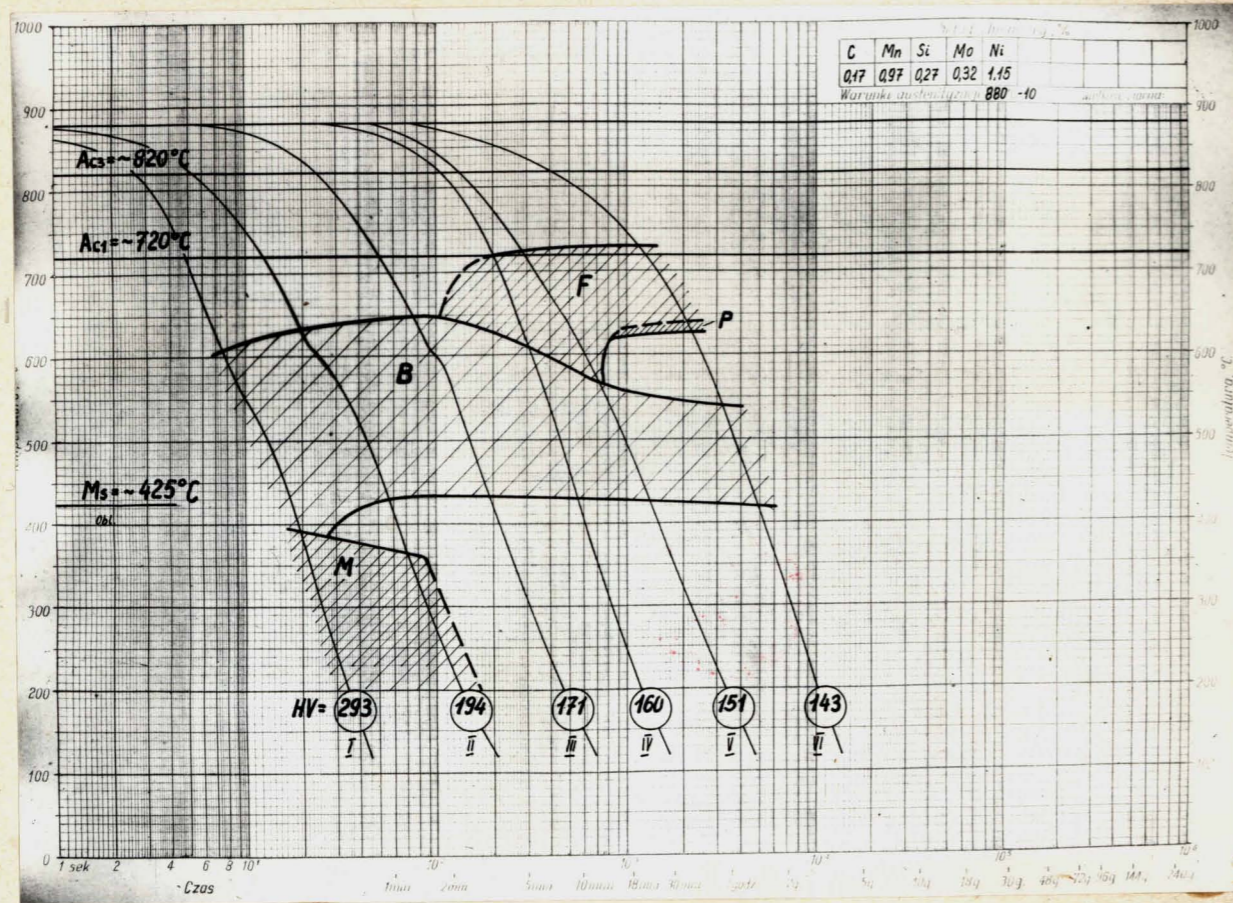


Rys. 11e Struktura stali chłodzonej wg krzywej II

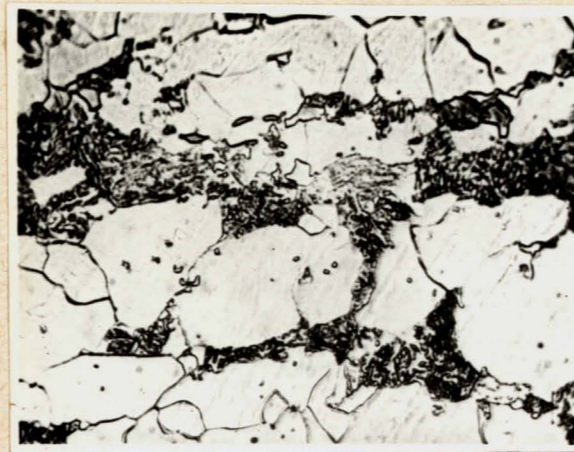


Rys. 11f Struktura stali chłodzonej wg krzywej I

Gatunek stali Nr 7



Rys. 12 Wykres przemiany austenitu przy ciągłym chłodzeniu.



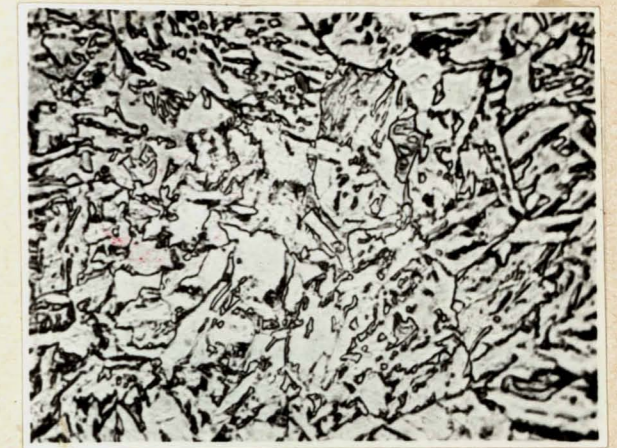
Rys. 12a Struktura stali chłodzonej wg krzywej VI



Rys. 12b Struktura stali chłodzonej wg krzywej V



Rys. 12c Struktura stali chłodzonej wg krzywej IV



Rys. 12d Struktura stali chłodzonej wg krzywej III

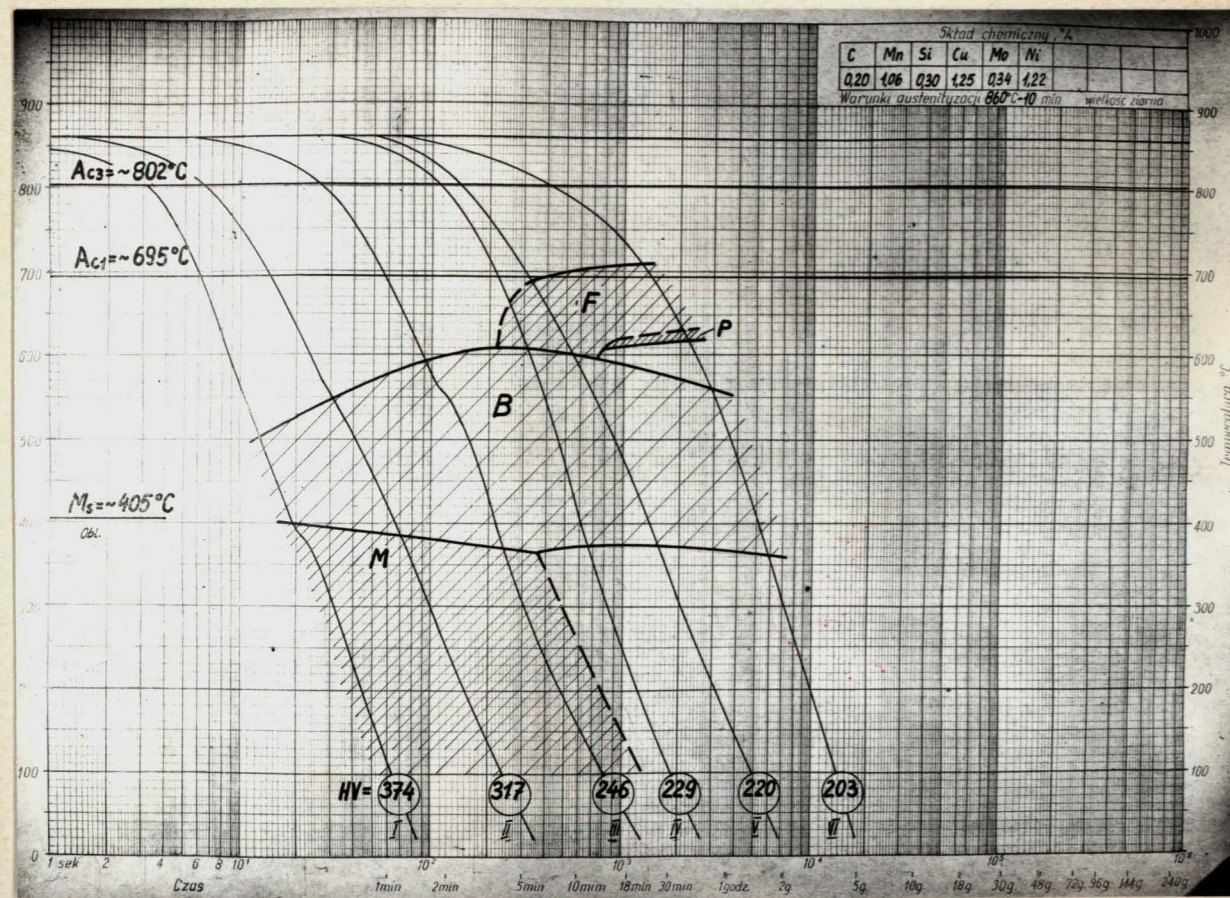


Rys. 12e Struktura stali chłodzonej wg krzywej II



Rys. 12f Struktura stali chłodzonej wg krzywej I

Gatunek stali Nr 8



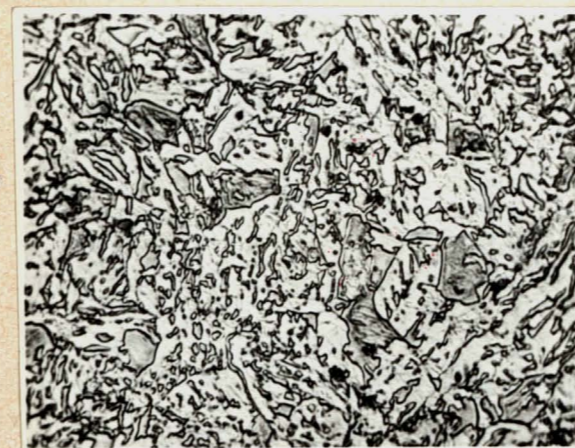
Rys. 13 Wykres przemiany austenitu przy ciągłym chłodzeniu.



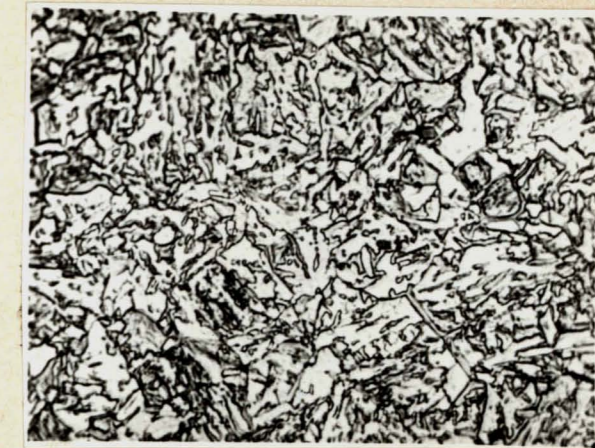
Rys. 13a Struktura stali chłodzonej wg krzywej VI



Rys. 13b Struktura stali chłodzonej wg krzywej V



Rys. 13c Struktura stali chłodzonej wg krzywej IV



Rys. 13d Struktura stali chłodzonej wg krzywej III

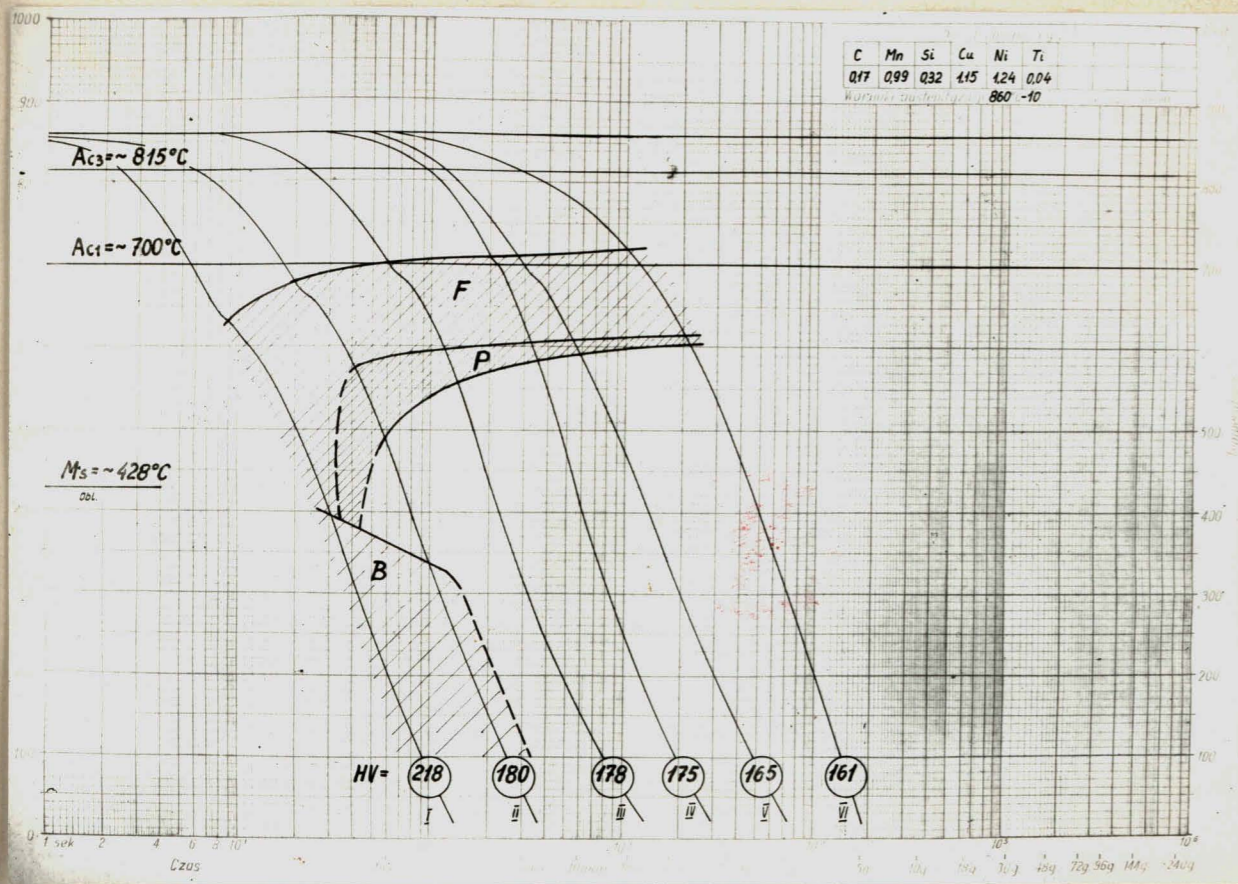


Rys. 13e Struktura stali chłodzonej wg krzywej II

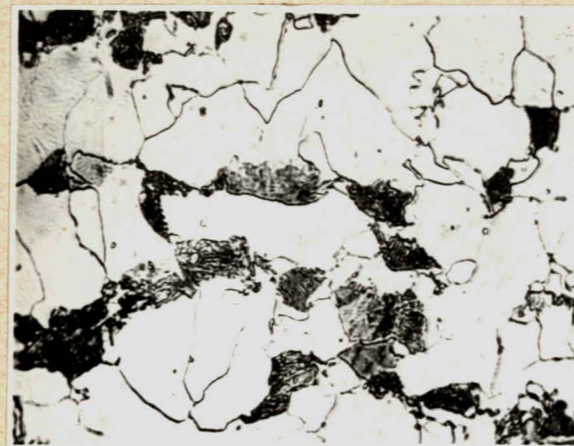


Rys. 13f Struktura stali chłodzonej wg krzywej I

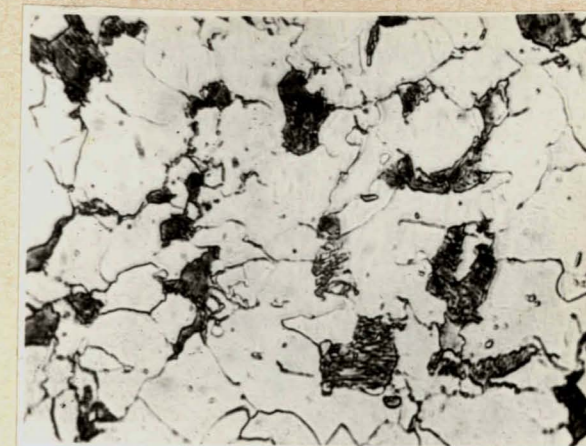
Gatunek stali Nr 10



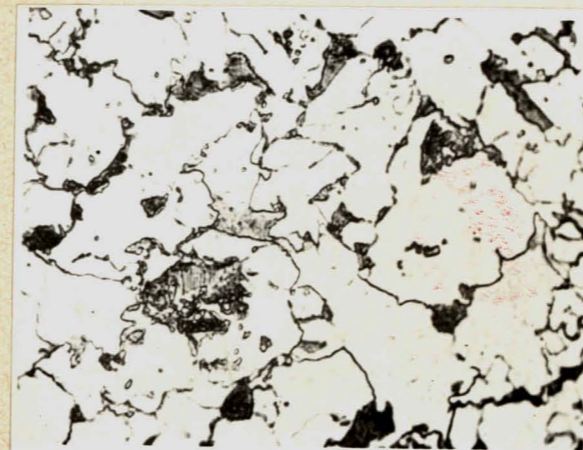
Rys. 14 Wykres przemiany austenitu przy ciągłym chłodzeniu.



Rys. 14a Struktura stali chłodzonej wg krzywej VI



Rys. 14b Struktura stali chłodzonej wg krzywej V



Rys. 14c Struktura stali chłodzeniu wg krzywej IV



Rys. 14d Struktura stali chłodzonej wg krzywej III

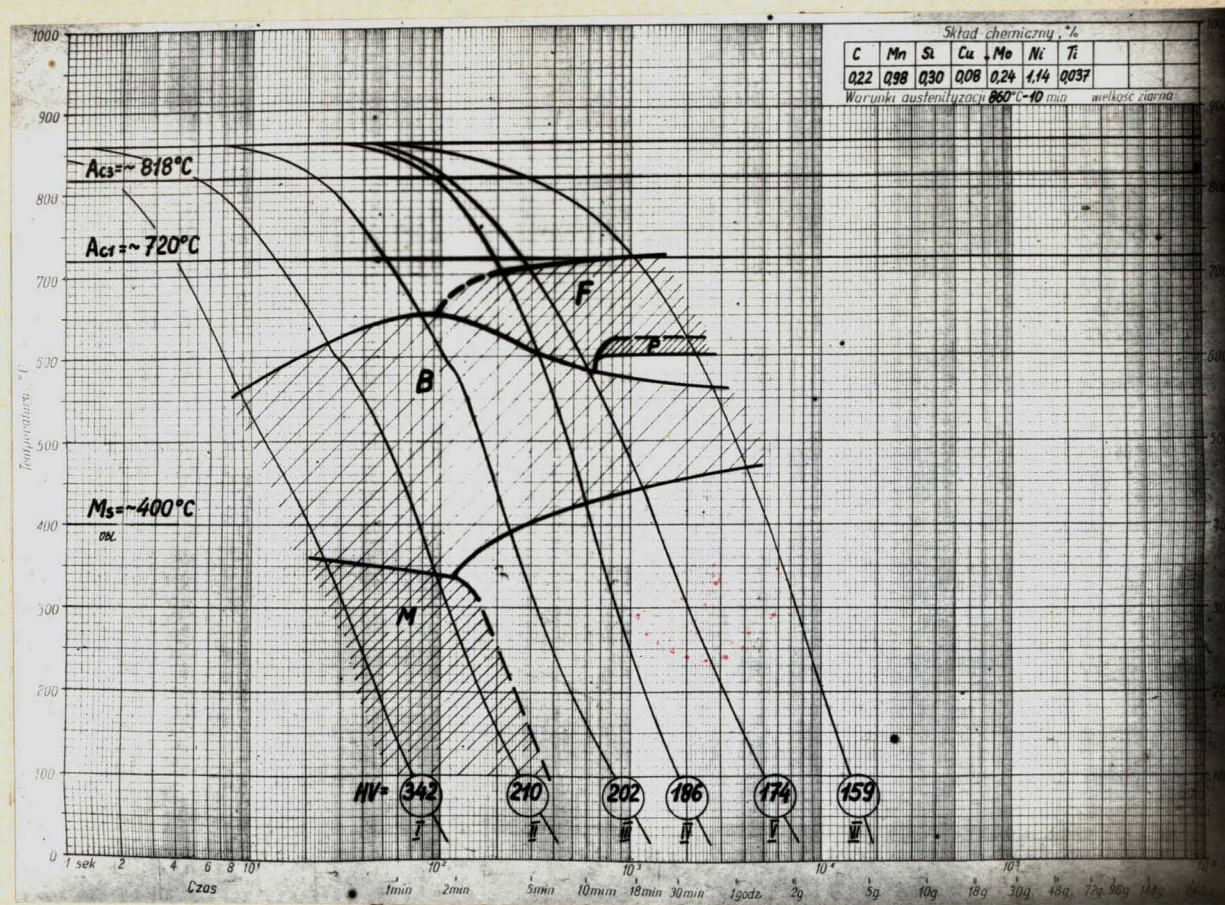


Rys. 14e Struktura stali chłodzonej wg krzywej II

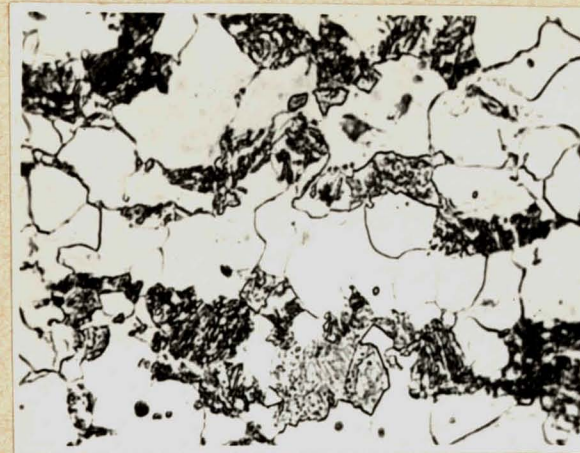


Rys. 14f Struktura stali chłodzonej wg krzywej I

Gatunek stali Nr 11



Rys. 15 Wykres przemiany austenitu przy ciągłym chłodzeniu.



Rys. 15a Struktura stali chłodzonej wg krzywej VI



Rys. 15b Struktura stali chłodzonej wg krzywej V



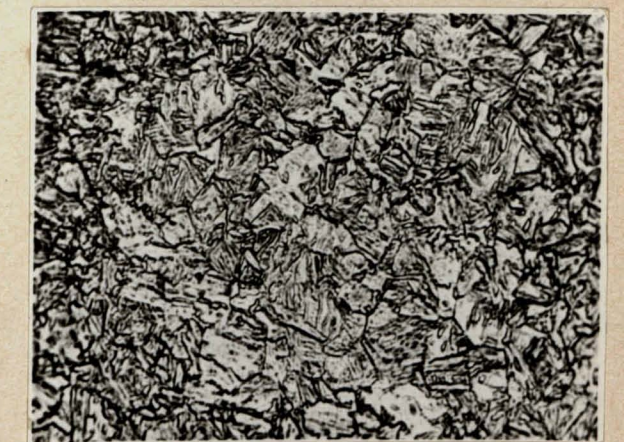
Rys. 15c Struktura stali chłodzonej wg krzywej IV



Rys. 15d Struktura stali chłodzonej wg krzywej III



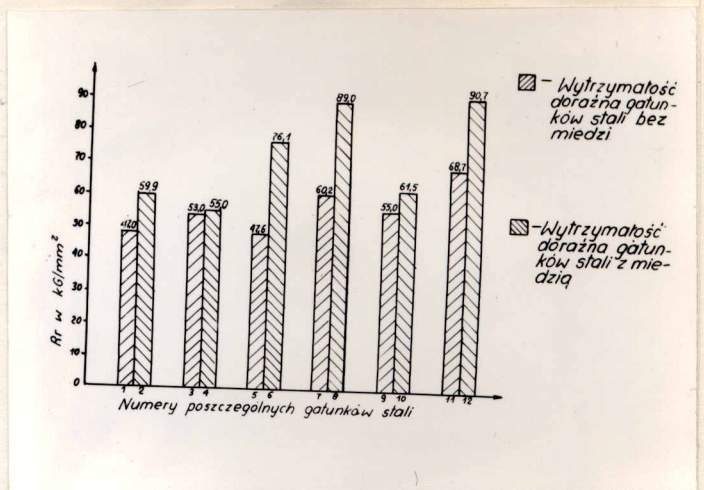
Rys. 15e Struktura stali chłodzonej wg krzywej II



Rys. 15f Struktura stali chłodzonej wg krzywej I

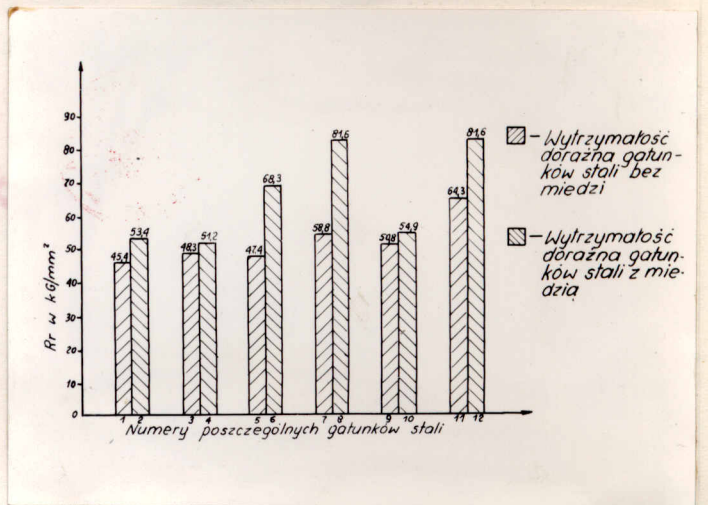
Rys. 17

Wytrzymałość doczołna 12-tu gatunków stali w stanie anormalizowanego.



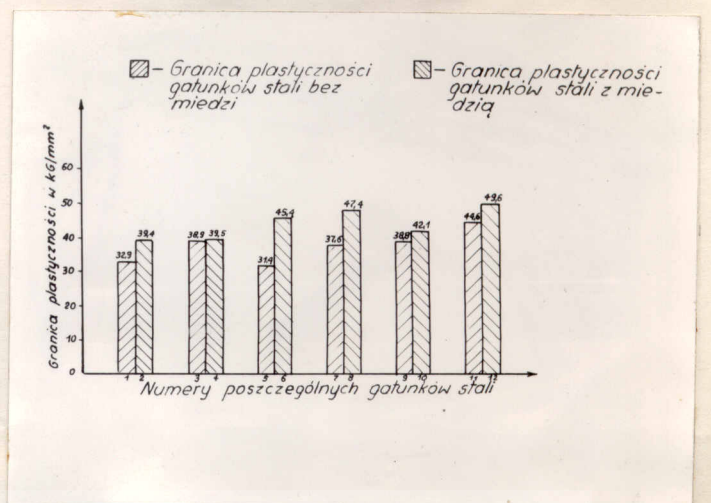
Rys. 18

Wytrzymałość doczołna 12-tu gatunków stali w stanie anormalizowanego i odpuszczonego po normalizacji.



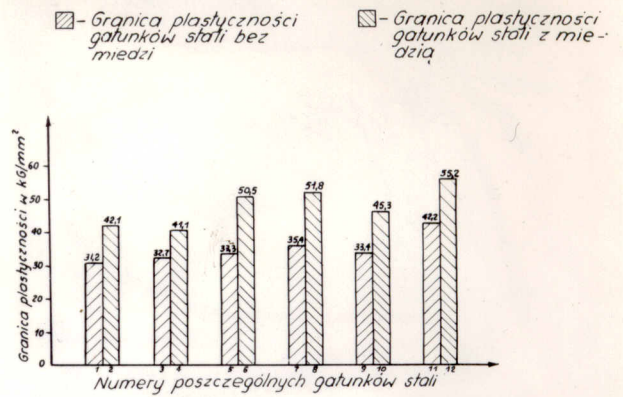
Rys. 19

Granica plastyczności 12-tu gatunków stali w stanie anormalizowanego.



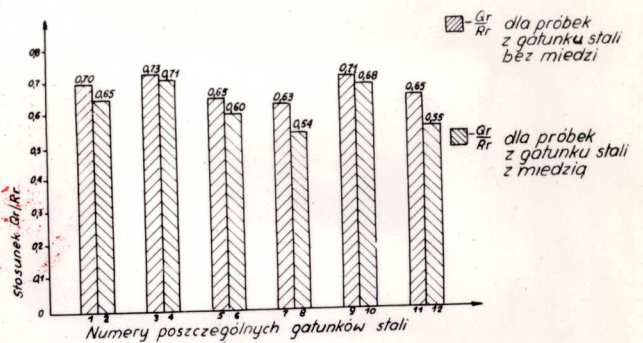
Rys. 20

Granica plastyczności 12-tu gatunków stali w stanie znormalizowanym i odpuszczonym po normalizacji.



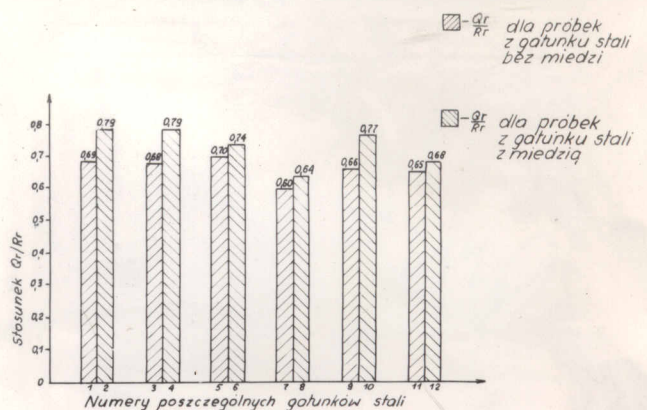
Rys. 21

Wpływ składników stopowych na stosunek Q_r/R_r 12-tu gatunków stali w stanie znormalizowanym.



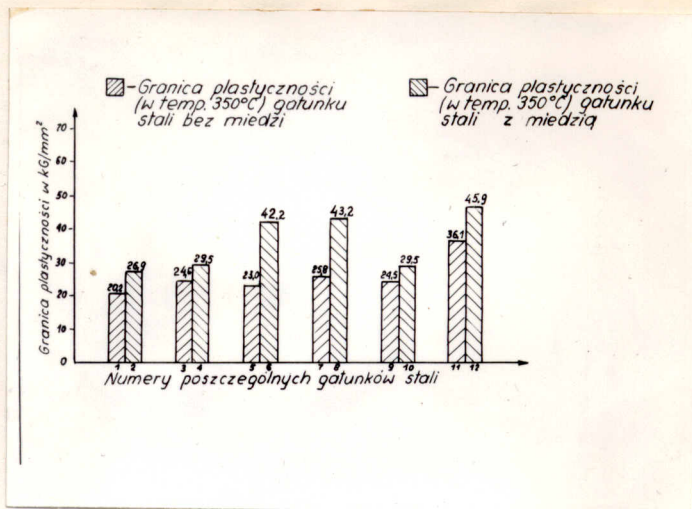
Rys. 22

Wpływ składników stopowych na stosunek Q_r/R_r 12-tu gatunków stali w stanie znormalizowanym i odpuszczonym po normalizacji.



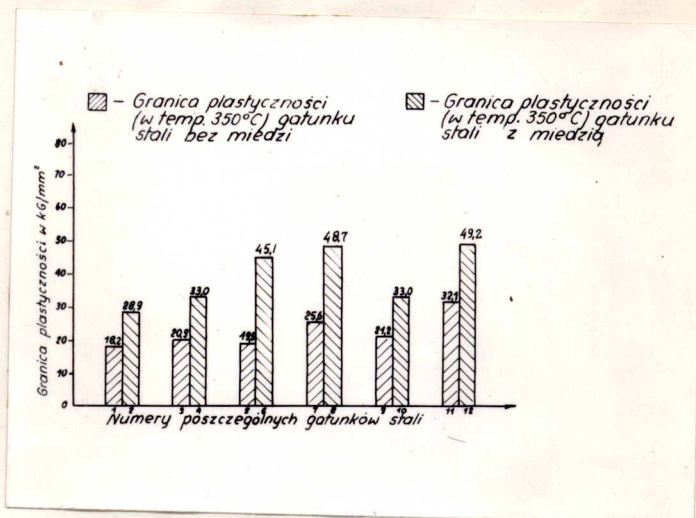
Rys. 23

Granica plastyczności
w temperaturze 350°C
12-tu gatunków stali
w stanie znormalizowa-
nym.



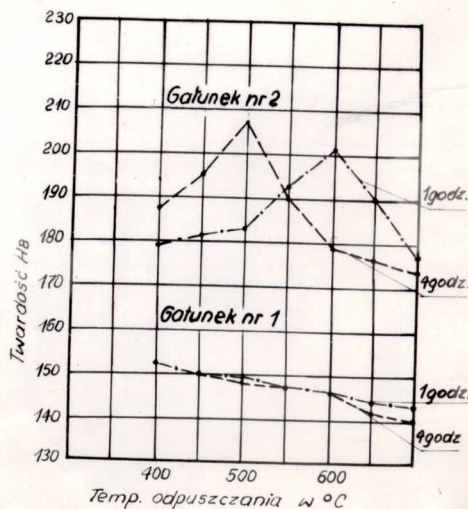
Rys. 24

Granica plastyczności
w temperaturze 350°C
12-tu gatunków stali
w stanie znormalizowa-
wanym i odpuszczonym
po normalizacji.



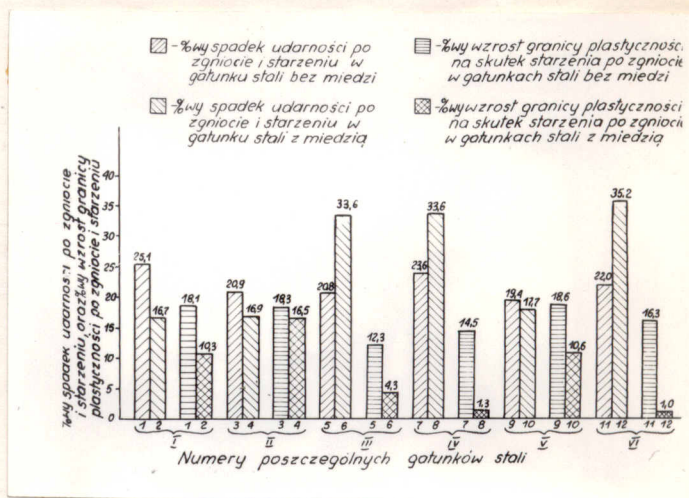
Rys. 25

Wpływ czasu i temperatury
odpuszczenia na twardość
stali normalizowanej
z gatunku 1 i 2.



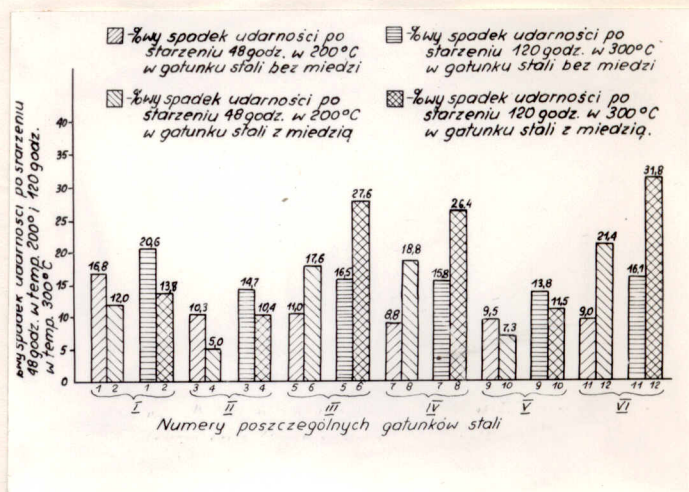
Rys. 26

Wpływ miedzi i molibdenu na procentowy spadek udarności i procentowy wzrost granicy plastyczności po zgnieciu równym 6% i starzeniu.



Rys. 27

Wpływ miedzi i molibdenu na procentowy spadek udarności po starzeniu temperaturowym.

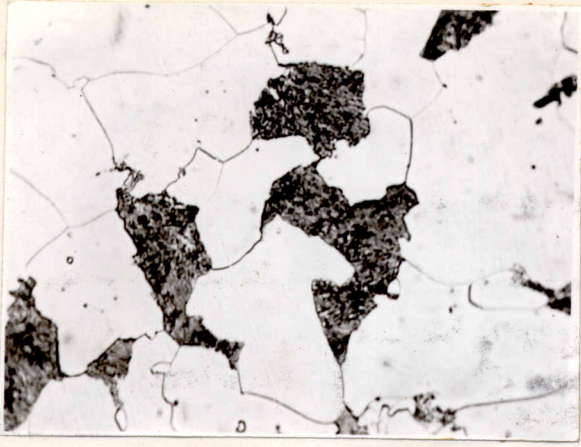


Tablica 33.

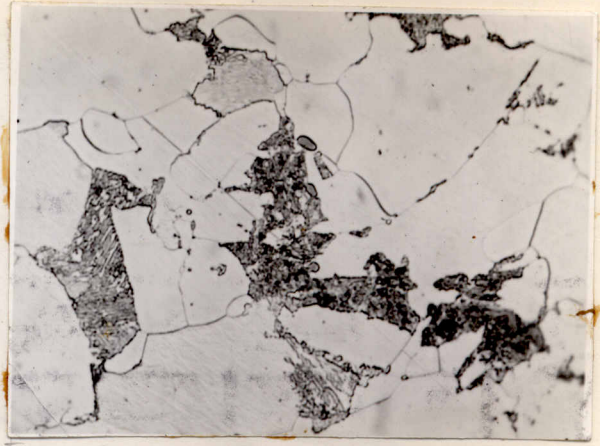
Opis struktur stali z gatunków 1,2,3,4,5,7,9,10 i 11.

Nr rys.	Nr gatunku	Obróbka cieplna				Fosforowanie	Opis struktury
		Temp. norm. °C	Czas norm. w min.	Temp. odp. °C	Czas odp. w godz.		
28 i 28a	1,2,3, 4,5,9 i 10	920	20	650	4	800	Struktura ferrytyczna z drobnym perlitem przejawiającym tendencję do koagulacji po odpuszczeniu
29 i 29a	7	920	20	650	4	800	Struktura przedstawiająca drobny siarny perlit, ferrytu i bainitu
30 i 30a	11	920	20	650	4	800	Jak rys. 29 i 29a z wyraźnie zmniejszającą się ilością ferrytu

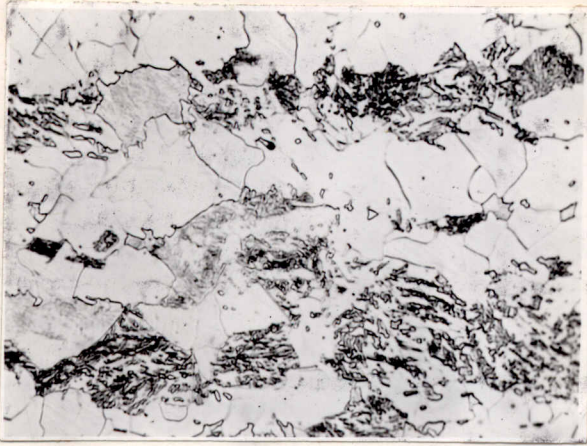
Uwaga: Rysunki od 28 - 30 przedstawiają strukturę w stanie normalizowanym, natomiast rysunki 28a - 30a struktury w stanie odpuszczonym po normalizacji.



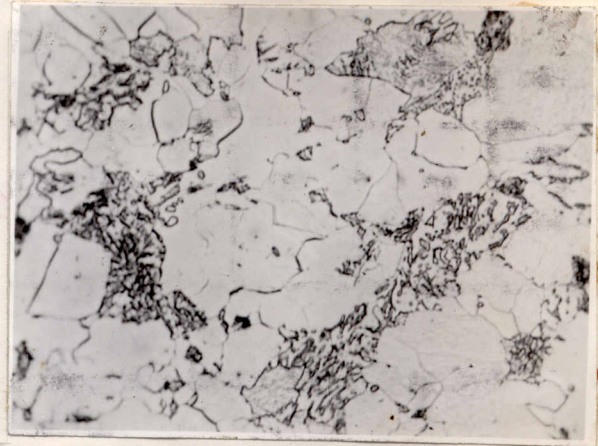
rys. 28



rys. 28a



rys. 29



rys. 29a



rys. 30



rys. 30a

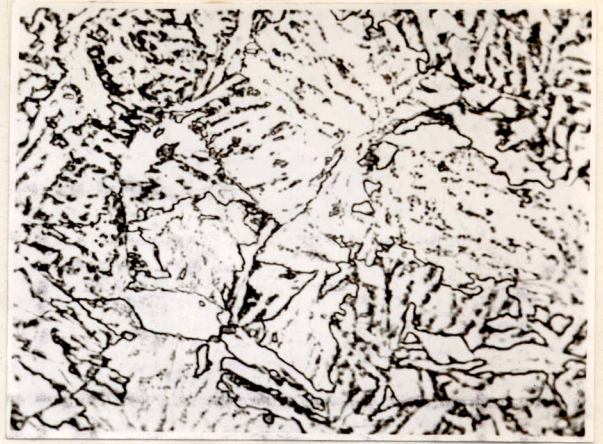
Opis struktur stali z gatunków 6, 8 i 12.

Nr rys.	Nr gatunku	Obróbka cieplna				Powiększenie x	Opis struktury
		Temp. norm. °C	Czas norm. w min.	Temp. odp. °C	Czas odp. godz.		
31 i 31a	6	920	20	650	4	800	Struktura baigityczna z sprudycznymi siarnami perlitu i niesmacznymi siarnami ferrytu
32 i 32a	8	920	20	650	4	800	Jak rys. 31 i 31a z mniejszą ilością siarn perlitu i ferrytu
33 i 33a	12	920	20	650	4	800	Jak rys. 31 i 31a z jeszcze bardziej mniejszą ilością siarn perlitu i ferrytu

Uwaga: Rysunki od 31 - 33 przedstawiają struktury w stanie znormalizowanym, natomiast rysunki 31a - 33a struktury w stanie odpuszczonym po normalizacji.



Rys. 31



Rys. 31a



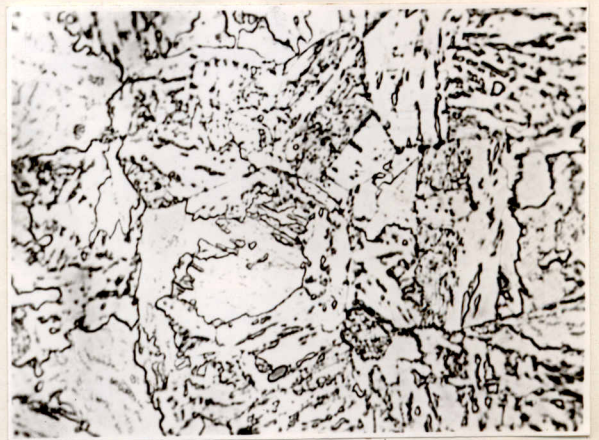
Rys. 32



Rys. 32a



Rys. 33



Rys. 33a

Tablica 35.

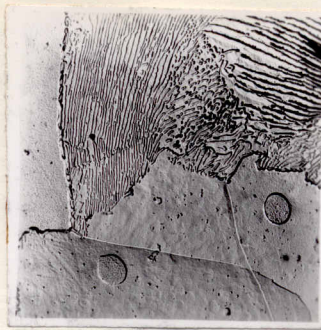
Struktura stali z gatunku 1 i 2 po obróbce

jak niżej.

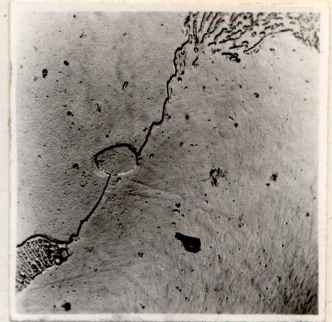
Nr rys.	Nr gatunku stali	Struktura	Przebieganie
34	1	Struktura stali normalizowanej w temperaturze 920°C, t = 20 min. z następnym chłodzeniem razem z piecem - struktura ferrytyczno-perlityczna	800
34a i b	1	Struktura jak wyżej	3500
35	1	Struktura stali normalizowanej jak wyżej i odpuszczanej w temperaturze 650°C przez 4 godziny - struktura ferrytyczno-perlityczna z tendencją do koagulacji cementytu perlitycznego	800
35a i b	1	Struktura jak wyżej	3500
36	2	Struktura stali normalizowanej w temperaturze 920°C, t = 20 min. z następnym chłodzeniem razem z piecem - struktura ferrytyczno-perlityczna	800
36a i b	2	Struktura jak wyżej	3500
37a	2	Struktura stali normalizowanej jak wyżej i odpuszczanej w temperaturze 650°C przez 4 godziny - struktura ferrytyczno-perlityczna z jeszcze większą tendencją do koagulacji cementytu perlitycznego jak w gatunku stali 1.	800
37a i b	2	Struktura ferrytyczno-perlityczna z wyraźnymi wydzieleniami miedzi w siarnach ferrytu.	3500



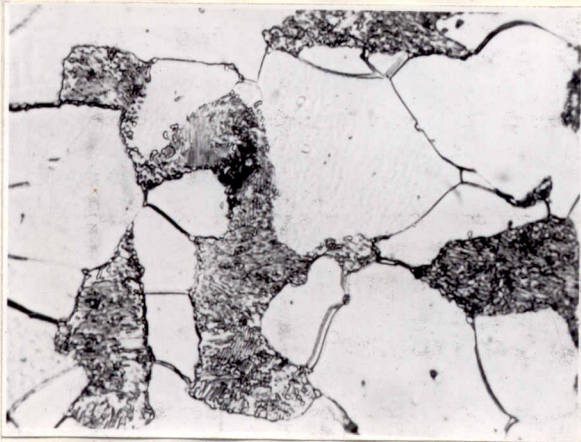
rys. 34



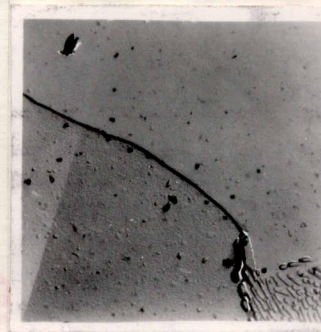
rys. 34a



rys. 34b



rys. 35



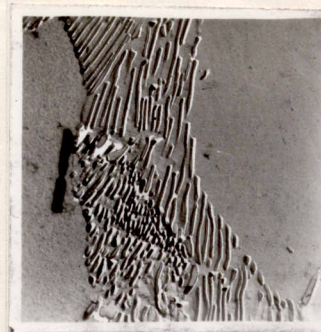
rys. 35a



rys. 35b



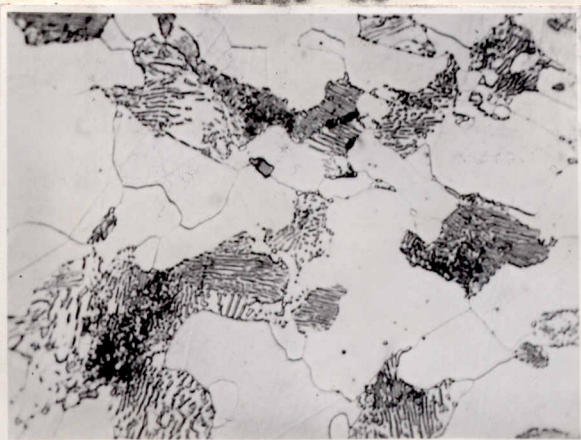
rys. 36



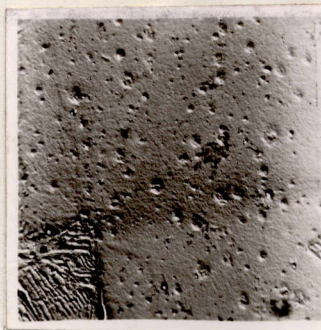
rys. 36a



rys. 36b



rys. 37



rys. 37a



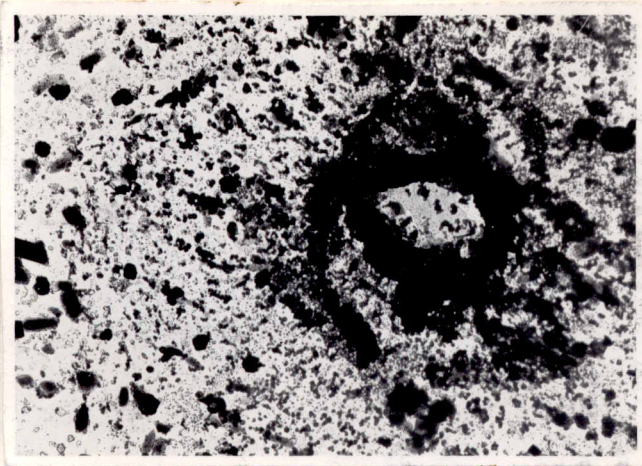
rys. 37b

Opis struktur stali z gatunków 1 i 2.

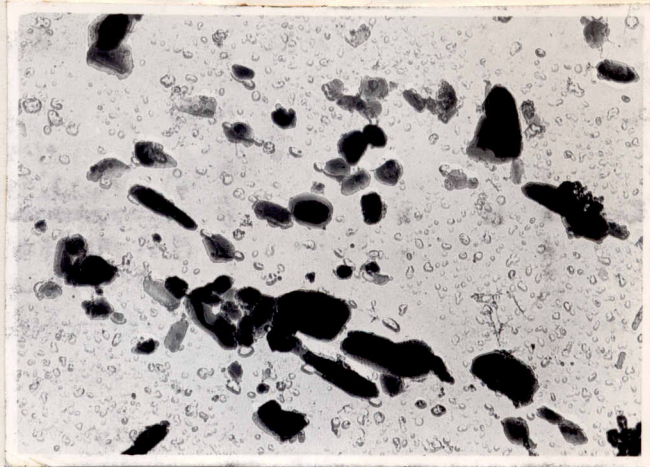
Nr rys.	Nr gatunku	Obróbka cieplna X/	Struktura	Powiększenie \times
38	2		Struktura po przesyconiu i odpuszczeniu, jasno tło ferrytyczne z drobnymi wydzieleniami Cu, wokół skupienia Cu_2O , oraz rzadko występujące wydzielenia Fe_3C .	5000
39	2		Struktura jak wyżej - płytkowe wydzielenia Fe_3C , oraz bardzo drobne wydzielenia Cu.	10000
40	4		Struktura po przesyconiu i odpuszczeniu, jasno tło ferrytyczne z wydzieleniami nielicznymi wewnątrz siarn ferrytu, oraz wyraźne wydzielenia Fe_3C na granicach siarn.	5000
41	4		Struktura jak wyżej - regularnie wydzielenia Fe_3C tak na granicach jak i wewnątrz siarn ferrytu.	10000

Nadryśnięcie "obróbka cieplna"

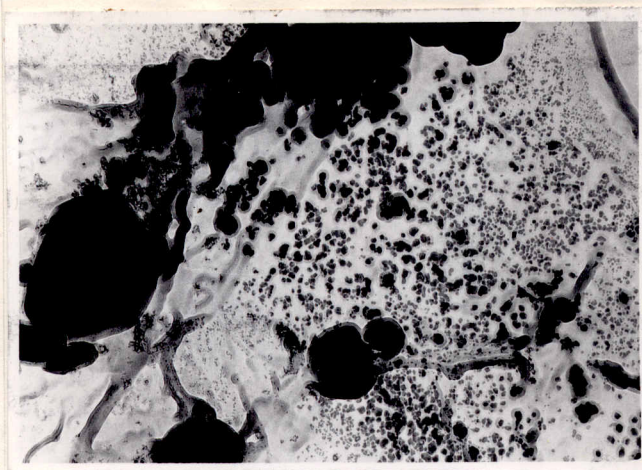
X/ - wszystkie próbki z których wykonano zdjęcia mikrostruktury były nagrzewane do temperatury $920^{\circ}C$, $t = 30$ minut z następnym ochłodzeniem razem z piecem do temperatury $780^{\circ}C$ z której to szarutowano w wodzie i odpuszczono w temperaturze $650^{\circ}C$ przez 30 godzin.



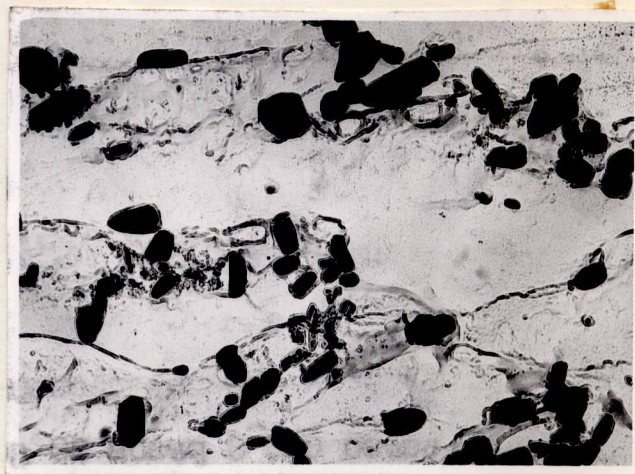
Rys. 38



Rys. 39



Rys. 40



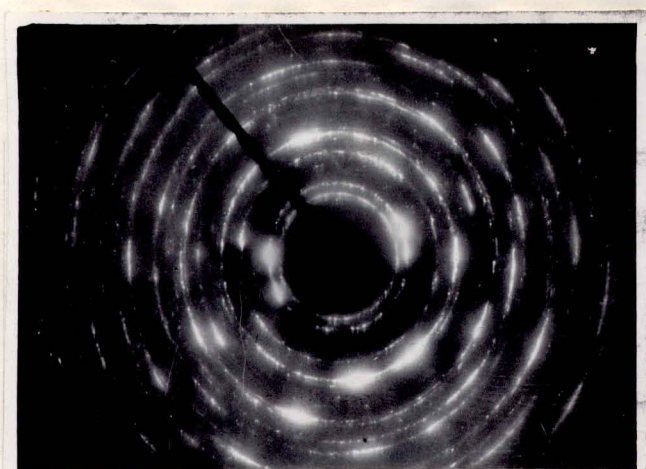
Rys. 41

Opis dyfraktogramów.

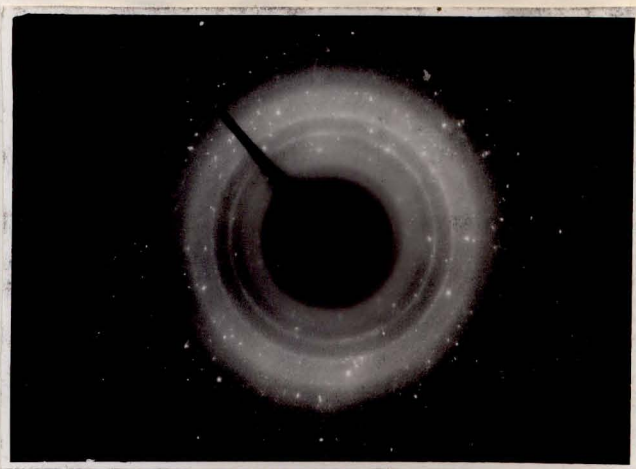
Nr rys.	Nr gatunku stali	Obróbka cieplna X/	Opis rysunku
42	-		Dyfraktogram usorcowy czystego złota.
43	2		Dyfraktogram drobnych wydzieleni Cu z rys. 38.
44	2		Dyfraktogram skupisk Cu_2O z rys. 38 i drobnych wydzieleni Cu.
45	4		Dyfraktogram drobnych wydzieleni Cu z rys. 40.

Nubryka "obróbka cieplna"

X/ - wszystkie próbki z których wykonano zostały dyfraktogramy były nagrzewane do temperatury $920^{\circ}C$, $t=30$ min., z następnym ochłodzeniem razem z piecem do temperatury $760^{\circ}C$, z której to szarutowano w wodzie i odpuszczono w temperaturze $650^{\circ}C$ przez 20 godzin.



Rys. 42



Rys. 43



Rys. 44



Rys. 45

48.2