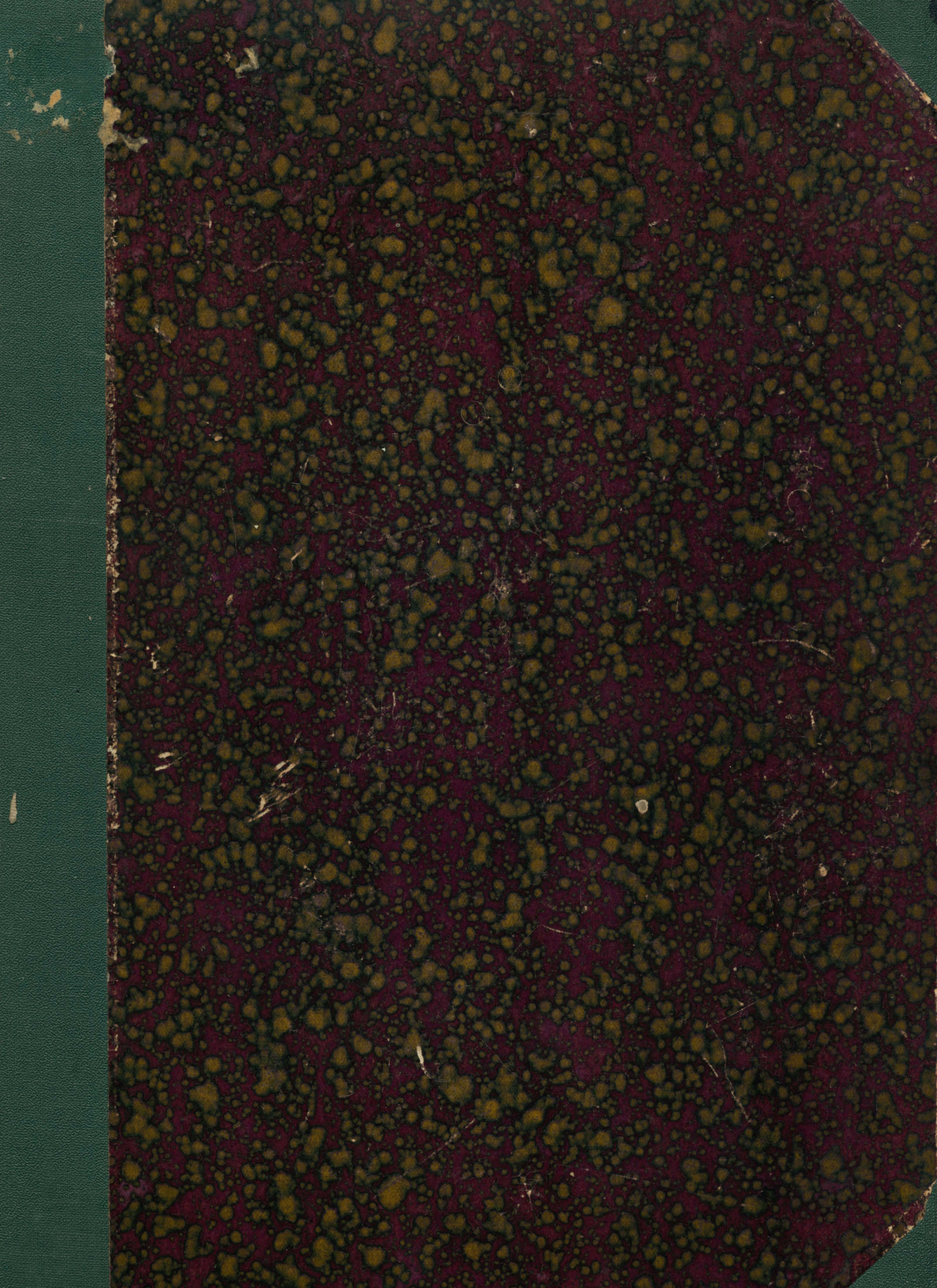
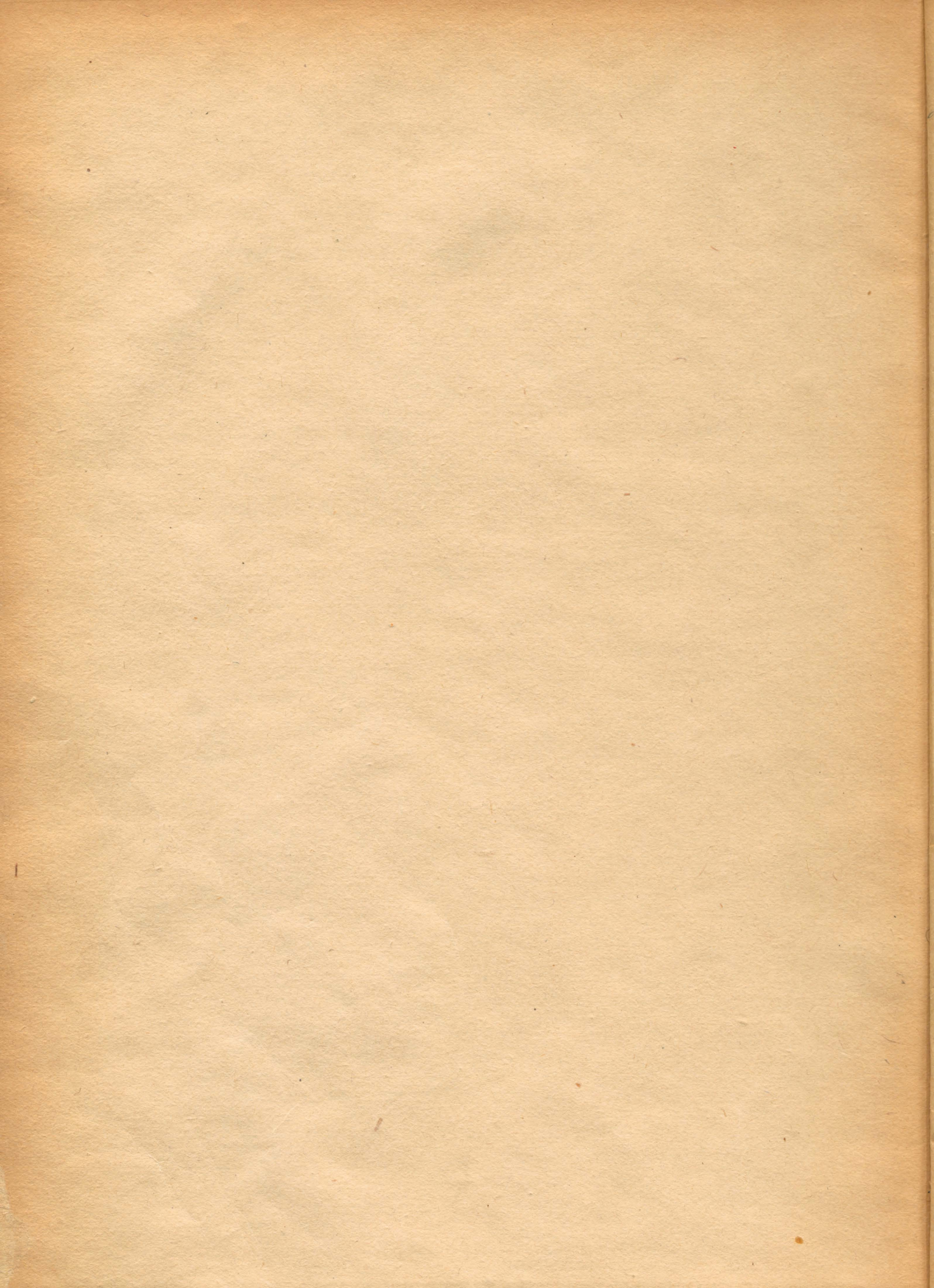




100



3417
DR. INŻ. I. FESZCZENKO-CZOPIWSKI
PROF. AKADEMJI GÓRNICZEJ W KRAKOWIE

BLACHY KOTŁÓW PAROWYCH

ODBITKA Z TECHNIKI CIEPLNEJ

WARSZAWA, 1928 -- NAKŁADEM AUTORA

I. FESZCZENKO - CZOPIWSKI
PROF. AKAD. GÓRNICZEJ W KRAKOWIE.

*do Biblioteki głównej
Akad. Górniczej w Krakowie
aut. 19/XII 27*

BLACHY KOTŁÓW PAROWYCH

MATERJAŁ, OBRÓBKA TERMICZNA (ULEPSZANIE),
RYSY, SPAWANIE BLACH KOTŁOWYCH I ULEPSZANIE
SZWU SPAWANEGO DROGĄ OBRÓBKİ TERMICZNEJ.

ODBITKA Z TECHNIKI CIEPLNEJ.

1 9 2 7

NAKŁADEM TECHNIKI CIEPLNEJ
WARSZAWA, UL. FREDRY 2.

do Biblioteki Główny
w Warszawie
w dniu 1958



III. 41868

N2B 12672



~~3114~~
~~8.346~~

III 15526

BIBLIOTEKA GŁÓWNA AGH



1000327425

BLACHY KOTŁÓW PAROWYCH.

§ 1. Ciśnienie wewnętrzne w kotle parowym można przyrównać do jakiegoś statycznego obciążenia działającego w kierunku prostopadłym do powierzchni ścian kotła. Obciążenie ścian kotła parowego nie jest ściśle stałe, lecz waha się od 0 do danego roboczego ciśnienia. Tym długotrwałym obciążeniem powinien z powodzeniem przeciwdziałać materiał kotła parowego. Na tej podstawie wymaga się od materiału blach kotłowych, aby był dostatecznie sprężystym i dostatecznie ciągliwym. Wszystkie te bardzo cenne właściwości rzadko udaje się połączyć razem w jednym gatunku materiału, ponieważ zwiększając jedną lub dwie z nich (wytrzymałość i sprężystość) ponosimy stratę na trzeciej (ciągliwość), w miarę zaś zwiększenia ciągliwości zmniejsza się w pewnej mierze *wytrzymałość* materiału i jego sprężystość. Do niedawna, dopóki powstające w metalu pod działaniem ciśnienia pary naprężenia nie przekraczały pewnych granic, nie było potrzeby szukać jakiegoś ulepszonego materiału i tak zwana małowęglista, wysokociągława blacha kotłowa całkowicie odpowiadała wymaganiom techniki.

Ze wzrostem jednak ciśnienia roboczego w kotłach parowych, wzrastały wymagania konstruktorów. Do budowy wysokoprężnych kotłów parowych potrzebna jest blacha o wysokiej ciągliwości a jednocześnie o odpowiedniej sprężystości i wytrzymałości.

Odpowiedzią ze strony metalurgów na te wymogi było: dostarczenie na rynek tych samych blach z żelaza małowęglistego w odpowiedni sposób termicznie obrobionych (ulepszonych), a dalej, w miarę dalszego wzrostu ciśnienia roboczego w kotle, dostarczanie stali stopowych, przeważnie również małowęglistych niklowych, w czasach ostatnich nawet z małymi dodatkami molibdenu, tak samo odpowiednio termicznie obrobionych.

§ 2. Zasadniczym wymaganiem stawianym materiałowi, służącemu do budowy kotłów przez konstruktorów, fabrykantów i inspekcję jest jego czystość. Ideałem jest minimalna zawartość wszelkich obcych domieszek zarówno tych, które z dawien dawna słusznie uważano za szkodliwe np. fosfor (zwłaszcza w stalach niklowych), siarka, azot, tlen, jak i tych, które uważa się za obojętne w pewnych procentowych granicach, jak krzem i mangan. Obecność tego ostatniego w pewnych stosunkowo niewielkich ilościach uważa się za dowód że dany materiał był w odpowiednim czasie (pod koniec wytapiania) należycie odtleniony. Jednak i o obu tych dwóch zwykłych domieszkach miękkiego żelaza a zwłaszcza o manganie

nie można powiedzieć wiele dobrego, z punktu widzenia wytrzymałości i ciągliwości blachy kotłowej. Po wykonaniu swego głównego zadania: uzdrowienia metalu zapomocą odtlenienia go, przechodzą resztki manganu i krzemu, znajdujące się w płynnym jeszcze metalu w stały roztwór żelaza. Znajdując się jednak w metalu w nadmiernych ilościach odgrywają ^{mangan} one niszczącą do pewnego stopnia rolę podczas pracy takiego materiału. Tak np. R. H. Greaves i A. Jones (Iron and Steel, 1925. I. 231) określili, że zwykle stale małowęgliste przy zawartościach już około 2% manganu wyraźnie wykazują znaczną kruchość, pochodzącą od wyżarzania (względnie od odpuszczania w stalach uszlachetnionych). W podobny sposób ujawnia się wpływ manganu w stalach stopowych np. w stalach niklowych, a zwłaszcza w stalach chromoniklowych nawet przy jeszcze mniejszych zawartościach procentowych. Należy przytem pamiętać, że szkodliwe wpływy fosforu i manganu sumują się, i jedna z tych domieszek może do pewnego stopnia zastąpić miejsce drugiej. Można wprawdzie w znacznym stopniu usunąć to szkodliwe działanie. Dodatek molibdenu w zupełności usuwa „wrażliwość“ stali na „kruchość wyżarzania“ spowodowaną obecnością manganu oraz również na „kruchość na zimno“, spowodowaną obecnością fosforu; już 0,3—0,5% molibdenu okazuje uzdrawiający wpływ i przeciwdziała szkodliwym wpływom domieszek manganu i fosforu.

Tego rodzaju wady, zależne od składu chemicznego można w znacznej mierze wyrównać przez odpowiednią obróbkę termiczną. Należy jednak pamiętać, że wewnętrzne naprężenia, pozostające w metalu po takim sposobie obróbki termicznej (składającej się początkowo z szybkiego ochładzania— hartowania, a następnie z odpuszczania) będą tem większe, im wyższą była temperatura hartowania i im przy niższej temperaturze i przez krótszy czas odbywał się proces odpuszczania. Jeśli zatem temperatura poprzedzającego hartowania była za wysoka, należy stosować ochładzanie nie w wodzie lecz na powietrzu lub w takim ośrodku, aby szybkim ochłodzeniem można było zejść do temperatury około 400°, dalsze zaś ochładzanie powinno odbywać się powoli i stopniowo.

§ 3. Metal może posiadać pewne wady pochodzące od zastygania. Pewnego rodzaju niejednorodność metalu pochodzi od naturalnej niejednorodności wydzielających się podczas procesu zastygania tak zwanych kryształów mieszanych, w których znajdują się w stanie rozpuszczonym domieszki żelaza: mangan, krzem, fosfor, węgiel, nikiel i azot. W żelazie ochłodzonym od temperatury powyżej przemian allotropowych cała siarka, znajdująca się w postaci wtrąceń

FeS lub MnS i tlen znajdujący się w postaci FeO układają się w przestrzeniach międzykrystalicznych, oddzielających jeden kryształ metalicznego konglomeratu od drugiego.

Kryształy mieszane, powstające w czasie procesu krzepnięcia, mogą różnić się składem chemicznym w zależności od ilości domieszek, znajdujących się w roztworze stałym i niezależnie od szybkości ochłodzenia (sprzyja ono jedynie rozdrobnieniu ziaren). Dzieje się to podług odpowiednich praw naturalnych i często nie można usunąć tych różnic przy pomocy „sił dyfuzji“, działających w kierunku ujednorodnienia podczas krzepnięcia takiego stopu. Siły dyfuzji często nie są w stanie pokonać „oporów dyfuzji“, występujących w samym metalu głównie jako skutek wszelkiego rodzaju ubocznych wtrąceń, stanowiących mechaniczne przeszkody dla procesu ujednorodnienia. Do takich przeszkód należy zaliczyć w pierwszym rzędzie żuźle, znajdujące się na granicach kryształów, głównie tlenki, siarczki, rzadziej krzemiany i fosforany, następnie wszelkiego rodzaju pęcherze, puste miejsca, bańki, ryski mikroskopowe, wszystko to składa się na „zewnątrzne“ opory dyfuzji. Niemalą trudność przedstawiają i te uboczne wtrącenia (np. krzem, fosfor, mangan), które zajmując określone miejsca w siatce przestrzennej pewnych elementów metalicznego kryształu osłabiają zdolność metalu do ujednorodnienia za pomocą dyfuzji nawet w pojedynczym kryształku a to wskutek swej naturalnej bezwładności (pochodzącej od większej atomowej objętości np. $P = 13,1$ $Si = 12,1$ a $Fe = 7,1$) lub wskutek indywidualnych przyczyn (jak to ma miejsce z Mn , którego atomowa objętość wynosi 7,4, co później występuje w postaci kruchości wyżarzania i słabej odporności na gwałtowne uderzenia). Przyczyny te składają się na tak zwane „wewnętrzne“ opory dyfuzji. Stąd powstaje niejednorodność metalu związana z warunkami jego tworzenia się (krzepnięcia).

§ 4. Różne miejsca w tym samym zlewku metalu różnią się swym składem chemicznym. Największą ilość zanieczyszczeń głównie żużli gromadzi się w okolicach jamy usadowej w górnej części zlewka. Najzdrowszą i najbardziej jednorodną w swym składzie chemicznym częścią jest środek i dół. Największą zdolność do likwacji wykazuje siarka i fosfor, następnie węgiel a wreszcie mangan. Tak np. *Talbot* określił, że wahania w zawartości siarki w żelazie mogą dochodzić do 337%, fosforu do 279%, węgla do 150%, manganu do 35%. Późniejsze badania *Wüst'a* i *Felsler'a*, przeprowadzone na miękkim żelazie ustaliły mniejszą skalę wahań, a mianowicie: dla siarki—130%, fosforu—66%, węgla—26%. Jednak nawet i te znacznie mniejsze wahania w składzie chemicznym jednego zlewka muszą bezwarunkowo w silnym stopniu odbijać się na mechanicznych właściwościach materiału, w zależności od miejsca zlewka, skąd wycięto próbkę do badań. Dla żelaza miękkiego o składzie: $Mn = 0,48\%$, $P = 0,05\%$, $S = 0,04\%$, $Si = 0,016\%$ znaleźli *Wüst* i *Felsler*, że wytrzymałościowe właściwości prób wziętych z głowy zlewka, z jego środka bliżej do głowy, następnie ze środka bliżej spodu i wreszcie z dolnej części zlewka wykazały takie wahania:

	R—42,8 kg/mm ² A—26% C—39,2% U—6,9 kgm/cm ²				
główna					
środek	góra	41,7	„	28,2	38,5
	dół	40,7	„	30,5	43,6
dolna część		38,9	„	30,9	44,6

Im większa zawartość węgla tem większe będą wahania w składzie chemicznym różnych miejsc jednego zlewka.

Najwięcej kłopotu powoduje tlen; z tego powodu, w celu całkowitego odtlenienia dodają przed odlewem glin, a czasami przy droższych odlewach i tytan.

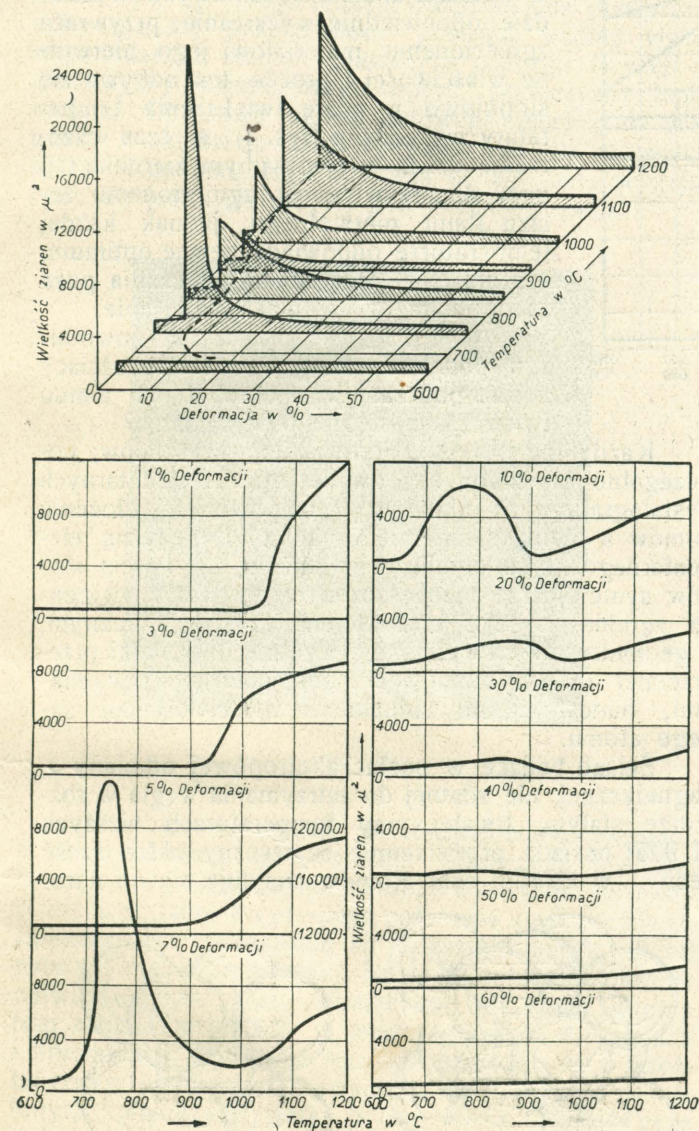
Aż do wojny (do 1914 r.) istniały surowe przepisy, zabraniające używania materiału z miejsc bliskich do jam usadowych w zlewkach na tak odpowiedzialne wyroby, jak blachy kotłowe. Dlatego odrzucano przymusowo 20—25% z górnej części zlewka. Wojenne i powojenne wymagania były znacznie lżejsze. Z tego powodu obecnie pracuje dużo kotłów parowych, zbudowanych z blach, wykonanych z górnej części zlewka, silnie zanieczyszczonych żużlem i posiadających budowę warstwową.

Powstawanie metalu od jego stanu płynnego aż do końca krzepnięcia już w postaci zlewka odgrywa jak widać wielką rolę. Dla ustalenia wszystkich działających tu czynników ważne znaczenie posiada analiza chemiczna.

§ 5. W celu nadania ostatecznej postaci i odpowiednich wymiarów poddaje się zlewki mechanicznej obróbce (walcowaniu) przy wysokich temperaturach. Warunki w których to walcowanie się odbywa wpływają nań w bardzo wysokim stopniu. Umówimy się przytem używać określenia „stopień obróbki“ podczas walcowania w znaczeniu zmniejszenia poprzecznego przekroju w procentach pierwotnego przekroju.

Okazuje się, że bardzo mały stopień obróbki przy najwyższych temperaturach walcowania (1110°—1200°) wywołuje silne rozrastanie się ziaren; po ochłodzeniu materiał staje się gruboziarnistym, posiadającym wszystkie wady wynikające z tego stanu (osłabienie ciągliwości). Odwrotnie wielkie stopnie obróbki przy tych wysokich temperaturach walcowania powodują w swem następstwie stosunkowo drobnoziarnistą budowę metalu, odznaczającą się większym stopniem ciągliwości (rys. 1). Małe stopnie obróbki do 1% przy 1000° walcowania, a do 6,5% przy umiarkowanej temperaturze walcowania około 750°, względnie do krzywej kropkowanej na rys. 1 nie wywołują żadnego wpływu na dalszy rozrost ziaren podczas ochładzania metalu po zakończeniu takiej stosunkowo słabej obróbki. Jednak każda z tych temperatur walcowania posiada określony dla danego materiału, stały „krytyczny“ stopień w zakresie małych stopni obróbki, po przekroczeniu którego, choćby nieznacznie nawet, dostaje się metal w zakres następnego gwałtownego wzrostu ziaren. Maksymalny skutek zauważyć można przy temperaturze walcowania około 750°, minimalny zaś przy 950°. Przy temperaturze walcowania około 650° nie spostrzeżono praktycznie żadnego późniejszego rozrastania się ziaren. W miarę zwiększania temperatury walcowania zmniejsza się ten bezwładny zakres małych stopni obróbki, przy temperaturze 750° osiąga on wartość 6,5%, przy 1100° bardzo nieznaczne stopnie obróbki znacznie mniejsze od jednego procentu powodują następnie gwałtowne rozrastanie się ziaren. Z drugiej strony największy zakres takich gwałtownych wzrostów przypada na temperaturę walcowania — 925° przy 6,5 do 10,0% stopni obróbki i rozszerza się w miarę podwyższenia lub obniżenia temperatur walcowania. Wyższe stopnie obróbki dają coraz to mniejsze średnie rozmiary ziaren. Stąd wynika, że jakiś stosunkowo wysoki stopień obróbki (około 30%) zabezpiecza w następstwie przy wszelkich temperaturach walcowania

od możliwości rozrastania się ziaren, chociaż wszystkie ziarna będą tem większe, im przy wyższej temperaturze zakończono walcowanie. Rys. 1 — w dolnej swej części przedstawia krzywe rozrastania się ziaren w zależności od temperatury końcowej walcowania dla następujących stopni obróbki. 1, 3, 5, 7, 10, 20, 30, 40, 50, 60%. Na tej postawie można zrobić następujące wywody: 1) Słabe stopnie mechanicznej obróbki na gorąco nie są wskazane w praktyce fabrycznej, 2) minimalnym jednorazowym skutkiem przy tem-



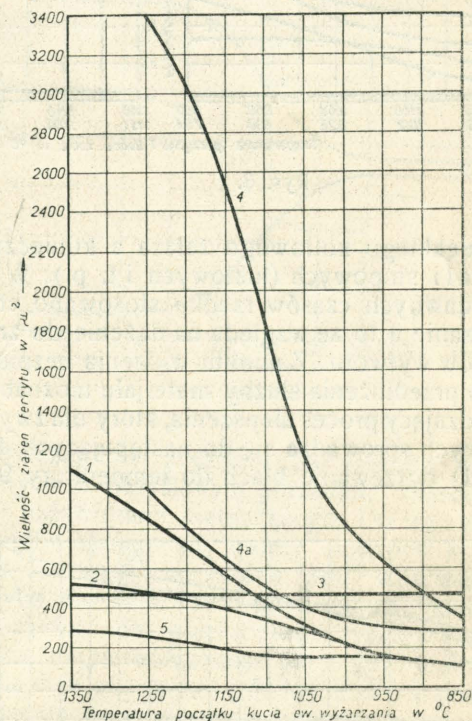
Rys. 1.

peraturach powyżej 950° — 1000° nie powinien być stopień obróbki mniejszy od 10 — 15%. Im wyższą jest temperatura walcowania, kucia i t. p., tem niebezpieczniejsze są małe stopnie obróbki mechanicznej na gorąco i tem silniejsze powinny być maszyny (walce, prasy, młoty i t. d.).

Odwrotnie, jeśli badamy przebieg zależności rozrastania się ziaren od zmniejszenia stopnia obróbki, to dochodzimy do pewnej krytycznej temperatury (gwałtownego rozrastania), poniżej której nie można zaobserwować wzrostu ziaren. W ten sposób krytyczny stopień obróbki mechanicznej na gorąco oznacza dolną

granice, powyżej której uzyskuje metal zdolność do następnej rekrystalizacji (patrz dalej § 12).

Zakres temperatur, w którym odbywa się mechaniczna obróbka (kucie, walcowanie), a również i sposób następnego ochładzania wpływa, według prof. P. Oberhoffer'a na rozmiar ziaren miękkiego żelaza zawierającego: C — 0,10%, Mn — 0,40%, Si — 0,02%, P — 0,012%, S — 0,024% (stopień obróbki 75%) tak, jak to pokazano na rys. 2, przyczem krzywa 1 odnosi się do próbki, którą po zakończeniu kucia przy odpowiedniej temperaturze ochładzano zwolna w piasku; krzywa 2 — odnosi się do takiej samej próbki ochłodzonej szybko na powietrzu; krzywa 3 — odnosi się do próbki, którą niezależnie od temperatury kucia normalizowano przez ponowne wyżarzanie przy 900° , a następnie wolno studzono. Krzywa 4 — dotyczy próbki niekutej wyżarzonej przy odpowiedniej temperaturze i powoli studzonej; krzywa 4-a — dotyczy tak samo niekutej próbki wyżarzonej przy odpowiedniej temperaturze lecz szybko studzonej. Krzywa 5 — wreszcie podaje próbkę, którą za-



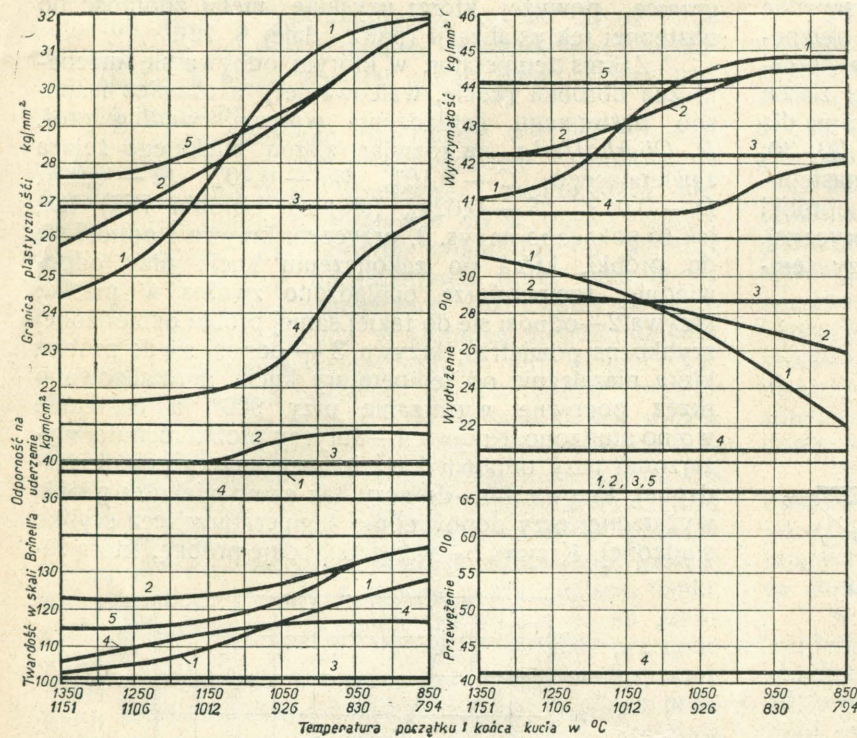
Rys. 2.

kończono kuć przy 850° a następnie szybko ochłodzono. Z rys. 3 wyraźnie wynika, że obróbka mechaniczna zwłaszcza przeprowadzona przy umiarkowanych temperaturach zwiększa znacznie wytrzymałość, twardość, nieco zmniejsza ciągliwość, a dalsze zmiany wytrzymałościowych właściwości zależą oprócz tego w znacznym stopniu od następnego sposobu obróbki termicznej. Te wszystkie zmiany zachodzą w ściślejszej i zgodnej zależności od wielkości ziarna danego materiału (por. rys. 2 i 3).

Sykes podaje następującą zależność wytrzymałości od wielkości ziarna dla stali molibdenowych:

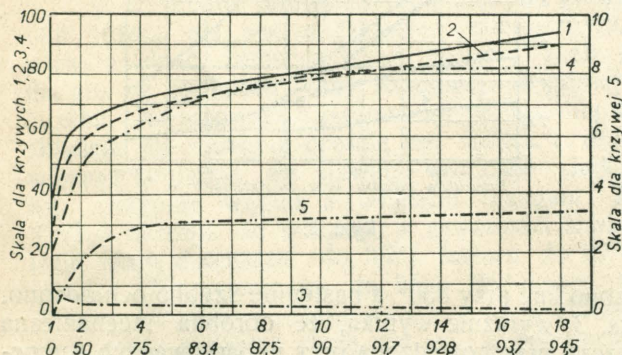
Pojedynczy kryształ wykazał wytrzymałość 22,4 kg/mm²
Kryształ o przeciętnej średnicy 0,028 mm 35,7 „
„ „ „ 0,005 mm 67,2 „

§ 6. Przewalcowane do wymaganej grubości blachy kotłowe z żelaza miękkiego, zlewne rzadko podaje się jakiegokolwiek dopełniającej obróbce termicznej. Chociaż obróbka termiczna jest bardzo pożądana dla



Rys. 3.

zwykłego miękkiego kotłowego żelaza a konieczna dla blach ze stali stopowych (niklowych i t. p.). W praktyce do niedawnych czasów rzadko stosowano choćby samo wyżarzanie a to ze względu na dążenie do zmniejszenia kosztów wytworu. Z punktu widzenia bezpieczeństwa i w celu przedłużenia służby materiału można by polecić poprzedzający proces ulepszenia, który dla zwykłych blach kotłowych sprowadza się do następujących dwóch procesów: 1) ogrzewanie blach do temperatury 900°—



Rys. 4. Według Shozu.

920° i bezpośrednie hartowanie ich w wodzie letniej, lub w oleju dla stopowych gatunków blach i 2) odpuszczanie takich blach do 650°. Zresztą o tym sposobie ulepszenia pozwolimy sobie szczegółowiej powiedzieć później (por. § 27—29).

§ 7. W dalszym ciągu podlega blacha kotłowa szeregowi operacji, które noszą ogólne miano „obróbki na zimno”. Materiał doznaje przy tem całego szeregu odkształceń, powodujących pewne zmiany w jego fizycznych, a przede wszystkim w mechanicznych właściwościach: wzrasta jego wytrzymałość, twardość, sprężystość, zmniejsza się ciągliwość, materiał doznaje

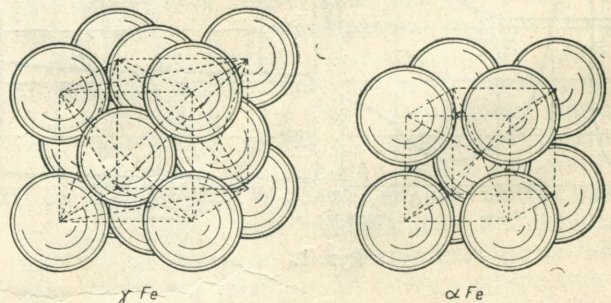
pewnego całkowitego lub miejscowego umocnienia, jednym słowem metal „zgniat się”.

Rys. 4 wyjaśnia wpływ zgniotu na mechaniczne właściwości miękkiego żelaza (C — 0,1%), według H. Alpetera. Lecz najgorszym dla blach kotłowych i ich następnej służby jest to, że ze zwiększeniem stopnia zgniotu na zimno zwiększa się kruchość materiału (pojęcie odwrotne do ciągliwości), a z tego powodu materiał staje się łamliwym. Wprawdzie odpowiednie wyżarzanie przywraca zgniecionemu materiałowi jego pierwotne właściwości i proces ten odbywa się stopniowo w miarę zwiększenia temperatury wyżarzania (rys. 4) a czas wyżarzania działa w tym samym kierunku t. j. dąży do przywrócenia zgniecionemu żelazu stanu pierwotnego, jednak każdej temperaturze odpowiada pewne optimum; przedłużenie procesu odpuszczania poza to optimum działa nieekonomicznie.

§ 8. Co jest przyczyną powodującą podobne zmiany we właściwościach żelaza podczas jego obróbki na zimno i podczas następnego wyżarzania?

Każdy metal jest zbiorowiskiem kryształów; poszczególne kryształy zbudowane są z elementarnych krystalograficznych układów o najprostszym ułożeniu atomów a różnią się pomiędzy sobą: 1) postacią elementarnego krystalograficznego układu, 2) ilością atomów symetrycznie rozmieszczonych w danym elemencie zgodnie z jego charakterem krystalograficznym, 3) geometrycznymi wymiarami wyobraźni siatki przestrzennej (międzyatomowymi odstępami), 4) wymiarami, budową i indywidualnymi właściwościami samego atomu.

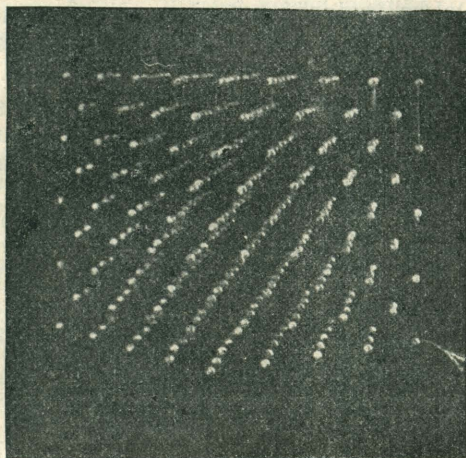
Żelazo będące w postaci allotropowej odmiany α , magnetycznej, nie zdolnej do zatrzymania węgla w roztworze stałym, trwałej przy temperaturach niższych od 906° posiada przestrzennie centryczny układ sześcienny, w którym ośm atomów znajduje się na naro-



Rys. 5.

zach danego sześciannu a dziewięć i ostatni w jego geometrycznym środku. Żelazo przy temperaturach powyżej 906° znajduje się w allotropowej odmianie γ , niemagnetycznej, będącej w stanie zatrzymać w roztworze stałym do 1,7% węgla, posiadającej podobnie do α układ sześcienny lecz już płaskocentryczny, w elementarnym układzie którego oprócz ośmiu atomów na narożach sześciannu znajduje się jeszcze dalszych 6 w geometrycznych środkach jego bocznych ścian (por. rys. 5).

Metal składa się z gromady nieregularnie obok siebie ułożonych kryształów*); każdy kryształ posiada własną orientację, odmienną od innych, a konglomerat nieuporządkowanych kryształów nie wykazuje jakiegś określonej orientacji wspólnej dla wszystkich kryształów. Każdy kryształ posiada inny opór wobec sił zewnętrznych, w zależności od kierunku działania. Pod wpływem odkształceń występują w każdym kryształach stałe, zależne od typu siatki przestrzennej, płaszczyzny tak zwanych „najmniejszych oporów” (płaszczyzny łupliwości), po których odbywają się wzajemne przesunięcia pewnych części kryształu (kryształików (rys. 6). Tego rodzaju odkształcenia plastyczne odbywają się przy pomocy poślizgu wzdłuż wyżej wspomnianych stałych płaszczyzn poślizgu (wyżej — płaszczyzny najmniejszego oporu, płaszczyzny łupliwości). Obrazowo można porównać mechanizm ślizgania w kryształach pod wpływem sił zewnętrznych z tem ślizganiem, jakie powstaje w talji kart, ślizgających się jedna po drugiej pod naciskiem palca.

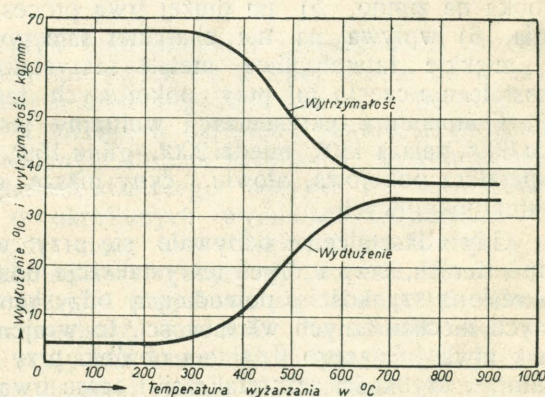


Rys. 6.

Plastyczność metali jest bezpośrednio związana z ich zdolnością do tworzenia płaszczyzn poślizgu. W miarę wzrostu stopnia obróbki występuje powolny obrót kryształów do pewnego położenia symetrycznego, zależnego od: 1) kierunku sił odkształcających, 2) od natury siatki przestrzennej. Nowe to położenie okazuje największy opór siłom ścinającym. Wytwarza się przy tem zmiana orientacji w poszczególnych kryształach i kryształach. Ponieważ wszelkie przesunięcia w krystalicznym agregacie odbywają się wzdłuż ściśle określonych płaszczyzn siatki przestrzennej, to już przy słabych odkształceniach zachodzi rozszczepienie kryształu na cieniutkie warstewki zdolne do ślizgania. W miarę wzrostu stopnia obróbki na zimno zachodzi delikatne sfaldowanie (zakrzywienie) płaszczyzn poślizgu, i z tego powodu zmniejsza się coraz bardziej zdolność metalu do dalszego poślizgu. Zasada zatem umocnienia metali polega na takim hamowaniu (zaklinowywaniu) płaszczyzn poślizgu przez obróbkę na zimno. Przy wyższych stopniach obróbki na zimno mogą zajść w siatce przestrzennej metalu miejscowe zaburzenia, skutkiem tego powstaje rozbitcie kryształu na drobniejsze części—okruchy (kryształity).

§ 9. Kryształ metalu, jak to wykazał J. Czochralski, zachowuje się przed zgniotem jak ciało anizotropowe, t. j. wytrzymałość takiego kryształu zmienia swą wartość w zależności od kierunku działających sił i od stosunku tego kierunku do głównej osi krystalograficznej kryształu (Przegląd Techniczny 1925, Nr. 4, 5, 7 i 9). Umocnienie kryształu przez obróbkę na zimno zbliża kryształ do ciała izotropowego. Wytrzymałość takiego umocnionego kryształu będzie praktycznie biorąc we wszystkich kierunkach równą jego maksymalnej poprzedniej wartości. Zdolność do wydłużania się została w tym ostatnim wypadku prawie wyczerpaną (rys. 7).

Stąd staje się zrozumiałem, że każdy kryształ zgnieciony na zimno staje się naprężonym i że takie wewnętrzne naprężenia w każdym poszczególnym kryształach a nawet w poszczególnych częściach takiego kryształu będą inne w zależności od pierwotnej orientacji kryształu i jego stosunku do kierunku działających sił.



Rys. 7.

Poszczególne kryształy są złożone z atomów, ustawionych w określonym porządku, właściwym dla każdego indywiduum metalicznego. Do tego określonego porządku starają się atomy powrócić wtedy, gdy porządek ten został naruszony pod wpływem sił zewnętrznych. Dzięki właśnie temu dążeniu posiadają metale sprężystość. Po przekroczeniu granicy sprężystości osłabia się najpierw łączność pomiędzy poszczególnymi kryształitami, a następnie, gdy kryształ ten poddano odkształcającym działaniom mechanicznym na zimno powyżej granicy sprężystości, to posiada on większą ilość energii niż nieodkształcony, wolny od naprężeń. Mechaniczna obróbka na zimno niszczy kryształ. Początkowo zachodzi odkształcanie poszczególnych ziaren w kierunku działających sił, a następnie ziarna te rozdrabniają się na małe kryształity, również odkształcone o orientacji zbliżającej się do kierunku sił działających*).

§ 10. Jeżeli w ten sposób odkształcony metaliczny agregat poddawać będziemy działaniu wyższej temperatury, to odkształcone kryształity przechodząc będą stopniowo w nowe kryształity, a to wskutek dążenia do przywrócenia normalnego nienaprężonego stanu swej siatki przestrzennej, dążąc do postaci odpowiadającej ich fizycznemu stanowi równowagi. Przy słabym podwyższeniu temperatury mało się będą różnić nowe kryształity od pierwotnych, nieodkształconych, chyba tylko tem, że wymiary nowych kryształów dążą we wszystkich kierunkach do przyjęcia jednakowej wielkości,

*) Patrz mój artykuł „O budowie metali i stopów metalowych” Przegl. Gór. Hut. 1925, 181, 222, 270.

*) Patrz mój artykuł „Umocnienie metali i ich stopów”. Przegl. Gór.-Hutn. 1925. 458 i 502.

co znaczy, że nowe ziarna posiadać będą przeważnie postać kuli, lub kształt do niej zbliżony. Przy dalszem podnoszeniu temperatury, w miarę wzrostu ruchliwości atomów, występują w samej siatce przestrzennej bardziej energiczne przegrupowania, a przy jeszcze większym wzroście temperatury ziarna szybko rosną.

Występowanie takich nowych kryształów w przedmiotach metalowych nazywa się rekryształizacją. Najniższa zaś temperatura, przy której można już zauważyć powstawanie nowych ziaren (rekryształizowanych), powstałych po poprzedniej głębokiej obróbce na zimno, nazywa się temperaturą rekryształizacji. Temperatura ta jest naturalną granicą pomiędzy procesami tak zwanej obróbki na zimno a procesami obróbki na gorąco.

Temperatura rekryształizacji zależy od wielkiej liczby czynników: jest ona tem niższą, 1) im większym był stopień poprzedzającej obróbki, 2) im niższą była temperatura obróbki metalu, 3) im czystszy jest metal, 4) im mniejsze było ziarno metalu przed jego obróbką na zimno, 5) im dłużej trwa proces nagrzewania, 6) wpływa na nią charakter samego metalu, np. miękkie łatwotopliwe metale rekryształizują po odkształceniu często już przy pokojowych temperaturach. Temperaturą rekryształizacji wolframu jest 1200°, niklu 600°, żelaza 450°, miedzi 200°, glinu 150°, cynku—temperatura pokojowa, ołowiu i cyny niższe od temperatur pokojowych.

Gdy odkształcenie odbywało się przy wyższych temperaturach, przy których rekryształizacja odbywa się z określoną szybkością, powodującą odzyskanie określonych mechanicznych właściwości, to wzajemny stosunek utwardniającego działania obróbki przy tej temperaturze, szybkości rekryształizacji i czasu trwania procesu rozstrzyga, czy po dokonaniu odpowiedniego odkształcenia pozostaną ślady tego odkształcenia, czy też nie. Szybkość z jaką odbywają się zmiany form przy odkształceniu ma również wielkie znaczenie. Naprzykład, wolno odbywające się prasowanie lub tłoczenie większych kawałków metalu, zachodzące przy pewnej stałej temperaturze może nie spowodować zjawisk utwardnienia (hartu). Walcowanie przy tych samych temperaturach nadaje metalom znaczne utwardnienie, ponieważ odbywa się z większą szybkością.

Obróbkę mechaniczną przy wysokich temperaturach można utożsamiać ze stanem niedoskonałej rekryształizacji. W wypadkach tych pozostają w metalu resztki wewnętrznych naprężeń, które dążą do wywołania wewnętrznych zmian tak długo, dopóki przyczyny tego dążenia nie zostaną całkowicie usunięte, t. j. dopóki szybkość rekryształizacji nie stanie się nieskończenie powolną. Temperatura rekryształizacji zmienia się nie tylko dla różnych stopni obróbki różnych kawałków metalu, lecz i dla różnych miejsc tego samego kawałka metalu, jeżeli poddano je obróbce w niejednakowym stopniu. Gdy przedmiot metalowy został odkształcony w pewnym miejscu bardziej niż w innym, wówczas przy pewnej określonej temperaturze wyżarzania część przedmiotu uniknie rekryształizacji. Jeśli temperatura wyżarzania była niska, to zrekrystalizują tylko najbardziej odkształcone części, gdy natomiast temperatura wyżarzania będzie wysoka, wówczas miejsca stosunkowo mało odkształcone posiadać będą bardzo wielkie ziarna, zaś miejsca stosunkowo silnie odkształcone wykażą obecność małych ziaren.

Gdy poddany równomiernej mechanicznej obróbce przedmiot był poprzednio t. j. przed tą obróbką nie-

równomiernie ogrzany, wówczas struktura takiego metalu po rekryształizacji będzie bardzo niejednorodna. Próbkę tę rekryształizują w dość szerokim zakresie temperatur. Im wyższym był stopień obróbki, tem węższym staje się zakres temperatur, w którym odbywa się zupełna rekryształizacja.

Pewne kombinacje niejednorodności budowy, składu, obróbki i ogrzewania (ochładzania) wywołują ten nienormalny wzrost ziaren, jaki zazwyczaj cechuje rekryształizowane przedmioty metalowe.

§ 11. Temperatura rekryształizacji roztworów stałych wzrasta w miarę wprowadzania w roztwór stały większych zawartości domieszek. Z tego powodu domieszki węgla w stalach również utrudniają zdolność odkształconej stali miękkiej do następnej rekryształizacji. Górna granica zawartości węgla w stalach podlegających jeszcze rekryształizacji leży między 0,25—0,30% C. Widocznie węgiel znajdujący się w stalach pod postacią Fe_3C stanowi mechaniczną przeszkodę do rekryształizacji.

Dalszą trudność przebiegu rekryształizacji stanowią mechaniczne wtrącenia (żuźle), a zwłaszcza nierównomierne rozłożenie ich w masie przedmiotu.

Temperatura wzrostu ziaren obniża się w miarę zwiększania stopnia obróbki. Gdy temperatura wyżarzania jest wyższą od temperatury wzrostu ziaren, wówczas otrzymamy drobniejsze ziarna. Gdy wyżarzanie odbywa się w temperaturze wzrostu ziaren, tj. przy temperaturze początku rekryształizacji, wówczas otrzymamy jako wynik takiego wyżarzania wielkie ziarna. Wielkość ziaren, otrzymanych przez wyżarzanie przy temperaturze rozrastania, będzie tem większą, im wyższą była ta temperatura, to jest im mniejszym był stopień obróbki metalu na zimno. Stąd wynika taka ciekawa kolejność. Próbką krzemowej stali, której stopień obróbki przez wydłużenie wynosił 2,5%, posiadała temperaturę rozrastania ziaren—800°. Wyżarzanie przy tej temperaturze wywołuje gruboziarnistość. Jeżeli ogrzejemy tą samą stal do temperatury o 300° wyższej i to w ten sposób, aby krytyczny zakres rozrastania przebyć jak najszybciej, wtedy nawet po 10-cio godzinnem ogrzewaniu takiej próbki przy 1100° otrzymamy budowę drobnoziarnistą. W razie późniejszego ogrzewania przez dłuższy czas przy 800°, ziarno znówu zwiększy swoje rozmiary.

§ 12. Ważnymi wskazówkami początku rekryształizacji są ostre załamania krzywych twardości i wytrzymałości (w obu wypadkach występuje gwałtowny spadek), elektroprzewodnictwa i wydłużenia (gwałtowny wzrost). Zrekryształizowane ziarna tracą przy tem nabyte w czasie obróbki na zimno naprężenia i przechodzą powoli w stan wyżarzony, a to w miarę zwiększenia temperatury i czasu trwania wyżarzania (por. rys. 7). Przy najniższych temperaturach wyżarzania podlegają rekryształizacji jedynie najbardziej odkształcone kryształy. Tworzą się przy tem nowe drobniejsze kryształy w tych częściach odkształconego ziarna, w których istnieje największe naprężenie. Drobne te ziarenka (kryształy, ułamki kryształów) zostają szybko w następstwie pochłonięte przez sąsiednie ośrodki kryształiczne, które wzrastają poto, aby w dalszym ciągu zniknąć jako pochłonięte przez inne ziarna.

Rekryształizacja podobnie jak i wykryształizowanie z cieczy może rozszerzać się bez trudności we wszystkie strony dopóki nie napotka odpowiednich oporów

27
162

i nie zatrzyma się. Jednakowoż z podwyższeniem temperatury, gdy wzrośnie odpowiednio ruchliwość atomów, opory te mogą być znowu pokonane, a krystalicyt, powstałe wskutek tego przymusowego stanu, zmieniają w zależności od naprężeń orientację. Następnie przyłączają się nowe cząsteczki do już istniejących krystalicznych ośrodków i proces trwa tak długo, dopóki nie wyrównają się wszystkie wewnętrzne naprężenia, co zależy od najwyższej temperatury, przy której metal wyżarzano. Proces rekrytalizacji rozpoczyna się na granicach starych ziaren, najczęściej w miejscu, gdzie schodzą się trzy ziarna i posuwa się wzdłuż granic ziaren. Bardzo rzadko, jedynie chyba w gruboziarnistych metalach tworzą się nowe ziarna wewnątrz starych. Nowe ziarna rosną kosztem starych ziaren, znikających w końcu zupełnie. Im silniejszą jest przyczyna dezorganizacji budowy danej próbki, tem większa ilość ziaren powstanie w jednostce objętości.

Powtórne powstawanie siatki przestrzennej rozpoczyna się zawsze od miejsc, posiadających małe sprężyste naprężenia. Wzrost ziaren wynika z dążenia danej materji do przyjęcia postaci o największej równowadze, t. j. postaci posiadającej najmniejszą energję. Taką postacią ciała jest postać kuli. Wiadomo z praktyki, że kryształy metalicznego agregatu dążą po dłuższem ogrzewaniu do przyjęcia postaci kuli. Wzrost ziaren należy rozumieć w ten sposób, że ziarno posiadające zrównoważoną siatkę przestrzenną, narzuca swoją orientację sąsiednim mniej stałym, mniej zrównoważonym ziarnom. Stan równowagi osiągnięty będzie dopiero wtedy, gdy wszystkie stykające się kryształy zrosną się w jeden ogromny pojedynczy kryształ. Gruboziarnistość w metalu występuje wtedy, gdy istnieje: 1) różnica w miejscowych naprężeniach, 2) kontrast w wielkości ziaren, 3) różnica temperatur w jednym kawałku metalu, 4) różnica w koncentracjach *).

Każde plastyczne odkształcenie wywołuje w metalu przeważnie miejscowe naprężenia, zmieniające się od ziarna do ziarna, a często i w różnych miejscach jednego ziarna (kryształu). Im większe są te naprężenia, tem niższa będzie temperatura, przy której nastąpi wzrost ziaren. W równomiernie odkształconym metalu najbardziej naprężone są te miejsca, które stają się ośrodkami rozrastania. Wielkość powstających przytem ziaren będzie tem znaczniejsza, im dalej od siebie będą te ośrodki położone. Warunkom tym, jak wiadomo odpowiada słabe odkształcenie; silne odkształcenia zbliżają punkty jednakowych naprężeń i dążą do równomiernego rozłożenia naprężeń po całym ziarnie. Dlatego nienormalny wzrost ziaren daje się najczęściej zauważyć przy słabych odkształceniach. Istnienie różnic temperatur (stopniowanie) w jednym kawałku metalu doprowadza do rozrastania się ziaren przy każdej najwyższej temperaturze. Dlatego przy przemysłowem wyżarzaniu prawie zawsze istnieją warunki otrzymania gruboziarnistej budowy, ponieważ w większych kawałkach metalu niemal zawsze istnieje różnica w naprężeniu sąsiednich ziaren i stopniowanie temperatury od powierzchni do środka.

Gdy metal będzie ogrzany do temperatury, w której może wystąpić wzrost niektórych tylko ziaren, wów-

czas, w myśl wyżej wyłożonego, warunki te będą zawsze sprzyjać rozwinęciu bardzo wielkich ziaren. Jeżeli tak rozrastające się ziarna znajdować się będą daleko jedno od drugiego, to otrzymamy nienormalnie wielki wzrost pojedynczych ziaren. Przypuśćmy teraz, że metal, składający się z drobnych kryształów, których równomierne rozrastanie nastąpić może przy temperaturze t^0 , zostanie częściowo ogrzany powyżej tej temperatury t^0 , a częściowo poniżej. Wtedy w pierwszym wypadku będą powstawać ziarna większe niż w części metalu ogrzanej poniżej temperatury t^0 , gdzie ziarna pozostają jeszcze w postaci nieczynnej. Wtedy granica tych dwóch stref: czynnej (rozrastania) i nieczynnej, będzie dzięki większej kontrastowości podatniejszym miejscem do rozrastania. Rozrastające się ziarna pochłaniają ziarna nieczynne łatwo i bez wszelkiego oporu. Podnosząc temperaturę szybko ponad strefę, sprzyjającą rozrastaniu się ziaren, wykluczamy tem samem możliwość powstawania większych ziaren *).

Wpływ mechanicznych przeszkód na rozrastanie się ziaren sprowadza się w swej istocie do wytworzenia różnej szybkości wzrostu ziaren. Obecność przeszkody w metalu, w określonej zawartości procentowej i w określonym stopniu rozłożenia wywołuje maksimum przeszkadzającego wpływu na rozrastanie się ziarna o określonych wymiarach. Obecność takiej przeszkody może albo zwiększać już istniejącą z powodu kontrastowości szybkość wzrostu ziaren i w ten sposób sprzyjać rozrastaniu się ziaren, lub odwrotnie może zmniejszać możność rozrastania się ziaren. Istnieje krytyczna zawartość mechanicznych przeszkód, która sprzyja powstawaniu tej koniecznej różnicy w szybkości wzrostu ziaren, a tem samem i ich rozrastaniu. Nie ulega też wątpliwości, że zmiana koncentracji jest przyczyną powstawania różnic już przy przejściu metalu ze stanu płynnego w twardy i dalszego rozrastania się poszczególnych ziaren w odpowiednich warunkach temperatury (§ 5).

W ten sposób głównymi warunkami, sprzyjającymi rozrastaniu ziaren są: 1) małe rozmiary ziaren sąsiednich i 2) kontrastowość ziaren. Wzrost ziaren powstrzymują przeszkody mechaniczne i bezwładność ziaren przy niższych temperaturach. Wzrost ziaren uwarunkowany jest dążnością metalu do przyjęcia najbardziej trwałej postaci z fizycznego punktu widzenia.

Z wyżej wyłożonego powinno być jasnem, że wpływ mechanicznej obróbki na układ krystaliczny materiału blach kotłowych, a wraz z tem i na mechaniczne właściwości ich jest bardzo złożony. Każde naprężenie, wywołane w metalu w jakimkolwiek miejscu, bez względu na przyczyny z jakich powstało, czy jako skutek koniecznych obciążeń (zginanie, nitowanie), czy jako skutek przypadkowych miejscowych odkształceń, wywołuje powstanie wewnętrznych miejscowych naprężeń w określonych miejscach. Obecność tych naprężeń, zwłaszcza w wypadkach, gdy sam materiał nie jest dostatecznie czysty i jednorodny, czyni materiał bardzo czułym na wszelkiego rodzaju zmiany obciążenia, a zwłaszcza na takie, które związane są ze

*) Interesujących się bardzo ciekawą teorią amerykańskich badaczy Z. Jeffries'a i R. Archer'a odsyłamy do oryginału: „The Science of Metals”, New York, 1924.

*) Patrz mój artykuł „O rekrytalizacji”. Przegląd Górniczo-Hutniczy, 1925, str. 906—923.

zmianami temperatury (wpływ rekrytalizacji). Jest to tem ważniejsze, że zmieniają się przy tem w sposób odpowiedni i mechaniczne właściwości materiału, a zwłaszcza jego wytrzymałość i ciągliwość.

WYTRZYMAŁOŚĆ BLACH KOTŁOWYCH W TEMPERATURACH POKOJOWYCH I BLISKICH DO NICH.

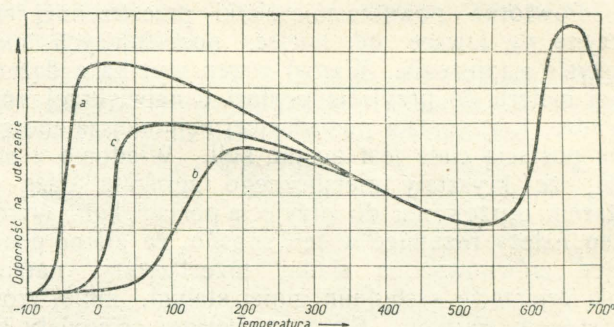
§ 13. Właściwości mechaniczne żelaza miękkiego, jak to wykazał w swych doświadczeniach *P. Goerens*, zmieniają się w miarę wzrostu temperatury w ten sposób, że po osiągnięciu pewnego maximum wytrzymałości (*R*) i minimum wydłużenia (*A*), odpowiadającym temperaturze około 250°, wykazują w dalszym ciągu stałe i równoczesne obniżenie i wytrzymałości i twardości, podczas gdy stopień plastyczności względnie wydłużenie stale przy tem wzrasta. Temi to cennymi właściwościami znacznej plastyczności żelaza przy wysokich temperaturach posługujemy się przy wykonywaniu obróbki na gorąco.

Łamliwość (kruchość) miękkiego żelaza występująca w zakresie temperatur bliskich do zwyczajnych, obniża się gwałtownie w miarę wzrostu temperatury (to znaczy, że ciągliwość materiału gwałtownie wzrasta) aż do osiągnięcia charakterystycznego dla danego materiału minimum (blisko 100° — 150°). Dalej następuje powolny spadek ciągliwości, t. z. ponowny wzrost kruchości. W temperaturach bliskich do 500° kruchość materiału osiąga swe maximum, poza którem występuje znowu gwałtowny wzrost ciągliwości ze swem powtórznem maximum przy 650° — 800° C, wreszcie występuje ciągły wzrost kruchości aż do temperatury topienia metalu (rys. 8).

Oslabienie właściwości mechanicznych metali przy temperaturach bliskich do ich punktów topienia jest zjawiskiem znanem. Wydzielanie ciepła utajonego towarzyszy powstaniu kryształów z płynnego metalu, co odpowiada utracie energii kinetycznej przez atomy przy przejściu ich ze stanu płynnego w stan stały i umieszczeniu ich w stałej siatce przestrzennej. Już w chwili powstawania ze stanu płynnego posiadają kryształy pewną spójność i wytrzymałość. Twardość metalu i jego wytrzymałość wzrastają w miarę obniżenia temperatury wraz ze zmniejszaniem się rozmachu drgań atomowych i zwiększaniem się sił przyciągających pomiędzy atomami. Zanikanie ruchów atomowych jest zależne od temperatury i dlatego wytrzymałość kryształów wzrasta równomiernie wraz z obniżaniem się temperatury, o ile nie nastąpi nagle zmiana w porządku ugrupowania atomów, t. j. przemiana al-

otropowa, jak to ma miejsce we wszystkich gatunkach żelaza i stali. Właściwości metali zależą nie tylko od indywidualnego charakteru samego metalu, lecz i od budowy i wymiarów siatki przestrzennej metalu i od układu oraz od ilości zawartych w niej atomów (patrz § 8).

§ 14. Jednakże właściwości wytrzymałościowe miękkiego żelaza nie są stałą wielkością w temperaturach pokojowych; zmniejszają się one w zależności od obróbki termicznej. Szczególnie czułą na obróbkę termiczną jest odporność na uderzenie dla prób z karbem (nacięciem), czyli tak zwana kruchość (łamliwość). Badania *F. Körber'a*,¹⁾ *E. Maurer'a*, *R. Mailänder'a*²⁾, a wreszcie opublikowane w pół roku później badania *R. Greaves'a* i *J. A. Jones'a*³⁾ doprowadziły do wyjaśnienia całego szeregu zjawisk natury fizycznej, dotyczących kruchości metali w temperaturze „niebieskiego nalotu“.



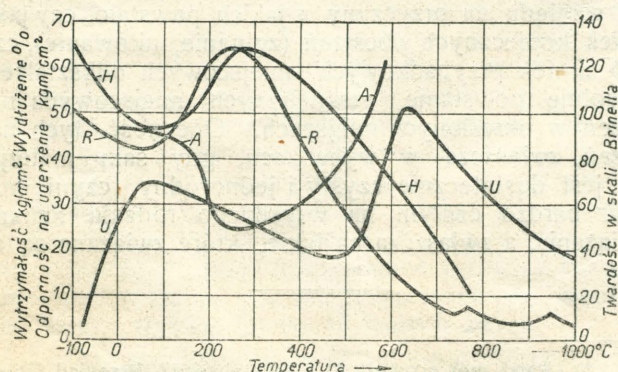
Rys. 9.

Schemat na rysunku 9 przedstawia zależności między sposobem obróbki termicznej a położeniem kruchoego obszaru w miękkim żelazie: Krzywa *a* przedstawia zależność spadku kruchości (wzrostu ciągliwości) od temperatury dla materiału ulepszanego, *c* — zwykłego walcowanego (handlowego) materiału, *b* — przegrzanego. Z schematu tego wynika, że materiał ulepszony posiada zakres gwałtownego spadku ciągliwości znacznie poniżej 0°, w zwykłym materiale położenie tego zakresu odnosi się do temperatur pokojowych, a w materiałach poddanych nieodpowiedniej obróbce termicznej zakres kruchości rozszerza się do temperatur znacznie wyższych od pokojowych. To samo dotyczy różnego rodzaju odpowiedzialnych części maszyn i mechanicznych konstrukcyj, które poddano poprzednio obróbce w stopniu bliskim do krytycznego (§ 5), a następnie wyżarzono o tyle nieodpowiednio, że metal zdążył osiągnąć w znacznej mierze budowę rekrytalizowaną, lub też budowę przegrzaną, stając się przez to bardzo czułym na uderzenia, wstrząśnienia i zmienne naprężenia. Już nieznaczne wahania w granicach tak zwanych zwykłych temperatur sprowadzają ten odpowiedzialny materiał z temperatury wysokiej odporności na uderzenia i zmienne naprężenia do temperatury o wielkiej kruchości. Stąd jest zrozumiałą i łatwą do wyjaśnienia ta niespodziewana kruchość materiału blach kotłowych, którą notowano przy próbach wodnych kotła na ciśnienie, jeśli woda przy badaniu była za zimna. Z tego też powodu badania tego rodzaju doprowadzają częściej zimą niż latem do złych wyników (t. j. do tworzenia się szczelin na szwach),

¹⁾ Mit. K. W. Inst. f. Eisenforsch. 1925. VI. 33—43; VII 44—57.

²⁾ St. u. E. 1925. 408—423.

³⁾ Iron and Steel Inst. t. III 1925 str. 231 i t. 112. 1925—123.



Rys. 8.

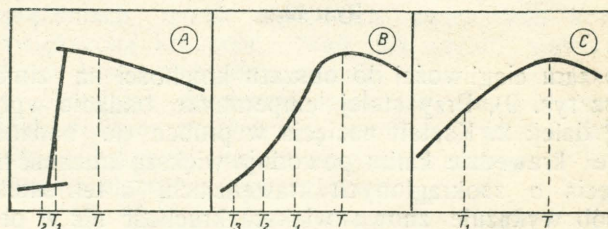
a doświadczeni pracownicy fabryczni wymagają przy odbiorze nowych kotłów używania do badania podgrzanej lub przynajmniej „letniej“ wody, ponieważ różnica $20^{\circ} - 30^{\circ} \text{ C}$ w stronę wyższych temperatur staje się poważnym czynnikiem, przemawiającym za udaniem się „próby wodnej“ kotła parowego. Drugim znanym przykładem z praktyki jest częstsze pękanie osi wagonowych w zimie niż podczas lata.

Z badań wyżej wspomnianych autorów wynika, że wbrew wszelkim przypuszczeniom, opartym na podstawie dawniejszych badań, małowęgliste żelazo (lane i walcowane) jest mniej kruche przy temperaturach niebieskiego nalołu, niż przy temperaturach pokojowych bliskich do 0° . Z drugiej strony wszystkie fakty z życia praktycznego potwierdzają znaczenie wpływu stosunkowo małych zmian temperatur w zakresie bliskim do temperatur pokojowych na występowanie kruchości żelaza na zimno. Do tego należy jeszcze dodać, że ten obraz właściwości wytrzymałościowych może się znacznie zmienić na gorsze przez to, że materiał będzie zanieczyszczony wtrąceniami żużli, że materiał będzie niejednorodny dzięki zjawiskom likwacji, osłabiony przez obecność baniek gazu, pustych miejsc i tym podobnych nieciągłości w budowie.

Zdolność metalu do zmiany swej postaci pod wpływem obróbki mechanicznej jest, jak wiadomo, ściśle związana z ciągliwością metalu, to jest z jego zdolnością do tworzenia płaszczyzn poślizgu. Szybkość tworzenia się płaszczyzn poślizgu jest znacznie mniejsza przy niskich temperaturach, bliskich do pokojowych, niż przy nieco wyższych. Jeżeli małą jest ta zdolność do tworzenia płaszczyzn poślizgu wewnątrz metalicznego agregatu pod wpływem zewnętrznych sił odkształcających, to dany metal staje się kruchym i odwrotnie. Do utworzenia płaszczyzn poślizgu trzeba czasu. Jeżeli zaś zewnętrzne naprężenia będą się zmieniać, to ciągliwy z natury metal za-

znawać będzie odkształceń trwałych. Rys. 10 podany według E. Maurer'a i R. Mailänder'a, wykazuje różnice w wartościach stopnia kruchości przy dynamicznych i statycznych badaniach żelaza miękkiego. Zakres kruchości na zimno jest przy dynamicznych badaniach przesunięty na prawo do nieco wyższych temperatur.

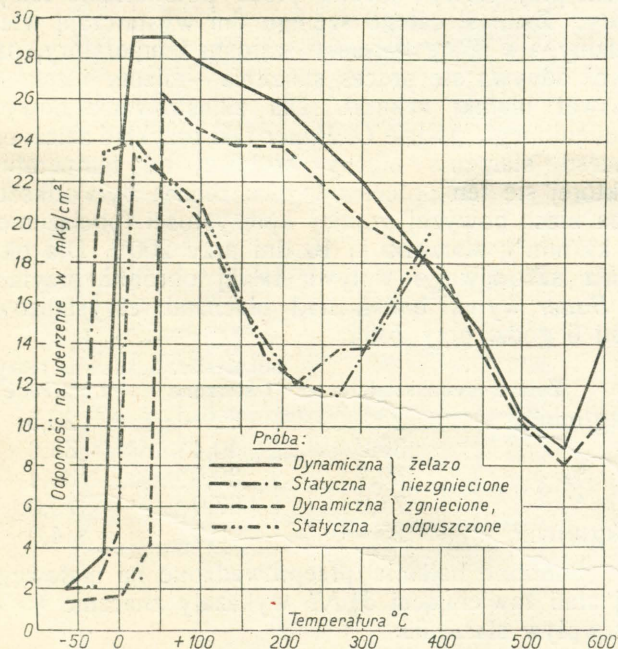
W takim samym stopniu wpływa obróbka na zimno. Żelazo zgniecione posiada znacznie szerszy zakres kruchych temperatur i bardziej przesunięty na prawo (patrz rys. 10) i jest ono przy zwykłych temperaturach badania bardziej kruchem niż niezgniecione. Do wywołania tej kruchości nie jest koniecznym, jak to sądzono do niedawna, ani odkształcenie na zimno z następnym odpuszczeniem przy temperaturze niebieskiego nalołu, ani też odkształcenie w tej jak się obecnie okazało, fantastycznej temperaturze niebieskiego nalołu. W zależności od obróbki termicznej materiału i od warunków obróbki mechanicznej na zimno posiada przebieg tego gwałtownego spadku ciągliwości jednakowy charakter dla wszystkich stali perlitowych, a różni się jedynie swym położeniem i stopniem (typ A dla stali ulepszonych, typ B dla stali zwykłej, rys. 11). Stale stopowe (martenzytowe) posiadają nieco inny przebieg zmiany ciągliwości wraz ze wzrostem temperatury, nie wykazujący takich gwałtownych wahań (typ C na rys. 11).



Rys. 11.

Temperatura odpuszczania powyżej $200^{\circ} - 300^{\circ} \text{ C}$ prawie zupełnie niweluje wpływ poprzedniej obróbki termicznej i mechanicznej. Po pierwszym maximum około $100^{\circ} - 150^{\circ} \text{ C}$ ciągliwość w miarę dalszego wzrostu temperatury badania znowu obniża się aż do minimum przy 500° C . Jest to zakres tak zwanej „kruchości na gorąco“, który przesuwają się przy próbach statycznych na lewo do nieco niższych temperatur bliskich do $200^{\circ} - 300^{\circ} \text{ C}$. Obróbka przy tej temperaturze jest widocznie tem niebezpieczniejszą, im dłużej się odbywa. Statyczną kruchość w temperaturze niebieskiego nalołu można przyrównać bezpośrednio do starego pojęcia „kruchość na niebiesko“. Kruchość przy badaniach dynamicznych należy uważać za zjawisko tego samego rodzaju co i kruchość przy badaniach statycznych; jednakowoż maximum jej przesuwa się wskutek zwiększenia szybkości badania w stronę wyższych temperatur (około 500° C).

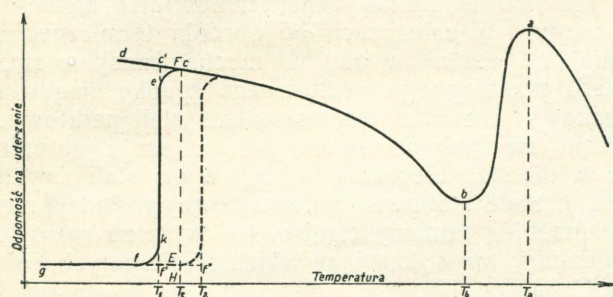
Stwierdzamy więc, że w zakresie temperatur poniżej 500° C istnieją dwa obszary temperatur kruchości: Od temperatury T_b odpowiadającej maximum „kruchości na gorąco“ „b“, wzrasta ciągliwość w obie strony: na lewo do maximum „c“ przy temperaturze T_c , bliskiej do pokojowej i na prawo do nowego maximum około $650^{\circ} - 800^{\circ} \text{ C}$. To ostatnie maximum zależy od 1) składu chemicznego danego materiału 2) warunków badania, od 3) poprzedniej obróbki mechanicznej i 4) obróbki termicznej (stopnia rekrytalizacji, ziarnistości i t. d., rys. 12).



Rys. 10.

chować się może jak kruchy, podczas gdy przy dowolnym działaniu sił naprężających metal ten do-

Mogłoby się zdawać, że bieg krzywej „bc” powinien w miarę dalszego obniżania temperatury przechodzić w kierunku *cd*, t.z., że ciągliwość i zdolność żelaza do trwałych odkształceń powinnyby wzrastać. Jednakże w grę wchodzi „kruchosc na zimno” charakterystyczna dla niskich temperatur. Część krzywej „cd” została odcięta i zastąpiona przez krzywą „cefg”, na której odcinek *ef* oznacza gwałtowny wzrost kruchości. Na położenie odcinka „cefg” w stosunku do osi temperatury wpływa cały szereg czynników, z których najważniejszymi są: 1. Temperatura badania. Z obniżeniem temperatury zmniejsza się stosunek kohezji do oporów przeciw ślizganiu, a z tego powodu, przy zachowaniu wszystkich innych warunków badania można przez słabe już obniżenie temperatury badania przejść



Rys. 12.

z obszaru ciągliwości do obszaru kruchości na zimno (patrz rys. 9). Przy stałej temperaturze badania wpływają dalej: 2. Kształt nacięcia w próbce do badania, Ostre krawędzie karbu powodują większą kruchosc niż nacięcia o zaokrąglonych krawędziach, a ten ostatni sposób wykazuje znowu większą kruchosc niż w próbach bez żadnego nacięcia. 3. Kształt próbki: zwiększenie przekroju próbki przesuwają krzywą kruchości do temperatur wyższych (na prawo). 4. Szybkość badania (porównaj rys. 10). W miarę zwiększania szybkości badania zwiększa się opór przeciw ślizganiu a wielkość kohezji nie zmienia się. Dlatego w miarę zwiększania szybkości wystarczają słabsze siły do wywołania objawów kruchości i krzywa „cefg” przesuwają się do wyższych temperatur. 5. Obróbka termiczna. W ulepszonym bowiem materiale stosunek kohezji do oporów przeciw ślizganiu jest znacznie większy niż dla materiału wyżarzzonego lub przegrzanego. 6. Skład chemiczny. W stalach specjalnych (niklowych, molibdenowych) stosunek kohezji do oporu przeciw ślizganiu jest większy niż w zwyczajnym handlowym żelazie. Wiadomo również, że fosfor i mangan zwiększają czułość stali na kruchosc odpuszczania (kruchosc na gorąco) zwłaszcza w stalach chromo-niklowych. Krzem przy zwykłych zawartościach nie okazuje znacznego wpływu, przy większych — zwiększa kruchosc odpuszczania lecz w małym stopniu. Wanad i wolfram nie wykazują żadnego wpływu, natomiast molibden obniża znacznie kruchosc odpuszczania. Już dodatek 0,3—0,5% molibdenu, według R. H. Greaves'a i J. A. Jones'a, zupełnie niszczy szkodliwe działanie stosunkowo znacznie większych zawartości manganu i fosforu. Również w temperaturach odpuszczania zachodzi proces azotacji. Żelazo w tych dość wysokich temperaturach (500' — 600° C.) pochłania azot, a ten zwiększa kruchosc na gorąco (badania W. T. Griffiths'a). 7. Stopień obróbki mechanicznej (porównaj rys. 10). który zwiększając się przesuwają obszar kruchości do wyższych temperatur.

§ 15. Już od dawna wiadomo, że nawet żelazo, ten najbardziej wytrzymały metal, podlega z biegiem czasu jakimś złowrogim procesom, wskutek których zmienia znacznie pewne swe fizyczne właściwości, a głównie mechaniczne, to znacząco starzeje się.

Starzeniem zajmowała się wielka liczba badaczy, a jednym z pierwszych był *Bauschinger* w 1881 roku, dalej *Martens*, który w książce swej „Handbuch der Materialkunde für Maschinenbau“ (tom I, rozdz. 213) opisuje zjawisko to w sposób następujący: „po uwolnieniu sztabki, umieszczonej w prasie do rozrywania, od rozciągającego ją obciążenia i po pozostawieniu jej w spokoju wzrasta granica proporcjonalności (z biegiem czasu) i to początkowo szybciej a następnie wolniej”. W tych paru słowach zawiera się istota procesu starzenia. Następnie stało się wiadomem, że podczas starzenia żelaza zgniecionego powyżej granicy sprężystości, zachodzi zwiększenie wytrzymałości i twardości, zmniejszenie ciągliwości lub, co na to samo wychodzi, zwiększenie kruchości, zmniejszenie wydłużenia i zwężenia.

O. Bauer poddał w 1921 r. blachę kotłową o składzie chemicznym C — 0,11%, działaniu następującej obróbki wstępnej: Blachy A i B były wyżarzane przy 920° i ochłodzone powolnie, blacha C również została wyżarzona przy 920° i szybko ochłodzona. Następnie blachy odkształcono: A i C silniej a B słabiej. Później próbki tych blach poddano mechanicznym badaniom po upływie pewnego czasu leżenia w zwykłych temperaturach i otrzymano następujące wyniki: (Patrz tablicę poniżej na str. 13).

Na podstawie tych doświadczeń określił *O. Bauer* proces „starzenia” żelaza jako stopniową zmianę właściwości wytrzymałościowych żelaza obrabianego na zimno, a głównie jako wzrost kruchości materiału. Koniecznym jest przytem, ażeby materiał był poprzednio obciążony powyżej swej granicy sprężystości.

Ustalono następnie, że powolny bieg zmian właściwości wytrzymałościowych przy zwykłych temperaturach przyspieszyć można przez podniesienie temperatury. Zamiast całego szeregu dni wystarczają wtedy godziny, a w miarę dalszego wzrostu temperatury, przy której odbywa się proces starzenia — minuty i sekundy a nawet ułamki sekund. Dla zilustrowania powyżej wymienionego podaje *O. Bauer* taki przykład zależności procesu starzenia blachy kotłowej od temperatury, w której się ten proces odbywa: Blacha była odkształcona nieco powyżej granicy sprężystości (obciążenie — 25 kg/mm²); starzono ją 10 dni przy 200°. Dla określenia szkodliwego wpływu takiej obróbki przytacza *O. Bauer* wyniki badań nad blachami rekrytalizowanymi 6 godz. przy 730°.

	Żelazo nieodkształc.	odkształc. i starzone	odkształc. rekryt. i starzone
S kg/mm ²	23	32	20,5
R „	36,2	40,4	33,8
A ₅ %	39,7	30,0	39,4
C %	71,0	67,0	75,0
U kgm/cm ²	25	2,8	4,0

Podobne badania przeprowadzone na małowęglistej stali zawierającej 3% Ni wykazały znacznie mniejszy wpływ starzenia:

S kg/mm ²	30	42	28
R „	43,8	47	42,2
A ₅ %	36	26	33
C %	71	67	70
U kgm/cm ²	27,3	24,5	26,0

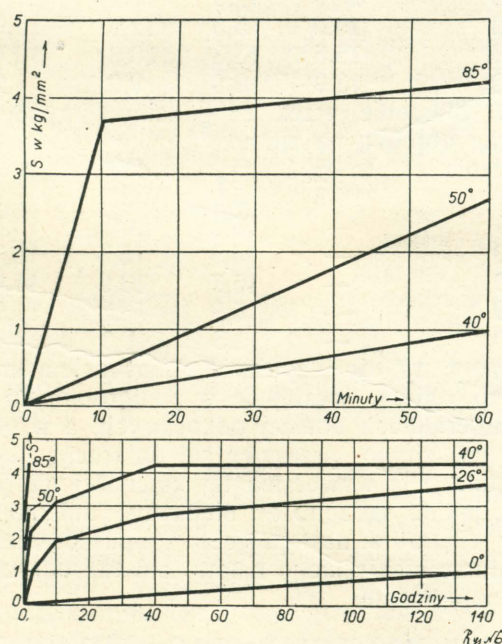
	Próbki podłużne					Próbki poprzeczne				
	przed próbą	mech. i term. obróbkę okres leżenia w zwykł. temp.				przed próbą	mech. i term. obróbkę okres leżenia w zwykł. temp.			
		1 dzień	1 rok	2,5 lat	17,5 mies. zawieszone w kotle par. + 12,5 m. leżenia		1 dzień	1 rok	2,5 lat	17,5 mies. zawieszone w kotle par. + 12,5 m. leżenia
blacha „A” S	21,4	22,8	24,8	28,2	24,9	21,4	23,0	26,5	26,7	27,1
R	36,1	37,1	38,0	38,2	37,3	36,2	36,9	38,6	38,2	38,0
A ₅	39,0	34,9	35,2	33,6	31,8	38,0	34,6	30,0	30,2	29,0
C	67	63	65	67	66	63	59	61	60	62
U	>21,4	17,5	13,9	3,8 i 12,0	2,5 i 3,7	10,7	12,8	11,3	3,2 i 3,8	2,6 i 2,6
blacha „B” S	21,4	23,2	24,4	26,7	24,6	21,4	22,3	26,6	26,7	25,0
R	36,1	38,9	39,3	40,1	38,6	36,2	37,7	39,9	39,6	38,5
A ₅	39,0	37,8	33,7	32,5	30,5	38,0	32,8	30,6	30,8	30,0
C	67	62	64	65	64	63	57	56	61	58
U	>21,4	19,1	16,8	14,5 i 16,1	2,5 i 3,7	10,7	13,6	12,5	3,3 i 10,5	11,6 i 11,9
blacha „C” S	28,8	—	36,2	40,6	35,0	45,3	35,5	36,3	37,9	35,4
R	44,4	49,9	50,4	52,0	46,6	51,6	48,5	50,6	50,0	47,8
A ₅	31,7	22,8	21,8	18,5	24,0	17,5	23,1	21,8	24,5	21,9
C	63	59	61	59	64	50	56	54	53	61
U	>22	∞ 19,5	16,4	7,8 i 12,4	15,0 i 16,1	11,3	13,8	11,9	7,8 i 9,5	8,4 i 9,5

P. Goerens*) kończy swoje ciekawe obserwacje nad blachami kotłowymi następującymi spostrzeżeniami. Już przy gięciu blach występuje obróbka na zimno i jest ona tem większą, im grubsza była blacha i im większą jest krzywizna gięcia. Po takiej obróbce na zimno zawsze występują zjawiska starzenia i rekrytalizacji. Tego rodzaju obróbka na zimno zachodzi przy przebijaniu dziur na nity, przyczem powstające od zgniotu naprężenia rozkładają się nierównomiernie na cały przekrój blachy, a stąd na końcach blach powstają często rysy. Taki sam szkodliwy wpływ wy-

miejsach lokalne utwardnienia, różnicę w lokalnych naprężeniach miejsc sąsiednich, zwiększoną korozję i zwiększoną kruchość. Stąd tak często zjawia się pękanie blach pomiędzy nitami.

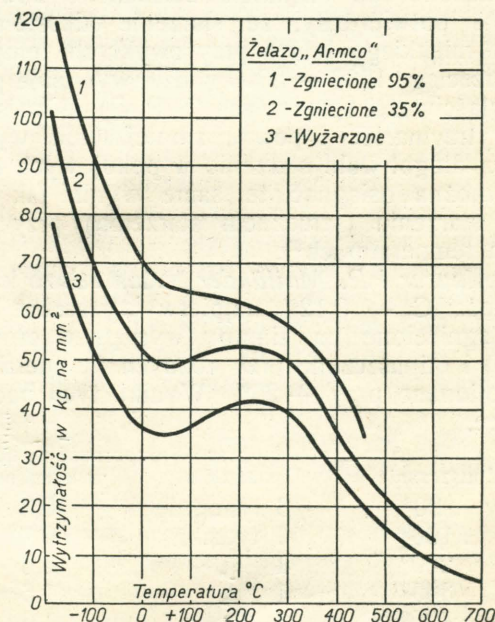
Specjalne domieszki stali, jak chrom, mangan, nikiel, wolfram, molibden a również i węgiel zatrzymują w znacznej mierze proces starzenia, a nawet zmieniają charakter jego przebiegu.

§ 16. Fakt przyspieszenia procesu starzenia miękiego zgnieczonego żelaza w miarę podwyższania temperatury (rys. 13) dał prawo Fettweis'owi w 1919 r. twierdzić, że tak zwana „kruchość na niebiesko“*) lub



Rys. 13.

wołuje miejscowe ogrzewanie przy wsadzaniu rozżarzonych nitów, wytwarzając w miejscach styku przyspieszone starzenie. Starzenie to powoduje w tych



Rys. 14.

„kruchość na gorąco“, (patrz § 14) lub „kruchość odpuszczania“ jest szczególnym wypadkiem przyspieszo-

*) Z. d. V. d. I. 1924. 41.

*) St. n. E. 1919 str. 7 i 34.

nego starzenia, które w zwykłych temperaturach odbywa się nieskończenie wolno. O. Bauer zginał żelazo kotłowe, a następnie poddawał go starzeniu w różnym stopniu i badał stopień starzenia za pomocą pomiarów kruchości. Żelazo miękkie w stanie dobrze wyżarzonym wykazało stopień kruchości 12,2 kgm/cm². W stanie zgniecionym—6,3kgm/cm². Po upływie jednego dnia starzenia w zwykłych temperaturach dało — 4,7 kgm/cm²; po 7 dniach — 4,4 kgm/cm², po 30 — 4,3 kgm/cm², po 90 — 3,5 kgm/cm², po 180—3,3 kgm/cm², po 360—3,2 kgm/cm². Ten sam materiał odpuszczony przy 250° (przy temperaturze niebieskiego nalotu) w przeciągu 2 godzin wykazał najwyższy stopień kruchości — 2,0 kgm/cm². Niewątpliwem jest, że obróbka termiczna w temperaturze niebieskiego nalotu przyspiesza starzenie. Obniżona bezpośrednio po zgnieciu granica sprężystości znowu wzrasta stopniowo pod wpływem procesu starzenia. Do tego samego dochodzi się przez krótkie ogrzewanie przy 300°, t. j. w temperaturze niebieskiego nalotu. Równocześnie wzrasta i wytrzymałość, a obniża się plastyczność.

Amerykańscy metalurgowie Z. Jeffries i R. Archer udowodnili, że wytrzymałość miękkiego żelaza wykazuje przy temperaturach 200°—250° wyraźne maksimum tylko dla żelaza wyżarzonego i nieodkształconego (rys. 1). Miękkie żelazo (Armco) po 35% stopnia obróbki wykazuje jedynie słabe maksimum wytrzymałości w zakresie temperatur niebieskiego nalotu, a przy stopniu obróbki—95% niema już żadnego maksimum wytrzymałości (rys. 14). W tym wypadku krzywa spadku wytrzymałości posiada w temperaturach niebieskiego nalotu pewne załamanie. Tego rodzaju zatrzymanie gwałtownego dotychczas spadku krzywej wytrzymałości można wyjaśnić przeciwdziałającym wpływem rekrytalizacji (wyżarzania), który wzrasta coraz bardziej w miarę wzrostu temperatury odpuszczania.

Nowoczesne badania F. Körbera i A. Dreyer'a, przeprowadzone nad miękkim żelazem o zawartości C — 0,2% potwierdziły, że starzenie odkształconego na zimno miękkiego żelaza przy zwykłych temperaturach w przeciągu 1500 — 2000 godzin wywołuje pewien wzrost właściwości sprężystych (S, P, Q), nieco słabszy wzrost wytrzymałości i pewne zmniejszenie wydłużenia. Przez długotrwałe starzenie w pokojowych temperaturach można osiągnąć te same wyniki jak i przy krótkim starzeniu (sztucznym starzeniu) przy nieco wyższych temperaturach*).

E. Maurer i R. Mailänder badali żelazo kotłowe o zawartości C — 0,12% najpierw wyżarzone, a następnie zgniecione na zimno (wygięte w promieniu 250 m/m) i odpuszczone przy różnych temperaturach. Badań dodonano przy +20°. Wyniki tych badań są pouczające.

t-ra odpuszczania	czas starzenia	odporność na uderzenie w kgm/cm ²
przy 20°	3 tygodnie	10,3
100°	1 tydzień	6,7
200°	1 "	1,6
300°	1 "	1,6
400°	1 "	1,6
500°	1 "	2,5

W tym wypadku mamy rzeczywiście do czynienia ze zjawiskiem kruchości na niebiesko w tej postaci, jak to opisywano w dawniejszych badaniach; od-

puszczanie przy 300° zwiększa wpływ odkształceń na zimno, t. j. zwiększa kruchość żelaza.

Wpływ temperatury badania żelaza obrobionego na zimno i zestarzonego (odpuszczonego) przy różnych temperaturach podaje poniższe zestawienie:

t-ra badania	Starz. przy 20° przez 23 dni	Starz. przy 100° przez 1 godz.	Starz. przy 200° przez 9 dni	Starz. przy 300° przez 24 godz.
—20	1,6	—	1,5	1,3
0	2,4	—	—	1,6
+20	10,3	6,7	2,2	1,3
50	12,8	15,8	13,0	15,0
100	16,8	20,2	19,5	18,4
150	—	—	20,5	—
200	16,9	17,2	19,5	18,0
300	13,3	13,6	16,4	12,6
400	11,1	—	11,7	10,4
500	8,4	—	8,6	9,6

Stąd wynika, że próby odpuszczane przy różnych temperaturach posiadają prawie jednakowy stopień kruchości przy stałej temperaturze badania. Wyjątek stanowi jedynie temperatura pokojowa (+20°). Zjawisko to należy do rzędu tych, które do niedawna przypisywano wyłącznie występowaniu kruchości na niebiesko. Prawdziwe wyjaśnienie tego zjawiska podaje schemat 9 (patrz § 14).

Poniżej umieszczona tablica przedstawia wpływ stopnia obróbki na odporność na uderzenie (kgm/cm²) blachy kotłowej o zawartości C — 0,12%.

I. Starzenie przez 3 tygodnie poprzedzone obróbką na zimno w stopniach:

t-ra badania	0%	5%	10%	20%
20	11,4	9,4	7,5	7,9
100	20,9	12,8	15,4	11,0
200	19,0	15,3	12,6	12,9
300	15,5	13,3	10,8	10,4
400	13,9	9,8	9,0	8,2

II. Starzenie przez 24 godziny przy 300°, poprzedzone obróbką na zimno

t-ra badania	w 0%	5%	10%	20% stopni
20	10,7	5,2	2,2	2,7
50	—	13,5	10,7	10,1
100	—	16,9	15,3	12,5
200	—	16,7	13,6	11,6
300	—	15,9	13,3	11,9
400	—	11,5	9,1	7,6

Mamy tu do czynienia z zjawiskiem kruchości na zimno, która występuje w nieodrobnionym żelazie przy temperaturach poniżej pokojowych, a w odkształconem na zimno przesuwają się do trochę wyższych temperatur. Dla wywołania tej kruchości nie jest konieczne, jak to sądzono do niedawna, ani odkształcenie na zimno z następującym odpuszczaniem przy temperaturze niebieskiego nalotu, ani też odkształcenie w tej temperaturze.

RYSY W MATERJALE BLACH KOTŁOWYCH I PRZYCZYNY ICH POWSTAWANIA.

§ 17. Każdy kotlarz ma w swej praktyce wiele kłopotu ze zjawiskiem nieoczekiwanego powstawania rys na blachach kotła parowego. Przyczyny wywołujące powstawanie tych uszkodzeń są bardzo złożone i nie każdy ocenia je według rzeczywistej wartości.

*) Mitt. K — W. Inst. für Eisenforsch. 1921. 59—87.

Poniżej zrobimy próbę, wyjaśnienia w miarę możliwości, przyczyn powodujących powstawanie takich rys i przedstawienia mechanizmu ich powstawania.

Nie będziemy bez uzasadnienia zrzucać winy za powstawanie rys na tak zwaną „kruchosć na niebiesko“, która ma powstawać w materiale kotłów parowych podczas pracy ich w temperaturach odpuszczania na niebiesko (200°—300°). Do niedawna zwalano winę na „kruchosć na niebiesko“ zwłaszcza w tych licznych wypadkach, w których nie znajdowano rzeczywistego i widocznego winowajcy powstałych w materiale uszkodzeń w postaci rys i pęknięć. W §§ 13 i 14 wyjaśniliśmy już dostatecznie szczegółowo istotę „kruchości na niebiesko“ i obecnie wiemy, że nie jest ona związana z temperaturami „niebieskiego nalotu“ (odpuszczania na niebiesko).

W zwykłych temperaturach żelazo kotłowe jest w znacznym stopniu sprężyste, a stopień tej sprężystości zależy przede wszystkim od składu chemicznego, t. j. charakteru dodanych domieszek (np. *Ni*, *Cr*, *Mo*), a następnie od poprzedniej termicznej i mechanicznej obróbki. Wszelka termiczna i mechaniczna obróbka zmienia stan elastyczności materiału żelaznego, a z tego powodu granica sprężystości takiego materiału nie jest stałą: dla samego tego materiału może ona być większą lub mniejszą, a nawet w tym samym materiale zmienia się ona w mniejszym lub większym stopniu w zależności od temperatur, w których dany aparat pracuje i w zależności od okresu trwania tej pracy (podczas starzenia, patrz §§ 15 i 16). Jeśli obciążenia robocze przekraczają granicę sprężystości danego materiału, to oznacza to, że pod działaniem zastosowanych obciążeń zachodzą będą w danym materiale odkształcenia plastyczne, które, jak z § 8 wiadomo, zachodzą przy pomocy poślizgów wzdłuż odpowiednich płaszczyzn krystalograficznych, istniejących w samym kryształcie i uwarunkowanych charakterem krystalograficznego układu danego materiału (w danym wypadku żelaza), t. j. jego najprostszej jednostki—siatki przestrzennej. W ten sposób pod plastycznością rozumiemy zdolność materiału żelaznego do przesunięcia (poślizgów) części swego kryształu (kryształów) wzdłuż płaszczyzny poślizgowej bez utraty spójności pomiędzy grupami atomów, należących do różnych części kryształu (różnych kryształów).

Wszelkie przemysłowe sposoby obróbki na zimno pozostawiają w poszczególnych miejscach materiału metalowego naprężenia w mniejszym lub większym stopniu. Innymi słowy, w zależności od stosunku swych osi krystalograficznych do kierunku działania sił, każdy kryształ będzie naprężony w pewnym jemu właściwym i odmiennym od naprężeń sąsiednich kryształów stopniu.

W dobrym więc nawet, jednolitym i czystym materiale powstają miejscowe wewnętrzne naprężenia, jako skutek nieostrożnej i niedbałej pracy w warsztacie mechanicznym, lub jako skutek błędów charakteru konstrukcyjnego. Przyczyną tych naprężeń bywają: miejscowe pokaleczenia (zgniot) materiału młotem, niewłaściwe, nieśrodkowe uszczelnienie zapomocą nitów, zbyt wysokie ciśnienie przy nitowaniu i tem podobne przewinienia w odpowiedzialnej pracy warsztatu mechanicznego.

Dalej do przyczyn powstawania naprężeń zaliczyć należy niejednakowe zmiany temperatury w jednym i tym samym kawałku materiału wywołane czy to gwałtownym ochłodzeniem poszczególnych miejsc po

zbyt wysokich ogrzewaniach (n. p. przy cięciu blach acetylenem, przy miejscowym ogrzaniu materiału blachy około otworu od rozgrzanych nitów i t. p.) czy to jako skutek ostrych zmian przekroju, powodujących nierównomierne rozłożenie masy metalu. Wszystko to wytwarza różnice w szybkościach ochładzania co wpływa na miejscowe zmiany w objętościach (kurczenie i wydłużenie), a to znowu uwarunkowuje powstawanie różnic w zjawiających się wskutek powyższego miejscowych wewnętrznych naprężeniach.

Słusznie zalicza się tego rodzaju miejscowe naprężenia do bardzo niebezpiecznych i uważa się je za jedną z przyczyn słabości materiału. Jest to tem słuszniejsze, że wpływy tych miejscowych naprężeń dążą w zupełnie niepożądanym kierunku. Tak n. p. podczas nieuniknionego starzenia metalu, t. j. w czasie jego pracy, a zwłaszcza w temperaturach nieco wyższych od pokojowych, wpływy te doprowadzają do zwiększenia kruchości materiału (patrz §§ 15 i 16). Algebraiczna suma wewnętrznych miejscowych naprężeń w metalu może być bardzo nieznaczną co do swej bezwzględnej wielkości a często nawet bliską zera. Jednakże różnica w wektorjalnem ustosunkowaniu naprężeń dwóch sąsiednich miejsc jednego i tego samego kawałka metalu może być o tyle wielką, że metal pęka pod ich działaniem jak się to często mówi sam od siebie (np. podczas energicznego hartowania), a czasami dopiero po upływie znacznego odstępu czasu i to nawet w warunkach zupełnego spoczynku*). W jeszcze większym stopniu szkodliwymi są takie naprężenia, gdy dołączają się do nich obciążenia zewnętrzne. Suma z jednych i drugich może w pewnych wypadkach przekroczyć nie tylko granicę sprężystości lecz i wytrzymałość materiału. W tym wypadku szczelina (złom) występuje znacznie wcześniej, aniżeli by to miało miejsce, gdyby naprężeń wewnętrznych nie było.

§ 18. Rozumie się samo przez się, że w metalu mogą powstać przedwczesne szczeliny i pod działaniem zewnętrznych obciążeń odkształcających zwłaszcza w tych wypadkach, gdy metal jest zanieczyszczony w znacznym stopniu (zużłami), gdy jest przegrzany lub obrobiony na zimno (zgnieciony), czyli we wszystkich tych wypadkach, gdy zakres kruchych niskich temperatur został nadmiernie przesunięty w prawo—w stronę wyższych temperatur. Tego rodzaju zagadnienia omówiliśmy w § 14. Tutaj należy jeszcze raz podkreślić, że materiały przygotowywane z żelaza miękkiego okazują się bardzo czułe na nieznaczne już zmiany temperatury i to w granicach zwyczajnych temperatur i że ta wrażliwość materiału żelaznego (jego zmiany łamliwości, zmiany kruchości) znacznie słabnie w miarę zwiększenia zawartości węgla — do pewnej jego zawartości. Również i stale stopowe zwłaszcza niklowe i chromo-niklowe są mniej czułe na małe zmiany temperatury w zakresie tak zwanych temperatur zwyczajnych.

§ 19. *R. H. Greaves i A. Jones* wprowadzają na podstawie swych badań dodatkowy czynnik kruchości: „kruchosć wyżarzania“ (temper embrittlement). Dowiedli oni, że miękka stal (w tej liczbie i małowęgliste żelazo) powolnie chłodzona w zakresie tempe-

*) W pewnych wypadkach, zachodzących w praktyce kruchosć międzykrystaliczna może wystąpić sama przez się nawet po upływie dłuższego czasu po dokonaniu obróbki mechanicznej w na zimno obrobionych wyrobach mosiężnych (łuski karabinowe) i nosi nazwę „pękanie sezonowe“ (season cracking).

ratury przemiany alotropowej „ $\gamma \rightarrow \alpha$ “, co w praktyce wynosi od 700° do 400°, okazuje się zawsze nieco bardziej kruchą niż gdyby dany materiał przechodził szybko przez ten krytyczny zakres temperatur*). Okazało się przytem, że pewne pierwiastki (fosfor, mangan) sprzyjają powstawaniu „kruchości wyżarzania“, a inne znowu (molibden) zmniejszają czułość materiału na powstawanie „kruchości wyżarzania“, patrz § 2.

Jednakże należy przytem brać pod uwagę, że uwalniając stal od kruchości wyżarzania zapomocą szybkiego chłodzenia danej próbki w wodzie od temperatury przemiany alotropowej „ $\gamma \rightarrow \alpha$ “ powodujemy znaczne rozrastanie ziaren i materiał staje się stosunkowo gruboziarnistym, i dlatego kruchym. Szereg jednak autorów angielskich, W. T. Griffith, C. E. Stroh, upatrują przyczynę „kruchości wyżarzania“ raczej w zwiększonej zawartości azotu, przenikającego wgłąb materiału podczas wyżarzania.

§ 20. Amerykańscy inżynierowie dozoru kotłów ustalili jeszcze jeden rodzaj kruchości: „caustic embrittlement“, t. j. kruchość wywołaną obecnością silnie zasadowej wody w kotle. Kruchość ta występuje w postaci rys naokoło nitów i łatwo można ją wykryć przy pomocy prób na uderzenie. Materiał blachy wykazuje przytem często dobry procent wydłużania (A) lecz nieznaczną odporność na uderzenie (U) co doprowadza do wybuchów w kotle parowym. Inżynierowie amerykańscy skłonni są do tłumaczenia ogólnej kruchości w materiale kotła parowego poniżej linii wodnej właśnie przy pomocy powstawania tej „caustic embrittlement“ zwiększającej się przez stały dotyk gorących gazów spalinowych z drugiej strony blachy. Chemiczna strona procesu powstawania „caustic embrittlement“ polega na następującem: Pod działaniem wód zasadowych zachodzi rozpuszczanie się żelaza, któremu towarzyszy wydzielanie się wodoru ($2KOH + Fe = Fe(OH)_2 + 2K$; $2K + 2H_2O = 2KOH + H_2$). Wodór „in statu nascendi“ może częściowo przenikać do żelaza i podobnie jak przenikający azot, powoduje wzrost kruchości. Materiał żelazny w podobnych wypadkach otrzymuje jak gdyby dodatkowe wewnętrzne naprężenia, które wywołują powstawanie szczelin często z bardzo nieznacznych powodów, jak np. nagłe uderzenia, wstrząśnienia (kruchość od wstrząśnień), chwilowe i raptowne zwiększenie ciśnienia w kotle i t. d.

Podobne zjawisko: kruchość żelaza wskutek pochłaniania wodoru zachodzi przy bajcowaniu żelaza (przed bieleniem, emaljowaniem i t. d.). Zauważono przy tem często fakt tworzenia się baniek w żelazie. Czy powstanie tych baniek jest skutkiem procesu odtlenienia znajdujących się w materiale żelaza tlenków, czy też zachodzi tu rozszerzanie się już przewalcowanych baniek, czy wreszcie jest to skutek przeszkód mechanicznych, napotykaných przez przenikające wgłąb metalu atomy wodoru, nie jest to po dziś dzień ostatecznie rozstrzygnięte. Bezspornym jest jedynie fakt, że wzrasta przy tem kruchość materiału i łatwo powstają rysy powierzchniowe i bardziej głębokie szczeliny.

*) W stalach ogrzewanych poniżej A_1 dają się od czasu do czasu zauważyć szczeliny, posiadające pewną prawidłowość, a mianowicie: kierunek jednych z nich jest równoległy do kierunku walcowania, a kierunek innych (płaszczyzna szczeliny) tworzy kąt 45° z kierunkiem walcowania i są one prostopadłe do płaszczyzny walcowania. Zjawisko to zauważył Stead w 1898 r. stąd nosi ono nazwę „kruchość Stead’a“.

§ 21. Nie można wreszcie pominąć zjawiska korozji. Fizyko-chemiczny charakter tego procesu daje podstawę do twierdzenia, że stopień zniszczenia wskutek korozji będzie się zwiększał w miarę tego, jak w materiale tworzyć się będą coraz większe różnice w miejscowych naprężeniach. Wytwarzające się przy tem ogniwa w materiale blachy kotłowej dają wciąż nowy impuls do zwiększenia korozji. Występuje to tem łatwiej, gdy wskutek jednej z wyżej wyłożonych przyczyn powstają rysy. Korozja bierze czynny udział w rozszerzaniu i pogłębianiu takich rys, o ile istnieją bardziej energiczne czynniki niszczenia. Obecnie

przeprowadzamy równocześnie materiał w postaci stali naprężonej, co powoduje powstanie w niej oporów i fatalne skutki (np. pęknięcia, rysy). Tego rodzaju równocześnie naprężenie, powstałe skutkiem rytków, pęknięć, może usunąć przez zmianę naprężenia ochłodzenia, to z tem sposobem, by od temp. 400° aż do temp. występowania rysów i to podobnie ochłodzenie. Kruchość wyżarzania może być spowodowana zmianami zawartości materiału o stężeniu podobnym ochłodzeniu od temp. przemiany alotropowej „ $\gamma \rightarrow \alpha$ “ kiedy odległa jest.....

ciażby nawet zewnętrzne siły przyłożone do danej próbki były rozciągające.

× Rozpatrzmy mechanizm powstawania złomu w próbkach na rozerwanie. Poszczególne kryształy agregatu metalicznego zachowują się odmiennie wobec działania sił wewnętrznych. Mechanizm procesu złomu rozpoczyna się od odkształceń, zachodzących wskutek poślizgów wzdłuż stałych płaszczyzn atomowych (patrz § 8), a to oznacza, że złomy przechodzą w większości wypadków przez kryształ, a nie wzdłuż granic kryształów. Płaszczyzny ślizgania tworzą w przedmiocie żelaznym kąt 45° z kierunkiem sił odkształcających. W sąsiedztwie zaś złomu kryształy wydłużają się. Im większe jest średnie naprężenie, im bliższym jest ono do statycznego naprężenia rozrywającego, tem większych odkształceń dozna badany agregat metalowy. Zrozumiałe jest, że skłonność metalu do tworzenia płaszczyzn poślizgu odgrywa przy tem bardzo ważną rolę. Metal plastyczny wykazuje właściwości automatycznego hamowania ślizgowych ruchów, w danej płaszczyźnie (dzięki zaklinowywaniu płaszczyzn ślizgowych powstającemu wskutek tarć międzyatomowych). Z tego powodu równocześnie z ustawicznym ślizganiem w jednej i tej samej płaszczyźnie aż do zerwania hamuje się pomału ruch na niej w miarę wzrostu oporów przeciw ślizganiu a następnie zupełnie się zatrzymuje i przenosi się na nową płaszczyznę, która tworzy z poprzednią kąt 90°. Tego rodzaju kolejność ślizgania coraz to nowych płaszczyzn pociąga za sobą równoczesne zwiększenie długości i zmniejszenie poprzecznego przekroju próbki.

Pierwsza rysa, rozpoczynająca powstawanie złomu tworzy się normalnie w środku próbki na rozerwanie. Dalsze rozszerzenie tej początkowej szczeliny odbywa się albo bezpośrednio pod wpływem dalszych miejscowych wydłużeń, albo jest osłabione przez silnie wyrażoną dążność do odkształceń zapomocą poślizgu pozostałego przekroju. Metal płynie dając „miskę“ i tworząc szyjkę. Stopień wydłużania i przewężania

ratury przemiany alotropowej „ $\gamma \rightarrow \alpha$ “, co w praktyce wynosi od 700° do 400°, okazuje się zawsze nieco bardziej kruchą niż gdyby dany materiał przechodził szybko przez ten krytyczny zakres temperatur *). Okazało się przytem, że pewne pierwiastki (fosfor, mangan) sprzyjają powstawaniu „kruchości wyżarzania“, a inne znowu (molibden) zmniejszają czułość materiału na powstawanie „kruchości wyżarzania“, patrz § 2.

Jednakże należy przytem brać pod uwagę, że uwalniając stal od kruchości wyżarzania zapomocą

prowadza do wybuchów w kotle parowym. Inzymerowie amerykańscy skłonni są do tłumaczenia ogólnej kruchości w materiale kotła parowego poniżej linii wodnej właśnie przy pomocy powstawania tej „caustic embrittlement“ zwiększającej się przez stały dotyk gorących gazów spalinowych z drugiej strony blachy. Chemiczna strona procesu powstawania „caustic embrittlement“ polega na następującem: Pod działaniem wód zasadowych zachodzi rozpuszczanie się żelaza, któremu towarzyszy wydzielanie się wodoru ($2KOH + Fe = Fe(OH)_2 + 2K$; $2K + 2H_2O = 2KOH + H_2$). Wodór „in statu nascendi“ może częściowo przenikać do żelaza i podobnie jak przenikający azot, powoduje wzrost kruchości. Materiał żelazny w podobnych wypadkach otrzymuje jak gdyby dodatkowe wewnętrzne naprężenia, które wywołują powstawanie szczelin często z bardzo nieznaczących powodów, jak np. nagłe uderzenia, wstrząśnienia (kruchosc od wstrząśnień), chwilowe raptowne zwiększenie ciśnienia w kotle i t. d.

Podobne zjawisko: kruchosc żelaza wskutek pochłaniania wodoru zachodzi przy bajcowaniu żelaza (przed bieleniem, emaljowaniem i t. d.). Zauważono przy tem często fakt tworzenia się baniek w żelazie. Czy powstanie tych banieczek jest skutkiem procesu oddlenienia znajdujących się w materiale żelaza tlenków, czy też zachodzi tu rozszerzanie się już przewalcowanych baniek, czy wreszcie jest to skutek przeszkód mechanicznych, napotykaných przez przenikające w głąb metalu atomy wodoru, nie jest to po dziś dzień ostatecznie rozstrzygnięte. Bezspornym jest jedynie fakt, że wzrasta przy tem kruchosc materiału i łatwo powstają rysy powierzchniowe i bardziej głębokie szczeliny.

*) W stalach ogrzewanych poniżej A_1 dają się od czasu do czasu zauważyć szczeliny, posiadające pewną prawidłowość, a mianowicie: kierunek jednych z nich jest równoległy do kierunku walcowania, a kierunek innych (płaszczyzna szczeliny) tworzy kąt 45° z kierunkiem walcowania i są one prostopadłe do płaszczyzny walcowania. Zjawisko to zauważył Stead w 1898 r. stąd nosi ono nazwę „kruchosc Stead'a“.

§ 21. Nie można wreszcie pominąć zjawiska korozji. Fizyko-chemiczny charakter tego procesu daje podstawę do twierdzenia, że stopień zniszczenia wskutek korozji będzie się zwiększał w miarę tego, jak w materiale tworzyć się będą coraz większe różnice w miejscowych naprężeniach. Wytworzące się przy tem ogniwa w materiale blachy kotłowej dają wciąż nowy impuls do zwiększenia korozji. Występuje to tem łatwiej, gdy wskutek jednej z wyżej wyłożonych przyczyn powstają rysy. Korozja bierze czynny udział w rozszerzaniu i pogłębianiu takich rys, o ile istnieją inne bardziej energiczne czynniki zniszczenia. Obecnie przejdziemy do omówienia tych właśnie czynników. Postaramy się przy tem odpowiedzieć na takie pytanie: jak zachodzi powstawanie samej rysy?

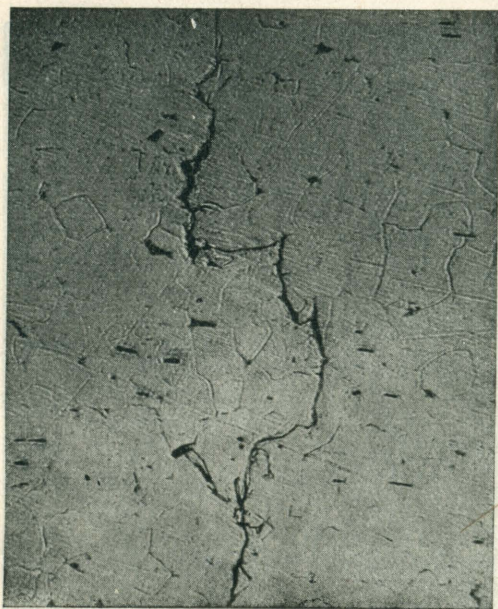
§ 22. Przed powstaniem rysy materiał musi się naturalnie znajdować w stanie naprężenia. Sumie wszystkich naprężeń wewnętrznych i zewnętrznych przeciwdziała suma wszystkich międzyatomowych spójności, znajdujących się w płaszczyźnie prostopadłej do kierunku naprężenia. Jest to bezwzględna spójność metalu. Jednakże takiego idealnego sumowania nie można nigdy osiągnąć w metalu. Dlatego chociaż powstanie szczeliny jest wynikiem zniszczenia więzi atomowej przez siły odkształcające, jednak siły te są zwykle znacznie mniejsze od bezwzględnej spójności metalu, a złom sam odbywa się stopniowo raczej przy pomocy rozdierania niż rozrywania, chociażby nawet zewnętrzne siły przyłożone do danej próbki były rozciągające.

✕ Rozpatrzmy mechanizm powstawania złomu w próbkę na rozerwanie. Poszczególne kryształy agregatu metalicznego zachowują się odmiennie wobec działania sił wewnętrznych. Mechanizm procesu złomu rozpoczyna się od odkształceń, zachodzących wskutek poślizgów wzdłuż stałych płaszczyzn atomowych (patrz § 8), a to oznacza, że złomy przechodzą w większości wypadków przez kryształ, a nie wzdłuż granic kryształów. Płaszczyzny ślizgania tworzą w przedmiocie żelaznym kąt 45° z kierunkiem sił odkształcających. W sąsiedztwie zaś złomu kryształy wydłużają się. Im większe jest średnie naprężenie, im bliższe jest ono do statycznego naprężenia rozrywającego, tem większych odkształceń dozna badany agregat metalowy. Zrozumiałe jest, że skłonność metalu do tworzenia płaszczyzn poślizgu odgrywa przy tem bardzo ważną rolę. Metal plastyczny wykazuje właściwości automatycznego hamowania ślizgowych ruchów, w danej płaszczyźnie (dzięki zaklinowywaniu płaszczyzn ślizgowych powstającemu wskutek tarć międzyatomowych). Z tego powodu równocześnie z ustawicznym ślizganiem w jednej i tej samej płaszczyźnie aż do zerwania hamuje się pomału ruch na niej w miarę wzrostu oporów przeciw ślizganiu a następnie zupełnie się zatrzymuje i przenosi się na nową płaszczyznę, która tworzy z poprzednią kąt 90°. Tego rodzaju kolejność ślizgania coraz to nowych płaszczyzn pociąga za sobą równoczesne zwiększenie długości i zmniejszenie poprzecznego przekroju próbki.

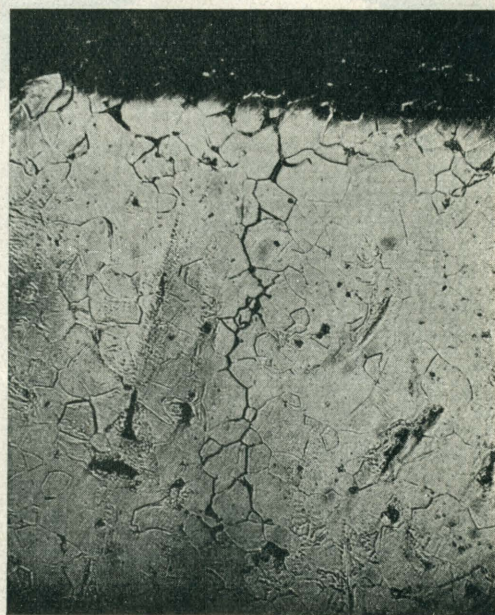
Pierwsza rysa, rozpoczynająca powstawanie złomu tworzy się normalnie w środku próbki na rozerwanie. Dalsze rozszerzenie tej początkowej szczeliny odbywa się albo bezpośrednio pod wpływem dalszych miejscowych wydłużeń, albo jest osłabione przez silnie wyrażoną dążność do odkształceń zapomocą poślizgu pozostałego przekroju. Metal płynie dając „miskę“ i tworząc szyjkę. Stopień wydłużania i przewężania

Do art. Prof. FESZCZENKO-CZOPIWSKIEGO

RYSY W MATERJALE BLACH KOTŁOWYCH I PRZYCZYNY ICH POWSTAWANIA.



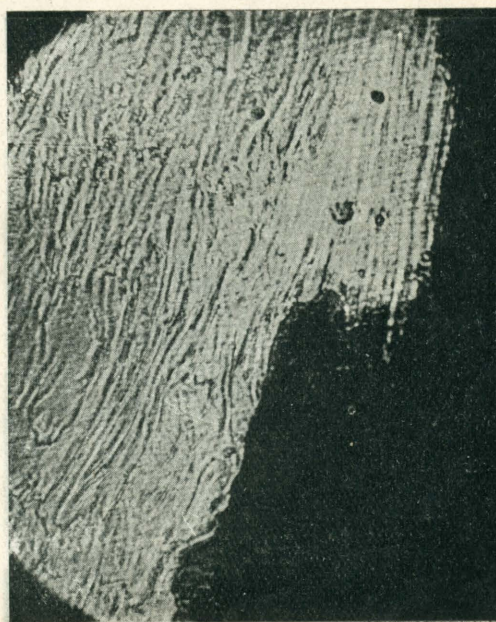
Rys. 15.



Rys. 16.

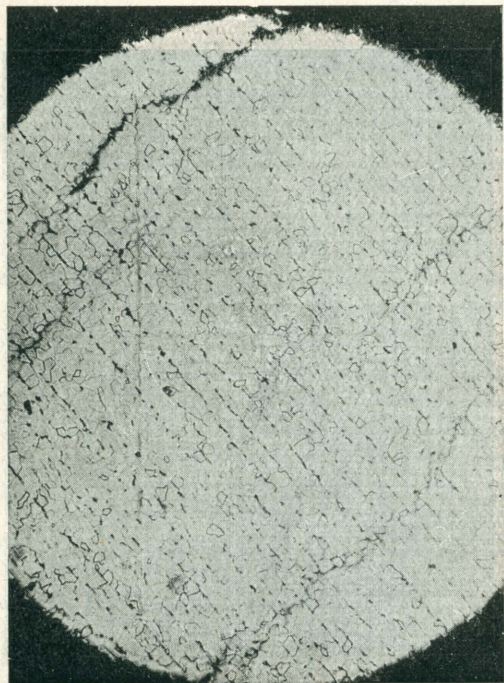


Rys. 17.

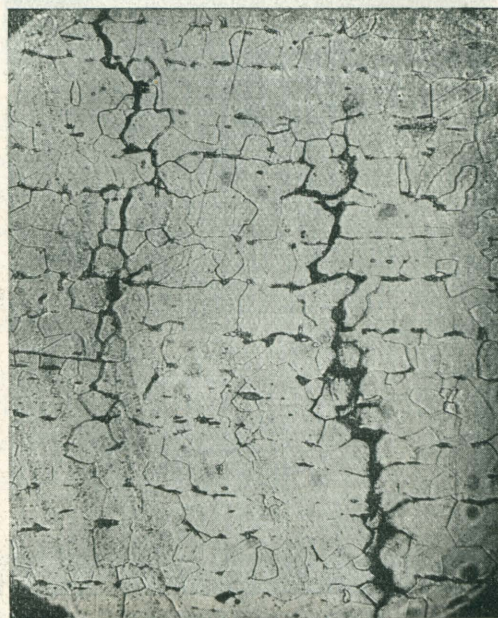


Rys. 18.

Do art. Prof. FESZCZENKO-CZOPIWSKIEGO
RYSY W MATERJALE BLACH KOTŁOWYCH I PRZYCZYNY DO ICH POWSTAWANIA.



Rys. 19.



Rys. 20.

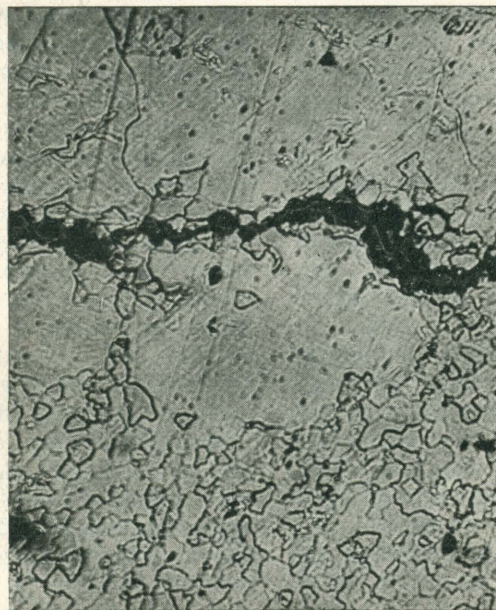


Rys. 21.

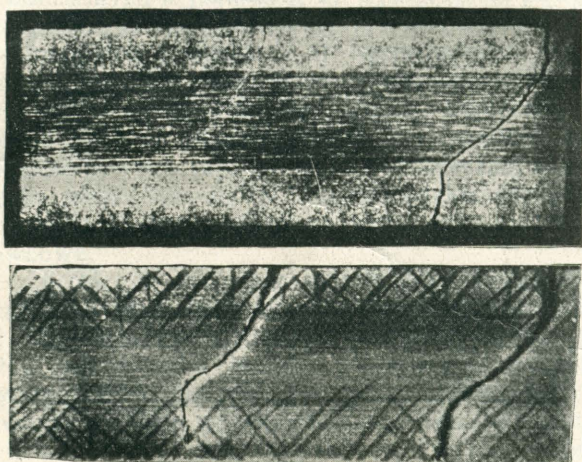


Rys. 22.

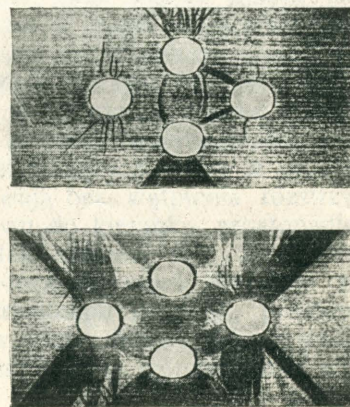
Do art. Prof. FESZCZENKO-CZOPIWSKIEGO
RYSY W MATERJALE BLACH KOTŁOWYCH I PRZYCZYNY ICH POWSTAWANIA.



Rys. 23.



Rys. 24.



Rys. 25.

może być większy lub mniejszy w zależności od zdolności danego materiału do ślizgania.

Przejdziemy teraz do mechanizmu powstawania szczeliny. Słabsze kryształy danego agregatu metalowego, a mogą być takie chociażby wskutek odmiennego ukierunkowania (które może powstać nie tylko z powodu pierwotnej krystalizacji, lecz i wskutek następnej mechanicznej czy też termicznej obróbki, albo wskutek przeciążenia miejscowymi wewnętrznymi naprężeniami), stają się przeciążonymi w pewnym okresie obciążenia. Wtedy to siły zewnętrzne skupiają się stopniowo na słabszych kryształach i pokonywują ich opór. Im mniejsze będą siły zewnętrzne, tem dłuższą będzie walka pomiędzy temi siłami a najslabszymi kryształami agregatu. Gdy metal jest zdrowy i jednorodny, to stawia on jednakowy opór w całym swym przekroju. W tym wypadku siły działające rozkładają się równomiernie. Gdy jednak metal nie jest jednorodny lub gdy jest znacznie obciążony, to po upływie pewnego czasu występuje skupienie nateżeń w najslabszym miejscu, co wywołuje powstanie szczeliny albo nawet całego szeregu szczelin. Gdy się szczelina już raz utworzyła, to na brzegach jej zachodzi skupienie naprężeń, które powodują dalsze jej rozszerzanie. To ostatnie wzrasta stopniowo i zwiększa się w miarę zwiększenia miejscowych naprężeń po brzegach szczeliny dopóty, dopóki pozostał zdrowy przekrój próbki lub części maszyny nie zmniejszy się do tego stopnia, że nie będzie już w stanie przeciwdziałać zwiększonym naprężeniom. Gdy bowiem wielkość tych naprężeń przeliczona na pozostały przekrój osiągnie albo nawet przekroczy wartość statycznego R danego metalu, reszta próbki rozerwie się wprost w sposób statyczny.

Postać złomu bywa bardzo często zawiła, ponieważ w praktyce prostym naprężeniem (rozciągającym i ściskającym) towarzyszą w większym lub mniejszym stopniu naprężenia łamiące, skręcające, zginające i inne.

Z punktu widzenia metalograficznego przebieg złomu charakteryzuje się: 1) wystąpieniem linii poślizgu w oddzielnych kryształach, 2) wydłużeniem powstałych linii poślizgu, 3) utworzeniem rys mikroskopowych na płaszczyznach poślizgu i 4) rozszerzeniem tych rys, wzajemnym ich połączeniem i utworzeniem szczelin makroskopowych. Nie jest jednak koniecznym zjawianie się linii poślizgu przed utworzeniem szczelin mikroskopowych (np. w stalach o znacznej zawartości węgla, około 0,5—0,6%). Szczeliny takie przypominają rozpadliny podczas trzęsienia ziemi, lub szczeliny lodowcowe.

§ 23. W zdrowym metalu przy zwykłych temperaturach złom (pęknięcie) odbywa się poprzez kryształ (złom wśródkrystaliczny), ponieważ granice kryształów są w takim metalu miejscami o zwiększonej wytrzymałości. Na rys. 15*) (pow. 150-krotne) przedstawiającym bieg powierzchniowej szczeliny na blasze kotłowej Nr. 8, słabo wytrawionej kwasem azotowym widać wyraźnie w wielu miejscach, że kierunek rys nie schodzi się z granicami kryształów. Odwrotnie granice kryształów zatrzymują rozprzestrzenianie się rys powstałych wewnątrz kryształu. Dalsze rozprzestrzenienie tych rys jest możliwem tylko przez zmianę kierunku. Ten nowy kierunek biegu rysy będzie kierunkiem odpowiednich płaszczyzn łatwego poślizgu w kryształach sąsiednich, chociaż niewątpliwem jest, że

poszczególne rysy powstałe w sąsiednich albo bliskich sobie kryształach mogą się złączyć w jakiś inny sposób i ta część złomu może być międzykrystaliczna, t. j. zachodzić będzie wzdłuż granic kryształu Rys. 16*) (pow. 130) przedstawia blachę kotłową Nr. 5 z pęknięciem składającym się z szeregu rys to wśród, to międzykrystalicznych. O ile w materiale blachy kotłowej znajdują się większe ilości żuźlowych wtrąceń, z natury swej kruchych, to bieg takiej powierzchniowej rysy przechodzi często przez takie mikroskopowe wtrącenia. Gdy materiał blachy kotłowej jest zanieczyszczony w jeszcze większym stopniu, to powierzchnia takiej blachy pokryta będzie większą ilością wszelkiego rodzaju rys wśród i międzykrystalicznych, połączonych ze sobą w jakiś na oko chaotyczny sposób, lecz niewątpliwie kierujący tem łańcuchem wzdłuż miejscowych linii najmniejszych oporów. Takimi miejscami najmniejszych oporów będą: 1) luki mikroskopowe, 2) pęcherze, 3) wtrącenia żuźlowe, 4) kryształy naprężone. Na rys. 17*) (pow. 130) przedstawiającym blachę kotłową Nr. 6 widać cały system wszelkiego rodzaju rys, pęknięć i szczelin.

Rys. 18*) (pow. 270) dotyczy blachy Nr. 5 i przedstawia bieg pęknięcia wzdłuż t. j. z płaszczyzny jednego żuźla na płaszczyznę drugiego, położonego na nieco niższym poziomie. Ziarna ferrytu, znajdujące się bezpośrednio pod tem pęknięciem, są dość silnie zgniecione wskutek ogólnego odkształcenia materiału blachy, wywołanego przez gwałtowne pęknięcie.

W nieco podobny sposób zachodzi posuwanie się pęknięcia w głąb materiału. Rys. 19*) (pow. 75) dotyczy materiału blachy Nr. 5 i przedstawia kierunek kilku rys mniej więcej równoległych do siebie a prostopadłych do kierunku warstwowości materiału, wywołanej przez walcowanie blachy.

Rys. 20 i 21*) (pow. 130) (materiał blachy Nr. 5) przedstawia poprzeczne szlify i charakter rozprzestrzeniania się rys w głąb materiału. Kierunek rozprzestrzeniania się rys pozostał wszędzie prostopadłym do warstwowości, co wywołane jest działaniem sił łamiących w kierunku prostopadłym do warstwowości. Wydaje się, że charakter przebiegu poszczególnych rys jest międzykrystaliczny, przy więcej jednak szczegółowym zbadaniu można w wielu miejscach ustalić bezwątpienia wśródkrystaliczny charakter rozszerzania się rys. Charakterystycznym dla obu fotografii jest to, że w wielu miejscach na granicach warstw rysy wykonują mały obrót w kierunku warstwowości, a następnie pod wpływem sił łamiących, które w procesie pogłębiania rys odgrywają bez wątpienia rozstrzygającą rolę, powracają znowu do kierunku prostopadłego do warstwowości. Wyjątek stanowi rys. 21, gdzie rysa odwraca się w zakończeniu swym dłuższym końcem o 90° od swego pierwotnego kierunku, prostopadłego do kierunku warstwowości blachy i na pewnej przestrzeni biegnie równolegle do warstwowości wewnątrz warstwy ferrytu. Na tym to odcinku rysy posiada ona charakter bezwątpienia wśródkrystaliczny. Wszystko to potwierdza dawno znany fakt, że kierunek warstwowości jest słabszym od kierunku prostopadłego do warstwowości. Wiadomo dalej, że większe ilości drobnych szczelin i wyciągniętych kruchych włókien żuźlowych zawsze układają się w kierunku warstwowości § 24. Niewątpliwie na powstawanie powierzchniowych szczelin wpływają naprężenia łamiące, a po utworze-

*) Por. osobną planszę.

*) Por. osobną planszę.

niu rys działa już raczej obciążenie rozrywające, wywołane na powierzchni blachy kotłowej przez wewnętrzne ciśnienie pary. Jeśli zaś sprawa tak się przedstawia, to z chwilą powstania pierwszej rysy powierzchniowej naprężenia łamiące będą skupiać się, na podstawie wywodów z § 22, na końcach tej rysy, która znowu będzie się pod ich działaniem pogłębiać. Stąd wynika, że największe naprężenia skupiać się będą zawsze w końcu rysy, a w dalszych warstwach będą się tego rodzaju naprężenia zmniejszać co do swej bezwzględnej wartości. W tych wypadkach proces rekrytalizacji daje nam możność odkrycia zmian naprężeń od brzegu szczeliny w głąb materiału. Rys. 22 **) (pow. 130), blacha kotłowa Nr. 5, przedstawia koniec szczeliny nieco rozszerzonej wskutek korozji. Po procesie rekrytalizacji w przeciągu 24 godzin przy 710° wykryliśmy, że warstwa bezpośrednio idąca za szczeliną składa się z nadzwyczaj drobnych kryształów ferrytu widocznie pod działaniem sił łamiących została ona naprężoną do najwyższego stopnia. Następna warstwa składa się z ziaren różnej wielkości, wśród których pewne posiadają znaczne wymiary. Nie ulega wątpliwości, że ta warstwa była mniej naprężona, i że stopień wewnętrznych odkształceń, powstałych w siatce przestrzennej kryształów tej warstwy pod działaniem istniejących tu naprężeń był bliski do krytycznego (patrz § 10). Spowodowało to znaczne rozrastanie kryształów w odpowiednich temperaturach rekrytalizacji. Coś podobnego przedstawiono na rys. 23 **) (pow. 130), materiał blachy kotłowej Nr. 5, gdzie uwidoczniono materiał powierzchni blachy po rekrytalizacji wraz z idącym po powierzchni pęknięciem. Tutaj widać jasno, że okolice bliskie do szczeliny były widocznie w chwili powstawania szczeliny naprężone, a stopień tego naprężenia był bliski do krytycznego. W miarę jednak posuwania się w obie strony od szczeliny wielkość ziaren szybko powraca do zwykłego stanu. Oznacza to, że albo nie były one zupełnie naprężone, albo w tak małym stopniu, że nie spowodowało to zjawiska rozrastania ziaren podczas następnej rekrytalizacji. Sama szczelina rozszerzyła się nieco podczas rekrytalizacji i wypełniła się tlenkami.

§ 25. Badacz ma do rozporządzenia różne sposoby wykrywania naprężeń w miękkiej stali. Sposoby te posiadają różny stopień doskonałości. Ponieważ pomyślnie rozwiązanie tego zagadnienia, t. j. odkrycie stanu naprężenia materiału żelaznego, staje się w codziennej praktyce bardzo ważnem, przeto zatrzymamy się pokrótce nad wyjaśnieniem jakimi sposobami można osiągnąć ten cel. Podział wszelkich możliwych i nadających się do tego celu sposobów i metod zaczerpnęliśmy z pracy badaczy angielskich *T. H. Turner'a* i *J. D. Jevons'a* (Iron and Steel. CXI. 1925. 169 — 188). Wspominają oni:

- 1) o zdawna zastosowywanej do tego celu bezpośredniej obserwacji linii *Lüders'a* (figury działania sił), które zjawiają się wewnątrz kryształów, gdy obciążenia przekroczą granicę sprężystości w danym materiale.
- 2) o bezpośrednich pomiarach, jak to zaproponował prof. *E. Heyn* w 1913.
- 3) o pomiarach zmian gęstości i twardości.
- 4) o analizie gazów, wydzielających się podczas rozpuszczania odkształconego żelaza w kwasie azotowym.
- 5) o pomiarach zmian potencjału w miejscach o różnym stopniu zgniotu.

6) o wytrawianiu kwasem solnym lub azotowym, które działają silniej na miejsca zgniecione *).

7) o pomiarach zmiany oporu elektrycznego.

8) o zmianach właściwości magnetycznych.

9) o badaniu rentgenograficznym.

10) o badaniach mikroskopowych (metalograficznych).

11) o badaniach zapomocą rekrytalizacji.

12) o wytrawianiu specjalnymi odczynnikami, z których najbardziej opracowaną jest metoda *Fry* (*Stahl und Eisen* 1921, str. 1093).

Metoda *Fry* polega na wytrawianiu próbki roztworem dwuchorku miedzi w kwasie solnym przy ogrzewaniu do 200°. Po mniej więcej długim wytrawianiu występują wyraźnie linie działania sił (*Kraftwirkungsfiguren*). Na rys. 24 **) przedstawiono dwa poprzeczne przekroje starej blachy kotłowej. Fotografje te wzięte są z pracy *Fry'a*. Pierwszy przekrój wytrawiony został zwykłym odczynnikiem, używanym w metalografii dla makroskopji (wodny roztwór chlorku amoniowo-miedziowego) i pozwała wykryć stopień i charakter rozmieszczenia zanieczyszczeń. Drugi przekrój wytrawiony został specjalnym odczynnikiem *Fry'a* i wykazuje kierunki działania sił i stopień wywołanych przez nie naprężeń. Rys. 25 **) zapożyczony z pracy *D. Jevons'a* (Iron and Steel. CXI. 1925. 191 — 204) przedstawia linie działania sił w obszarze otworu dla nitów, oraz charakter i stopień naprężeń wywołanych przez słabe rozciąganie.

Jednak i ta metoda jedyna z pośród licznych, opracowana w dostatecznym stopniu, która znalazła szerokie zastosowanie praktyczne, nie jest doskonałą i nie daje całkowitego przedstawienia o rzeczywistym stanie fizycznym materiału i o jego zdolności do pracy na przyszłość. Trzeba materiał poddawać dodatkowym badaniom. I tu wypływa pytanie, jakimi metodami poza analizą chemiczną i badaniem metalograficznym należy przeprowadzać badanie materiału, aby w połączeniu z poprzedniem można było ostatecznie rozstrzygnąć pytanie nie tylko o obecnym stanie materiału, lecz by można było postawić prognozę o jego przyszłej pracy.

§ 26. Powszechnie przyjęte metody badań dążą do wyjaśnienia:

1) Charakteru i stopnia odporności metalu przeciw stałym odkształceniom przy obciążeniach statycznych, skąd otrzymujemy dane o właściwościach sprężystych metalu, o jego wytrzymałości *R* i twardości *H*.

2) Zdolności metalu do odkształceń plastycznych przez pomiar trwałych wydłużeń metalu pod wpływem obciążeń statycznych (*A*), i jego przytem zwężenia (*C*), co określa zarazem zdolność metalu do tworzenia płaszczyzn poślizgu. Ostatnie dwa oznaczenia (*A* i *C*) otrzymujemy równocześnie z określeniem granicy sprężystości i wytrzymałości, a w całości określają one już do pewnego stopnia stan fizyczny metalu, chociaż zależy to w znacznej mierze od warunków badania (wymiarów geometrycznych próbki, sposobu obciążenia, szybkości badania i t. p.). Uzupełniające dane otrzymujemy z określenia zdolności metalu do kucia, określenia kąta skrećania, kąta zginania i t. p.

3) Określenia pracy potrzebnej do wykonania pewnych odkształceń lub też złomu, co daje podstawę do

*) *G. Wazan* w *Z. d. V. D. I.* 1924 1185—1190 proponuje bardziej uproszczony i krótszy sposób wytrawiania kwasem azotowym przy zwykłych temperaturach.

**) por. osobną planszę.

wyjaśnienia zdolności materiału do wytrzymałości przeciw raptownym obciążeniom, i co na to samo wychodzi określa stopień ciągliwości materiału. Materiał powinien przytem wykazać zdolność do pochłonięcia pewnej ilości energii bez powstawania szczelin i stałych odkształceń, podobnie jak sprężyna. Tęgo rodzaju badania dynamiczne są bardzo czułe na obecność w metalu wszelkiego rodzaju wad budowy, zanieczyszczeń (żużli, szczelin, luk i t. p.), a również na błędy obróbki termicznej i mechanicznej. Badania przeprowadza się na próbkach z nacięciem (badania kruchości). Na te ostatnie badania zwracają obecnie wielką uwagę; wyniki ich uważa się za rozstrzygające przy ocenie wartości danego metalu lub stopu. Zwłaszcza w zastosowaniu do badań blach kotłowych metoda ta (dynamiczne badania kruchości) musi znajdować się obok badań ze statycznym obciążeniem. Bardzo często zdarzają się wypadki, że materiał blachy kotłowej wykazuje dostateczną wytrzymałość i wydłużenie, a jest przytem kruchy. Przeciwnie materiał ciągliwy zawsze posiada dobre R i A .

4) Zdolność materiału do wytrzymałości na okresowo zmieniające się naprężenia, można określić jedynie z badań materiału na zmęczenie.

Przyjęto powszechnie dokonywać badań materiałów metalicznych w tak zwanych temperaturach pokojowych. Jednakże ta ogólnikowa umowa daje często dowód do fatalnych i całkowicie błędnych wniosków o mechanicznych właściwościach metalu w temperaturach jego codziennej służby t. j. w bliskich lecz nieco różniących się od tak zwanych temperatur pokojowych. W § 14 omówiliśmy dokładnie teoretyczne podstawy tak zwanej kruchości na zimno i obecnie wiemy, że przejście z ciągliwego obszaru do kruchego bywa często gwałtowne i to tak dalece, że zmiana temperatury o parę stopni w stronę niższych temperatur przeprowadza nagle materiał z zakresu ciągliwego do zakresu kruchego. Obróbka termiczna (ulepszanie) przesuwają zakres ciągliwy na lewo, t. j. w stronę niższych temperatur; przegrzanie, obróbka na zimno, obecność zanieczyszczeń, (tlenki, azot, fosfor, siarka, mangan) odsuwają zakres ciągliwy na prawo (patrz rys. 9), t. j. w stronę wyższych temperatur. Z tego powodu całość badań od temperatury -20° do $+150^{\circ}$, względnie $+200^{\circ}$ zarysowuje położenie i charakter przebiegu krzywej spadku kruchości w miarę zwiększania temperatury. Całość tych wyników wspólnie z analizą metalograficzną wyjaśnia nie tylko zagadnienie stopnia czystości materiału i stopnia jego zgniotu, lecz również i stan jego obróbki termicznej. Równocześnie można rozwiązać pytanie, czy dany materiał może być jeszcze ulepszony zapomocą obróbki termicznej i to w jakim stopniu!

Zupełnie zrozumiałem jest, że wpływ obróbki mechanicznej, obróbki termicznej, jak również i stopnia czystości materiału (jego skład chemiczny) sumują się. Ogólny stan odporności materiału przeciw uderzeniom (stan jego kruchości) jest wynikiem wszystkich trzech wpływających czynników. Do oddzielenia każdego z tych trzech najgłówniejszych czynników przyczyniają się analiza chemiczna i analiza metalograficzna.

Celem powyższego artykułu było zwrócić uwagę miarodajnych czynników na konieczność poddawania blach kotłowych badaniom kruchości w temperaturach od -20° do $+200^{\circ}$. Jest to tem więcej potrzebne, że na podstawie zestawienia zmiany kruchości danego materiału wraz ze zmianą temperatury badania w postaci krzywej (patrz rys. 9) można wyprowadzić

wnioski o zachowaniu się danego materiału podczas jego dalszej służby, a również wyjaśnia się stopień jego poprzedniej obróbki termicznej.

Po wprowadzeniu wysokoprężnych kotłów parowych do naszej codziennej praktyki będziemy zmuszeni do tembardziej celowego i więcej szczegółowego badania czystości i wartości technologicznej materiału kotłowego.

JAKĄ POWINNA BYĆ OBRÓBKA TERMICZNA BLACH KOTŁOWYCH?

§ 27. Blachy kotłowe są wyrabiane z żelaza miękkiego o wytrzymałości około $35 - 40 \text{ kg/mm}^2$ i wydłużeniu $30 - 27\%$. Materiał musi być możliwie czysty (§ 2). Skład chemiczny materiału odpowiadającego takim właściwościom mechanicznym byłby następujący: $C = 0,10 - 0,12\%$; $Si = 0,05\%$; $Mn = 0,4$ do $0,5\%$; $P = 0,04\%$; $S = 0,04\%$. Zwykle przepisy wspominają prócz tego o konieczności badania materiału blach kotłowych na zginanie po zahartowaniu i na zdolność do kucia bez powstawania szczeliny. Nie wspominają one jednak o żadnej obróbce termicznej i rzadka jedynie słychać głosy, domagające się wyżarzania materiału kotła już po ukończeniu mechanicznej obróbki tegoż*). Poprzednie jednak dzieje pochodzenia materiału pozostawiają nie dające się zniszczyć ślady, a właściwości mechaniczne jednego i tego samego materiału mogą się silnie zmieniać w zależności od tych termicznych operacji, których poprzednio na nim dokonano. Tak na przykład w tablicy 1 przytoczono właściwości mechaniczne materiału blachy kotłowej № 5 w zależności od poprzedniej obróbki termicznej. Porównując dane tej tablicy z danymi następnej tablicy kruchości (patrz tabl. 2) możemy stwierdzić, że granica plastyczności (Q) jednego i tego samego materiału waha się od $21,8$ do $34,8 \text{ kg/mm}^2$ (wahanie do 60%) w zależności od jego poprzedniej obróbki termicznej, wytrzymałość (R) zmienia się w granicach, od $33,0$ do $43,6 \text{ kg/mm}^2$ (wahanie do 32%), wydłużenie (A) od 17% do $34,8\%$ (wahanie do 100%), przewężanie (C) od 65% do 73% (wahanie do 15%), twardość (H) od 99 do $149,5\%$ (wahanie do 50%) i odporność na uderzenie (U) od $2,5$ do $14,6 \text{ kgm/cm}^2$ (wahanie do 480%)*). Stąd wynika, że zagadnienie o obróbkę termiczną blach kotłowych, używanych do przygotowania tak odpowiedzialnych wytworów, jakimi są kotły parowe, nie jest zagadnieniem, które możnaby lekceważyć.

W § 26 wyjaśniliśmy konieczność badań zmian kruchości materiału w zakresie temperatur od -20° do 200° t. j. przez ustalenie rzeczywistego położenia krzywej zmiany ciągliwości wraz z temperaturą, a w tablicy 2 podajemy zmiany zwięzłości (kruchości) materiału blachy kotłowej № 5 w zależności od temperatury badania i poprzedniej obróbki termicznej. Jeśli otrzymane dane wprowadzimy na wykresy, to charakter krzywych będzie analogiczny do krzywych, przedstawionych na rys. 9.

Porównyując umieszczone w tablicy 2 wyniki i opierając się na wskazaniach § 14-go, dochodzimy do wniosku, że nawet przegrzany metal w temperaturach około 100° i nieco wyższych jest dostatecznie ciągliwy i że kruchość materiałów źle obrobionych przypada głównie na temperatury zwyczajne i nieco niższe. Jest to zjawisko tak zwanej kruchości na zimno,

*) Por. o „badaniach kruchości“, § 26.

TABLICA I

Zmiany właściwości mechanicznych materiału blachy kotłowej № 5 w zależności od poprzedniej obróbki termicznej.

Blacha Nr. 5.

Obróbka materiału blachy kotłowej		Q	R	A	C	H	U
1	Próby w stanie surowym	23,8	36,2	27,7	65,5	115,5	8,3
2	Próby po wyżarzeniu w ciągu 2 godz. przy 920° i po powolnym ochłodzeniu razem z piecem	23,8	36,8	30,0	65,0		
3		21,8	33,7	34,8	65,4	103,5	6,9
4		24,0	33,0	30,3	65,4		
5	Próby ulepszone przez: 1) hartowanie od temperatury 920° w: wodzie (+18°) 2) odpuszczenie w ciągu 1/2 godziny przy temperaturze 700°	30,7	43,0	17,7	69,0	130,5	13,3
6		30,3	41,7	17,0	69,0		
7		25,2	38,5	21,5	71,0	111	14,2
8		26,6	39,0	20,0	70,0		
9		22,1	37,5	23,5	70,0	115,5	13,5
10		23,0	37,5	23,0	72,5		
11		25,6	37,4	26,2	68,0	126	13,6
12		24,9	36,2	23,8	69,0		
13		30,4	39,0	28,8	72,7	111	12,4
14		30,8	38,8	25,4	72,2		
15		26,4	39,4	28,4	73,0	130	12,6
16		30,8	39,2	28,8	72,2		
17		30,6	43,6	23,8	70,2	126	12,6
18		30,4	43,5	21,2	70,5		
19		26,8	39,1	28,4	71,3	120	13,0
20		26,9	39,0	25,0	72,0		
21	Próby ulepszone przez: 1) hartowanie od temperatury 920° w: oleju (+18°) 2) odpuszczenie w ciągu 1/2 godziny przy temperaturze 700°	27,2	37,4	34,6	73,0	115,5	12,9
22		26,4	37,3	29,2	72,0		
23		27,4	37,3	29,2	73,0	115,5	14,6
24		28,0	37,8	28,8	72,0		

*) Prof. E. Chromiński — O potrzebie wyżarzania ścian kotłów parowych. — *Technika Ciepła* 1925, str. 102 — 103.

**) Porównaj „o badaniach kruchości”, § 26,

a zakres tej kruchości nie jest stałym dla danego materiału lecz przesuwają się to na prawo to na lewo w zależności od stanu fizycznego metalu, t. j. głównie od jego poprzedniej obróbki termicznej. Położenie tego zakresu jak to jasno wynika z danych umieszczonych w tablicy 2, zależy głównie: 1) od najwyższej temperatury w której materiał przebywał podczas obróbki termicznej, 2) od czasu przebywania w tej wysokiej temperaturze i 3) od szybkości studzenia. Znając przebieg krzywej zmiany kruchości w zależności od temperatury i twardości materiału poddanego przedtem jakiejś nieznannej obróbce termicznej (stan surowy) możemy z wystarczającą dokładnością określić charakter nieznannej obróbki termicznej i szybkość stygnięcia materiału surowego jak to wynika z podanej zależności zmian kruchości od temperatury, zestawionej w tablicy 2. Te dwie najprostsze i najtańsze metody badań mechanicznych: określenie: 1) twardości i 2) zmiany zwięzłości w kruchym zakresie niskich temperatur od -20° do $+200^{\circ}$ mogą i powinny być stosowane we wszelkich wypadkach kontroli materiału blach kotłowych równolegle ze sprawdzeniem ich analizą metalograficzną. W spornych i wątpliwych wypadkach należy szukać dodatkowych danych dla ustalenia ostatecznego wniosku o fizycznym

stanie danego materiału w wynikach wszędzie używanych prób na rozerwanie i w analizie chemicznej.

§ 28. Budowa metalu wyraża jego wewnętrzną istotę. Badając budowę danego materiału metalicznego zgóry określamy wiele z jego właściwości. Ponieważ, jak wiadomo, wszelkim zmianom właściwości danego materiału towarzyszą zmiany budowy, tem samem określa się zachowanie się materiału podczas jego służby.

W dalszym ciągu będziemy mieli do czynienia z pewnemi gatunkami blach kotłowych, które w podziale naszym posiadają numery, a wyniki analizy chemicznej i mechanicznej materiału tych blach umieszczono w tablicach 3 i 4. Budowa tych materiałów w stanie zwykłym składa się z dwóch składników metalograficznych: ferrytu — jest to prawie czyste żelazo, ściślej roztwór stały graniczny z 0,05% węgla w α — żelazie i 2) perlitu — jest to eutektoid, zawierający 0,85% węgla i przedstawiający bardzo ścisłą mieszaninę mechaniczną warstewek ferrytu i cementytu (związku chemicznego Fe_3C). Ferryt stanowi główną masę w materiale blach kotłowych i wypełnia zwykle około 90 — 94% całego materiału blachy kotłowej, podczas gdy dla perlitu w stanie normalnym pozostaje tylko

0.03
3600
10800
8000

TABLICA 2.
Zmiany kruchości materiału blachy kotłowej № 5 w zależności od temperatury badania i poprzedniej obróbki termicznej; kgm/cm².

Szybkość stygnięcia w °C/sek.	W stanie surowym	W stanie wyżarzonym w ciągu 2 godz. przy 920° a następnie studzony:			Rekrytalizowany w ciągu	
		powolnie w piecu	na powietrzu	W wodzie (+ 18°)	10 godz. przy 800°	24 godz. przy 700°
					następnie powolnie studzony w piecu	
H.	?	0,04°	0,5°	30°	0,04°	0,038°
U:						
— 15	2,3 } 2,3 z. 2,3 } „	2,1 } 2,5 z. 2,8 } „	3,4 } 3,2 z. 2,9 } „	6,4 } 6,4 z. 6,4 } „	1,4 } 1,7 z. 2,0 } „	4,0 } 3,9 z. 3,8 } „
0	6,3 } 5,7 „ 5,1 } „	3,6 } 4,3 „ 5,0 } „	7,3 } 7,3 „ 7,4 } „	7,5 } 7,1 „ 6,8 } „	4,3 } 4,9 „ 5,4 } „	6,9 } 6,9 „ 7,0 } „
+ 18	9,3 } 8,3 n. z. 7,3 } z.	6,6 } 6,9 „ 7,2 } „	9,6 } 9,2 n. z. 8,7 } z.	9,6 } 9,6 „ 9,7 } „	6,2 } 7,5 „ 8,8 } „	12,2 } 10,4 n. z. 8,5 } z.
+100	12,5 } 11,9 n. z. 11,4 } „	11,8 } 12,2 n. z. 12,7 } „	11,5 } 11,9 n. z. 12,3 } „	12,6 } 11,3 n. z. 10,0 } „	11,5 } 11,5 n. z. 11,5 } „	10,7 } 12,4 z. 14,1 } n. z.
+150	12,1 } 12,0 „ 11,9 } „	13,5 } 12,0 „ 10,6 } „	10,4 } 10,3 „ 10,2 } „	9,6 } 10,4 „ 11,2 } „	10,6 } 10,6 z. (17,2) n. z.	10,7 } 10,8 z. 10,8 } n. z.
+200	10,4 } 10,5 „ 10,5 } „	10,5 } 10,4 „ 10,3 } „	9,0 } 10,4 „ 11,9 } „	9,3 } 9,6 „ 9,9 } „	10,2 } 10,4 z. 10,6 } z.	10,9 } 12,0 z. 13,1 } n. z.

Szybkość stygnięcia w °C/sek.	Rekrytalizowany w ciągu			Przegrzewany w ciągu		
	50 godz. przy 600°	75 godz. przy 500°	150 godz. przy 420°	2 godz. przy 1200°	4 godz. przy 1100°	8 godz. przy 1000°
	następnie powolnie studzony w piecu do + 18°.					
H	0,035	0,032	0,03	0,04	0,04	0,04
U:						
— 15	5,7 } 4,9 z. 4,2 } „	6,3 } 5,4 z. 4,5 } „	6,4 } 5,8 z. 5,1 } „	1,5 } 1,4 z. 1,3 } „	2,7 } 2,4 z. 2,1 } „	2,0 } 2,5 z. 3,0 } „
0	7,9 } 7,9 „ ? } „	9,3 } 9,3 „ 9,4 } „	4,0 } 4,0 „ (3,2) } „	1,7 } 1,6 „ 1,6 } „	2,4 } 2,4 „ ? } „	2,6 } 2,6 „ ? } „
+ 18	12,7 } 10,7 n. z. 8,6 } z.	10,2 } 10,6 „ 11,0 } n. z.	15,4 } 15,5 n. z. 15,7 } „	2,4 } 2,5 „ 2,6 } „	7,3 } 7,3 „ 7,2 } „	7,9 } 7,8 „ 7,8 } „
+100	11,3 } 11,9 n. z. 12,5 } „	11,8 } 11,8 „ 11,7 } „	14,8 } 13,9 „ 12,9 } „	7,5 } 7,7 „ 7,8 } „	13,5 } 11,5 n. z. 9,6 } z.	14,6 } 12,8 n. z. 10,9 } z.
+150	12,1 } 11,4 „ 10,7 } z.	12,6 } 12,1 „ 11,6 } „	12,7 } 12,7 „ (10,1) } z.	10,4 } 10,0 „ 9,6 } „	10,6 } 11,3 „ 11,9 } n. z.	10,6 } 12,6 „ 14,5 } n. z.
+200	11,8 } 10,8 n. z. 9,8 } z.	9,9 } 9,9 z. 9,8 } z.	10,4 } 11,8 „ 13,2 } n. z.	10,7 } 11,1 „ 11,5 } n. z.	10,5 } 10,5 z. 10,4 } „	10,7 } 10,4 „ 10,0 } z.

„z“ — próbka zerwana, złom ziarnisty; „n. z.“ — próbka nie zerwana, złom ziarnisty.

6—10%. W ten sposób budowa materiału zwykłej blachy kotłowej składa się z ziaren ferrytu, pomiędzy którymi wciśnięte są nieznaczne skupienia eutektoidu — perlitu. Taką zwykłą budowę przedstawiają mikrofotografie 36 (pow. 65) i 39 (pow. 360)*.

Mikrofotografie 26, 27, 28 (pow. 60)* przedstawiają budowę materiału blachy Nr. 1. Blacha ta jak i wszystkie następne wzięta jest z do niedawna jeszcze czynnego, dość starego kotła parowego. Materiał blachy stanowi żelazo pudlarskie. Rysunek 26 i 27* przedstawiają budowę wzdłuż włókien, a rys. 28*) w poprzek włókien, Widzimy tutaj wielką ilość żużlowych

wtrąceń, niektóre z nich dochodzą do znacznych rozmiarów. Jasnym się staje, że mechaniczne właściwości takiego silnie zanieczyszczonego materiału są bardzo niskie (por. tablicę 4).

Mikrofotografie rys. 29* (pow. 60) i rys. 30* (pow. 180) przedstawiają budowę materiału blachy Nr. 5. Budowa ta przypomina bardzo budowę żelaza pudlarskiego, patrz rys. 27 i 28*, brak jedynie długich i wielkich wtrąceń żużlowych. Metal ten jest bez wątpienia pochodzenia martenowskiego, jednak źle był przed spu-

*) por. oddzielną planszę.

TABLICA 3.
Analiza chemiczna materiału blach kotłowych*).

	C	Si	Mn	P	S
Blacha № 1, żelazo pudlarskie	0,053	0,179	0,124	0,562	0,046
„ № 5, „ zlewne	0,095	0,012	0,430	0,080	0,041
„ № 6, „ „	0,099	0,051	0,485	0,028	0,041
„ № 7, „ „	0,085	0,044	0,409	0,026	0,025
„ № 8, „ „	0,070	0,030	0,530	0,080	0,040
„ № 9, „ „	0,090	0,012	0,590	0,057	0,026

*) Analizy wykonał p. Docent inż. W. Łoskiewicz, Adjunkt Zakładu Metalografii Akademii Górniczej w Krakowie.

TABLICA 4.
Porównawcze wyniki analizy mechanicznej blach kotłowych.

Blacha №	1*)	5**)	6	7***)	8	9
Granica plastyczności kg/mm ² (Q)****)	—	23,8	24,3	25,9	25,7	22,4
Wytrzymałość kg/mm ² (R)	25,6	36,5	37,1	31,6	38,7	35,7
Wydłużenie w % (A)	4,8	28,8	32,0	14,0(?)	29,0	27,0
Przewężenie w % (C)	—	65,2	59,0	?	62,0	61,0
Odporność na uderzenia kgm/cm ² (U)	w stanie surowym przy —15	2,1	2,3	3,2	1,5	1,9
	0	2,3	5,7	9,1	4,6	7,8
	+18	1,8	8,3	11,1	7,3	11,4
	+100	2,3	11,9	12,7	13,8	10,8
	+150	2,6	12,0	10,4	13,1	12,3
	+200	2,6	10,5	9,9	11,9	11,6
— „ — w stanie wyżarzonym	—15	2,1	2,5	2,7	2,6	2,2
	0	2,2	4,3	3,4	5,6	6,6
	+18	2,5	6,9	7,4	10,3	9,7
	+100	3,0	12,2	10,2	14,8	11,9
	+150	3,2	12,0	10,2	15,2	10,6
	+200	3,4	10,4	10,2	14,9	11,3
— „ — w stanie ulepszonym	—15	2,4	11,8	12,6	14,1	11,4
	0	2,5	12,5	13,2	15,4	11,5
	+18	2,5	14,6	14,0	15,1	11,1
	+100	3,5	15,0	14,0	17,0	11,6
	+150	4,2	13,9	14,8	16,5	11,5
	+200	4,3	11,2	13,6	15,6	12,8

Uwagi: *) Blacha № 1 wyrobu pudlarskiego.

**) Blacha № 5 silnie zanieczyszczona żużlami.

***) Blacha № 7 była silnie popękana a z tego powodu własności mechaniczne określone, znajdują się poniżej ich prawdziwej wielkości.

****) Właściwość materiału w stanie surowym.

stem odtleniony i dlatego znajduje się w nim wielka ilość drobnych kropelek żużlowych, wtłoczonych w większości wypadków bezpośrednio w ziarna ferrytu. W materiale tym spotkać można i większe żużle wyciągnięte w kierunku walcowania. Rys. 31* (pow.60) przedstawia budowę materiału blachy Nr. 7 i tworzy podobny obrazek: jeden większy żużel wyciągnięty w kierunku walcowania. Kierunek walcowania oznacza kierunek warstwowości. W zależności od ilości żużli i od ich rozłożenia w poprzecznym przekroju materiału warstwowość taka może być ścisłą i może zachowywać wyraźną kierunkowość poprzez całą

grubość blachy, jak to widać na rys. 31*), albo w postaci jednej szerokiej lub kilku niezależnych od siebie warstewek (ferrytowych), wypełnionych drobnymi wtrąceniami żużłowymi patrz rys. 32*, pow. 65, materiał blachy Nr. 9. Te kruche wtrącenia żużłowe bywają czasami tak szerokie, że wyłamują się podczas mechanicznej obróbki, stosowanej przy przygotowywaniu szlifów i tworzą przy tym łuki (patrz rys. 33*, pow. 65 — materiał blachy Nr. 9). Rozprzestrzenianie się szczeliny wgłąb metalu jest ułatwione wzdłuż takich kruchych

*) por. osobną planszę.

wtrąceń żużlowych. Rys. 34* (pow. 65) przedstawia podobny wypadek, w którym pęknięcie, utworzone na wewnętrznej stronie dennicy kotła Garbe rozchodząc się wgłąb metalu drogą okrężną przechodzi na kruchy gruby i długi żużel. W uzupełnieniu przykładów podanych w § 23 należy jeszcze raz podkreślić, że wszelkiego rodzaju pęknięcia, zachodzące w materiale blach kotłowych pod działaniem zewnętrznych sił odkształcających, zjawiają się najłatwiej w silnie zanieczyszczonym przez żużle materiale. Zobrazowanie tego daje rys. 35* (pow. 65), gdzie pęknięcie rozprzestrzenia się od wewnętrznej powierzchni wgłąb metalu poprzez ziarna wypełnione znaczną ilością drobnych wtrąceń żużlowych. Te kruche wtrącenia żużłowe przeciwdziałają odbywaniu się plastycznych poślizgów wskutek tego, że rozkładają się one w różnych miejscach ziaren w kierunkach rozmieszczenia płaszczyzn poślizgu (patrz § 8); pod działaniem więc zewnętrznych sił odkształcających powstaje cały szereg drobnych wśródkrystalicznych pęknięć, które następnie dodając się tworzą już makroskopową rysę. Przedstawiona na tej fotografii rysa została nieco rozszerzona dzięki późniejszemu działaniu korozji.

Miejscowe przegrzanie np. przy tłoczeniu dennic pozostawia głębokie ślady na budowie metalu. Np. rys. 36 i 37, (pow. 65*), przedstawiają budowę jednego i tego samego kawałka blachy kotłowej (blachy Nr. 9). Rys. 36 przedstawia budowę materiału z niezgniecionej części tego arkusza blachy, z którego wyłoczono dennicę kotła Garbe. Jest to budowa drobnoziarnista z pewną ilością perlitu, odpowiadającą analizie chemicznej. Rys. 37* przedstawia budowę części materiału tego samego arkusza blachy, która została poddana tłoczeniu. Budowa tej części jest gruboziarnistą widocznie rekrytalizowaną a oprócz tego brak tu perlitu; prawdopodobnie przy nagrzewaniu a może i przy miejscowym przegrzaniu przed tłoczeniem wypalił się węgiel. Drugi kocioł Garbe posiadał materiał również nieco przegrzany, przypuszczenie to oparte jest na jego gruboziarnistości. Jednak tłoczenie odbywało się widocznie przy stosunkowo niskich temperaturach i to na tyle niskich, że w budowie materiału pozostały ślady obróbki mechanicznej na zimno (poniżej temperatur rekrytalizacji) w postaci linii poślizgu. Na rys. 38* (pow. 65) można w poszczególnych ziarnach ferrytowych rozróżnić wiele takich śladów po odkształceniach poślizgowych, a rys. 39* (pow. 360) przedstawia szczegół jednego z takich ziaren, w którym wskutek odkształceń, odbytych na zimno pozostały cztery ślady deformacji poślizgowych.

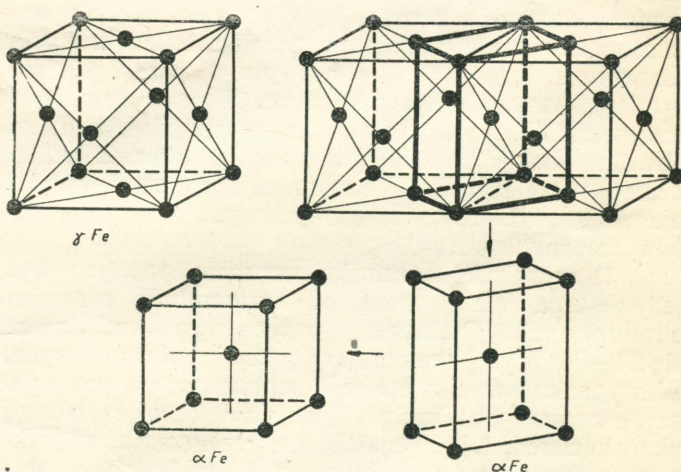
§ 23. Zlewki żelazny przeznaczony do wyrobu kotłów przechodzi podczas walcowania przez cały szereg złożonych procesów głównie o charakterze fizycznym. Należy przy tem mieć na uwadze dwie okoliczności: 1) że operacje tego rodzaju odbywają się przy stosunkowo wysokich temperaturach (patrz § 5), które jednakże nie powinny być wyższe od określonej granicy, i 2) że zakończenie procesu walcowania wiąże się z pewną temperaturą. Pierwsza okoliczność podyktowana jest niebezpieczeństwem przegrzania, a głównie niebezpieczeństwem nadmiernego nasycenia materiału blachy przez tlenki, druga umotywowana jest zupełnie specjalną właściwością żelaza i jego stopów z węglem zmieniającą w określonej temperaturze układu krystalograficznego a wraz z tem i pewnych właściwości fizycz-

nych. Zjawisko to odznacza się całkowitą zmianą wewnętrznej budowy materiału żelaznego w stanie stałym i nazywa się przemianą allotropową (patrz § 8), a temperatura, przy której to zjawisko się odbywa zwie się temperaturą przemiany allotropowej.

Na wysokość położenia temperatury allotropowej przemiany fazy „ γ ” — żelaza w fazę „ α ” — żelaza wpływa zawartość węgla w materiale. Węgiel obniża temperaturę tej przemiany z 906° (dla czystego żelaza) do 721° (dla stopu $Fe-C$ o zawartości 0,85% węgla). W ten sposób dla zwyczajnego żelaza kotłowego, które zawiera zwykle 0,1—0,15% węgla przemiana allotropowa „ $\gamma \rightleftharpoons \alpha$ ” odbywa się w temperaturze około $880^{\circ} \pm 10^{\circ}$. Zjawisko to przebiega z wydzielaniem (przy stygnięciu), lub z pochłanianiem (przy ogrzewaniu) ciepła (utajone ciepło przemiany allotropowej) i towarzyszy mu całkowita zmiana budowy.

Przy ochładzaniu t.j. przy przejściu fazy „ γ ” w fazę „ α ” należy tę przemianę budowy rozumieć jako ponowne wykrytalizowywanie w stanie stałym nowej odmiennej fazy stałej „ α ” — żelaza z twardziej fazy „ γ ” — żelaza. To ponowne wykrytalizowywanie „ α ” — fazy należy rozumieć w ten sposób: gdy temperatura obniżając się dojdzie do poziomu przemiany allotropowej, wtedy w masie już niestalego przy tej temperaturze „ γ ” — żelaza powstaje większa ilość nowych ośrodków kryształizacji (zarodków) nowej fazy „ α ” — żelaza trwałego przy tej i przy niższych temperaturach. Elementy nowej fazy szybko rozrastają się około tych nowych ośrodków kryształizacji kosztem materiału starej fazy i szybko obejmują całą masę metalu i wypełniają całą jego objętość.

E. C. Bain bardzo trafnie przedstawił mechanizm przemiany allotropowej żelaza „ $\gamma \rightarrow \alpha$ ” przy pomocy geometrycznych form przestrzennych, jak to pokazano na rys. 40*).



Rys. 40.

miany polega w tem, że żelazo z układu płaskocentrycznego sześciennego, którego elementy posiadają 14 atomów („ γ ”), przechodzi w układ sześcienny, przestrzenie zcentrowany o nieco odmiennym od poprzedniego parametrze i zawierający 9 atomów w sześcianie elementarnym („ α ”). Zachodzi przytem pewnego ro-

*) Parametr „ γ ” — żelaza = $3,592 \text{ \AA}$, a „ α ” — żelaza = $2,86 \text{ \AA}$. Atomy na chemaile E. C. Baina dla ułatwienia zrozumienia mechanizmu przemiany są silnie zmniejszone; porównaj z rysunkiem 5.

*) por. osobną planszę

dzaju „zagęszczenie“ atomów, związane z nieznacz-
nem przegrupowaniem atomów spowodowanym prze-
jściem budowy z bardziej obszernej siatki przestrzen-
nej „ γ “ — żelaza w bardziej sztywną siatkę przestrzen-
ną „ α “ — żelaza.

Mechaniczna obróbka na gorąco (walcowanie) roz-
bija kryształy na coraz to większą ilość krystalicz-
nych ułamków (krystalitów). Powinna być ona je-
dnak zakończona w temperaturze bardzo bliskiej do
temperatury przemiany allotropowej. Jeśli zakończe-
nie walcowania odbywa się w temperaturach znacznie
wyższych od temperatury przemiany allotropowej, to
sprzyja to powstawaniu gruboziarnistego agregatu. Za-
kończenie walcowania przy temperaturze niższej od
temperatury przemiany allotropowej pozostawia w ma-
teriale zjawiska zgniotu i związane z nim powsta-
wanie wewnętrznych naprężeń w ziarnach metalicz-
nych i skłonność ich do następnej rekrytalizacji
(patrz § 9 i 10). Oba te krańcowe zjawiska źle od-
działywiają na właściwości mechaniczne gotowego wy-
robu i z tego powodu są one niepożądane. Zakoń-
czenie walcowania ściśle w temperaturze przemiany
allotropowej nie pozostawia zupełnie czasu dla twor-
zenia się gruboziarnistości, a normalnie odbywająca
się przemiana allotropowa pozwala na powstawanie
większej liczby nienaprzężonych ziaren nowej fazy sta-
łej przy niskich temperaturach z większej ilości ułam-
ków kryształów, na jakie materiał został rozbitý pod-
czas obróbki mechanicznej na gorąco.

Należy przytem podkreślić, że jakiekolwiek by-
łyby warunki poprzedniej obróbki termicznej (np.
przeprzanie, byleby nie związane z nadmiernem po-
chłonięciem tlenu!) lub mechanicznej (nawet wielkie
stopnie zgniotu!), to podobne ogrzewanie danego ma-
teriału do temperatury nieco wyższej od temperatury
przemiany allotropowej przywraca materiałowi jego
pierwotny, nienaprzężony i równoważony stan, a za-
razem i drobnoziarnistość. Taki proces obróbki ter-
micznej, związany z przeprowadzeniem materiału w stan
roztworu stałego „ γ “ i z następem przekrytalizo-
waniem, nazywa się wyżarzaniem. W praktyce, często
wskutek konieczności technologicznych, idzie za niem
powolne ochładzanie niejednokrotnie wraz z ochła-
dzającym się piecem. Tego rodzaju proces wyżarza-
nia zawsze doprowadza do pewnych nowych wyni-
ków zależnych od:

1) *wysokości ogrzania*: ogrzanie powinno być
jedynie niewiele wyższe od temperatury przemian
allotropowych. Praktycznie w tych wypadkach bierze
się 20—30° wyżej temperatury przemian allotropowych.
W wypadku przeciwnym w temperaturach nieco wyż-
szych znowu spotykamy się ze zjawiskiem szybkiego
wzrostu ziaren, t. j. ze zjawiskiem przegrzania. W prak-
tyce budowa tego rodzaju dla stali miękkich i pół-
miękkich nosi nazwę budowy *Widmanstätten'a*.

2) *od czasu wytrzymania w temperaturze wy-
żarzania*, ponieważ krótkie wytrzymanie doprowadza
do niepełnego ujednorodnienia roztworu stałego węgla
w „ γ “ — żelazie, a długie ogrzewanie w temperaturze
wyżarzania powoduje nadmierne rozrastanie się kry-
ształów „ γ “ — żelaza, co wywołuje skutki podobne do
przeprzania.

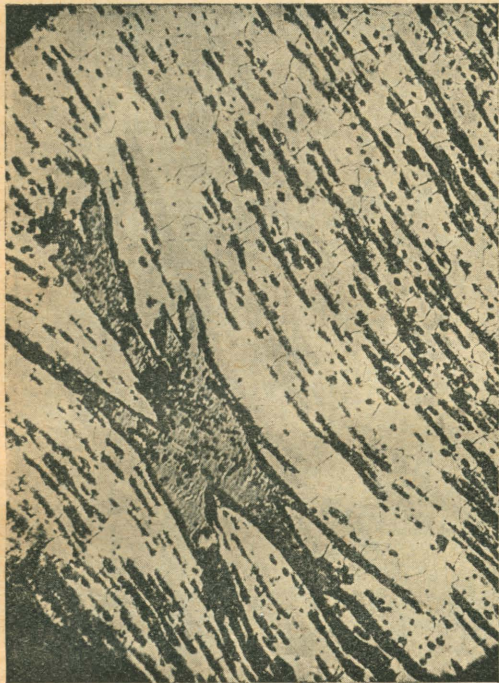
3) *od szybkości ogrzewania* i 4) *od szybkości
ochładzania*. Szybkie ogrzewanie doprowadza do nie-
równomiernego ogrzania poszczególnych części masy
przedmiotu metalicznego i do związanego z tem nie-
równomiernego rozszerzania się środka i obwodu.

Maksimum rozszerzania odpowiada początkowi prze-
miany allotropowej, następnie podczas dalszego biegu
przemiany allotropowej zachodzi znaczne kurczenie
(do 0,1% poprzedniej objętości) i następne ponowne
rozszerzanie. Znakomity uczony francuski *H. Le Cha-
telier* łączy te zjawiska rozszerzania i kurczenia z pro-
cesem przejścia twardej fazy „ α “ — żelaza w roztwór
stały „ γ “ — żelaza (przy ogrzewaniu!) w sposób na-
stępujący: Gdy tylko osiągniemy punkt A_1 , t. j.
w chwili, gdy eutektoid zacznie przechodzić w roztwór
stały, następuje kurczenie około 0,1%. Jeśli zahartu-
jemy próbkę w chwili rozpoczęcia kurczenia, to cała
masa stalowego materiału znajdować się będzie w po-
stać perlit + ferryt; zahartowanie w chwili osiągnię-
cia maksimum zmiany objętości daje troostyt, obok
którego znajdują się drobne ilości perlitu i marten-
zytu. Jeśli zahartujemy próbkę dopiero wtedy, gdy
osiągnie ona swą zwykłą objętość, t. j. tą, którą po-
siadała w początku kurczenia, to otrzymamy czysty
martenzyt. Tego rodzaju prawidłowość w zmianach
strukturalnych składników daje wskazówki o charak-
terze praktycznym, a mianowicie: w jakich temperaturach
należy przeprowadzać hartowanie w celu otrzymania
czystego martenzytu.

Istota obróbki termicznej stopów *Fe—C* polega
na tem, że w określonym zakresie temperatur, w wa-
runkach dostatecznie powolnego ochładzania bez przer-
wy odbywa się przemiana allotropowa „ γ “ $\rightarrow$ „ α “;
jeśli ochładzanie będzie bardzo szybkie, to ta prze-
miana allotropowa może nie odbyć się i materiał po-
zostanie w zwykłych temperaturach w stanie roztwo-
ru stałego węgla w „ γ “ — żelazie. Taki nienormalny
dla zwykłych gatunków stopów *Fe—C* stan niestą-
łej równowagi fizycznej odznacza się pewnymi odmienn-
mi właściwościami fizycznymi. Zahartowany materiał,
w którym istnienie „ γ “ — *Fe* zostało w zwykłych tem-
peraturach zatrzymane sztucznie zapomocą gwałto-
wnego ochładzania, dąży do przyjęcia stanu bardziej
stałej równowagi. Takim stanem o stałej równowa-
dze w zwykłych temperaturach będzie stan odmiany
allotropowej „ α “, a zahartowany materiał żelazny
(„ γ “ — *Fe*) znajduje się w stanie naprężonego dąże-
nia do przejścia w bardziej stałą fazę („ α “ — *Fe*).
Faktycznemu dokonaniu tej przemiany stoi na prze-
szkocie mała aktywność ruchów atomowych, ponie-
waż w zwykłych temperaturach przeciwdziałają swo-
bodzie ruchów atomowych we wnętrzu siatki prze-
strzennej zaledwie wielkie opory sił spójności i atomy
żelaza prawie nie są w stanie pokonać tych opo-
rów ze strony międzyatomowych sił przyciągania po-
mimo swego znacznego i naturalnego dążenia do
przejścia w układ „ α “. Wyraźnie podkreślamy wyżej
użyty termin „prawie nie są w stanie“ a to dla tego,
aby zwrócić uwagę czytelnika na istnienie ciągłości
i nieprzerwalności takich fizyko-chemicznych proce-
sów. Należy koniecznie rozumieć, że przemiana allo-
tropowa „ γ “ $\rightarrow$ „ α “ ma miejsce przy wszelkich wa-
runkach ochładzania i przy wszelkich temperaturach.
Jednakże proces ten odbywa się w czasie, a przy nis-
kich temperaturach szybkość tej przemiany jest nad-
zwyczaj małą. W miarę zwiększania temperatury t. j.
w miarę zwiększania ruchliwości atomowej szybkość
procesu zwiększa się coraz bardziej.

Jest rzeczą trudną otrzymać zahartowaną stal na-
wet wysoko węglistą w stanie austenitycznym, czyli
w stanie roztworu stałego węgla w „ γ “ — żelazie trwa-
łego w zwykłych temperaturach. W zwykłych warun-

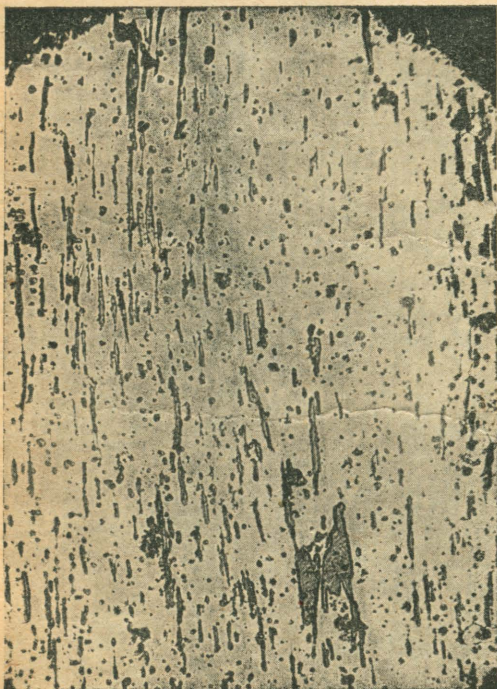
Do art. Prof. FESZCZENKO-CZOPIWSKIEGO
JAKĄ POWINNA BYĆ OBRÓBKA TERMICZNA MATERJAŁU BLACH KOTŁOWYCH.



Rys. 26.



Rys. 27.



Rys. 28.



Rys. 29.

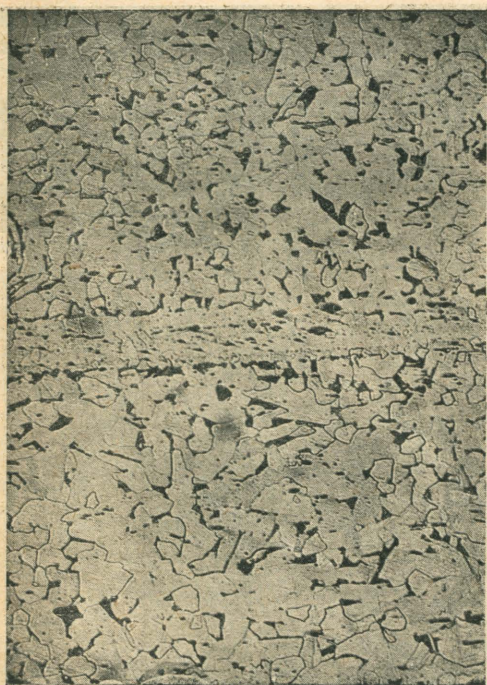
Do art. Prof. FESZCZENKO-CZOPIWSKIEGO
JAKĄ POWINNA BYĆ OBRÓBKA TERMICZNA MATERJAŁU BLACH KOTŁOWYCH.



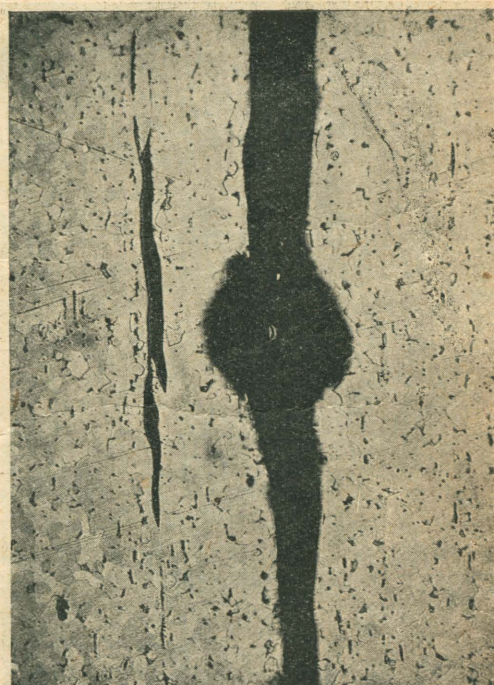
Rys. 30.



Rys. 31.



Rys. 32.



Rys. 33.

Do art. Prof. FESZCZENKO-CZOPIWSKIEGO
JAKĄ POWINNA BYĆ OBRÓBKA TERMICZNA MATERJAŁU BLACH KOTŁOWYCH.



Rys. 34.



Rys. 35.

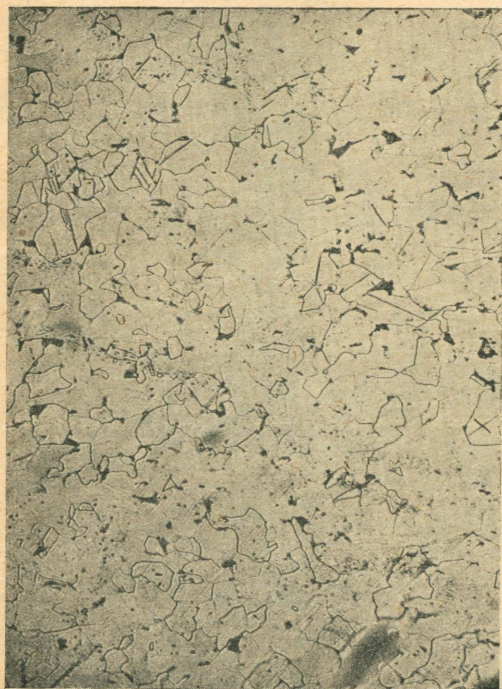


Rys. 36.



Rys. 37.

Do art. Prof. FESZCZENKO-CZOPIWSKIEGO
JAKĄ POWINNA BYĆ OBRÓBKĄ TERMICZNA MATERJAŁU BLACH KOTŁOWYCH.



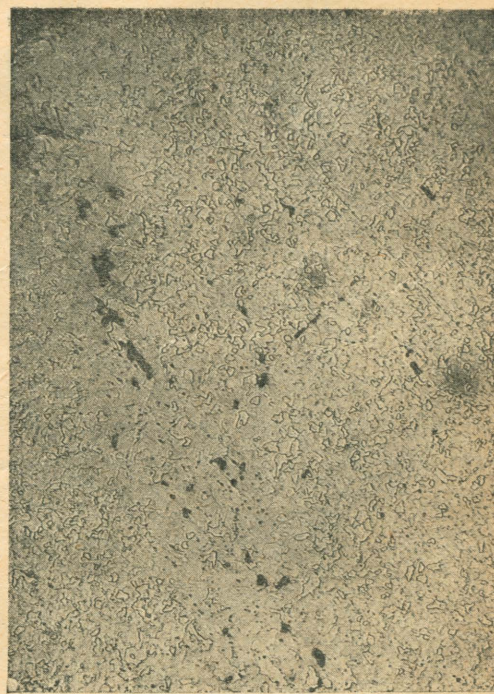
Rys. 38.



Rys. 39.



Rys. 41.



Rys. 42.

TABLICA 5.

Zmiany kruchości ulepszonego materiału blachy kociołowej w zależności od temperatury badania i stopnia poprzedniego ulepszenia; kgm/cm²

	Hartowany od t-ry 920° w wodzie (+18°), następnie odpuszczony w ciągu 30 min przy					
	700°	650°	600°	550°	500°	400°
	i powolnie studzony w piecu					
H	103,5	111	120	126	126	130,5
U;						
— 15	10,0] 9,5 n. z. 9,0] z.	10,6] 11,0 z. 11,4] n. z.	11,0] 10,6 n. z. 10,2] „	9,9] 11,1 z. 12,3] n. z.	7,2] 7,4 z. 7,6] „	7,3] 7,2 z. 7,1] „
0	9,7] 9,9 z. 10,2] n. z.	13,0] 12,3 „ 11,7] „	11,2] 11,2 „ 11,2] „	14,9] 13,0 „ 11,0] „	7,8] 7,9 „ 8,0] „	7,7] 7,6 „ 7,4] „
+ 18	12,5] 11,7 „ 10,9] „	12,2] 12,4 „ 12,5] „	11,0] 11,8 „ 12,6] „	10,9] 12,4 „ 13,8] „	12,2] 10,5 n. z. 8,8] z.	10,6] 9,5 „ 8,4] „
+ 100	11,2] 11,9 „ 12,5] „	12,7] 12,7 z. (10,6)] „	11,2] 12,1 „ 13,0] „	(10,4)] 13,2 z. 13,2] n. z.	11,8] 11,9 n. z. 11,9] „	12,3] 12,1 n. z. 11,9] „
+ 150	12,0] 11,7 „ 11,5] „	13,9] 13,6 n. z. 13,4] „	11,2] 12,1 „ 13,0] „	12,8] 11,9 „ 11,0] „	12,3] 11,0 „ 9,6] z.	12,5] 11,2 „ 9,9] z.
+ 200	12,3] 12,2 „ 12,2] „	12,7] 12,3 „ 12,0] „	13,7] 12,4 „ 11,2] „	9,5] 9,5 „ 9,5] z.	9,8] 10,3 „ 10,7] n. z.	12,6] 10,5 n. z. 8,5] z.

	Hartowany od t-ry 920° w wodzie (+18°), następnie odpuszczony w ciągu 30 min przy					
	700°	650°	600°	500°	400°	700°
	i szybko ochłodzony [hartowany w wodzie (+18°)]					ochłodzony na powietrzu
H	130,5	126	142,5	136	130,5	126
U:						
— 15	11,2] 11,2 n. z. 11,3] „	10,0] 10,3 n. z. 10,6] „	10,4] 11,3 z. 12,3] n. z.	11,1] 10,9 n. z. 10,8] „	8,7] 9,7 z. 10,6] „	10,5] 10,5 n. z. ?] „
0	13,0] 13,0 „ 12,9] „	11,4] 12,4 „ 13,4] „	11,6] 12,6 „ 12,7] „	11,3] 10,9 „ 10,4] „	10,0] 11,2 „ 12,4] n. z.	12,7] 12,7 „ (8,3)] z.
+ 18	14,4] 13,3 „ 12,2] „	12,7] 12,6 „ 12,5] „	11,9] 12,5 „ 13,2] „	11,5] 11,5 „ ?] „	11,0] 11,5 „ 11,9] „	14,4] 14,0 n. z. 13,6] „
+ 100	14,7] 14,1 „ 13,5] „	12,2] 12,6 „ 13,0] „	11,7] 11,7 „ (10,3)] z.	12,0] 11,4 „ 10,8] „	(9,2)] 11,5 z. 11,5] n. z.	15,5] 14,0 „ 12,5] „
+ 150	(12,6)] 13,8 „ 13,8] „	12,5] 11,9 „ 11,3] „	13,1] 12,7 n. z. 12,4] „	9,9] 11,0 z. 12,0] n. z.	10,8] 11,1 „ 11,4] „	10,6] 13,7 „ 16,7] „
+ 200	14,9] 15,3 „ 15,8] „	11,5] 11,2 „ 10,8] z.	12,7] 12,2 „ 11,6] „	10,8] 10,6 „ 10,3] z.	10,9] 10,2 „ 9,4] z.	14,8] 13,2 „ 11,7] „

	Hartowany od t-ry 920° w wodzie (+ 18°)				Hartowany od t-ry 920° we wrzącej wodzie (+ 100°)	
	n a s t ę p n i e o d p u s z c z o n y w c i ą g u 3 0 m i n u t p r z y					
	650°	700°	700°	650°	700°	700°
	szybko ochłodzony na powietrzu	szybko ochłodzony w wodzie (+18°) i powtórnie odpuszczony w ciągu 30 min. przy t-rze			powolnie ochłodzony w piecu	szybko ochłodzony w wodzie wrzącej
		400°	300°	400°		
		p o c z e m p o w o l n i e s t u d z o n y w p i e c u				
H	130	111	115,5	120	115,5	120,0
U:						
— 15	11,1 } 10,9 n. z 10,7 } „	11,1 } 11,3 n. z 11,5 } „	10,5 } 10,7 n. z 11,0 } „	9,9 } 10,5 z 11,0 } n. z	9,9 } 8,9 z 8,4 } „	9,5 } 8,6 z 7,8 } „
0	12,4 } 11,5 „ 10,7 } „	13,4 } 13,3 „ 13,3 } „	13,0 } 13,6 „ 14,2 } „	11,4 } 11,4 „ 11,3 } „	12,1 } 12,1 n. z 12,2 } „	11,9 } 12,1 n. z 12,2 } „
+ 18	12,6 } 12,6 „ (10,4) } z	13,3 } 14,2 „ 15,0 } „	14,4 } 13,5 „ 12,6 } „	13,1 } 13,0 „ 12,9 } „	14,7 } 14,9 „ 15,1 } „	10,3 } 12,2 „ 14,1 } „
+ 100	13,6 } 13,3 n. z 12,9 } „	15,1 } 15,1 „ (12,5) } „	15,2 } 15,0 „ 14,9 } „	12,3 } 12,3 „ 12,3 } „	11,4 } 10,9 „ 10,4 } „	12,5 } 12,5 „ (11,1) } „
+ 150	11,3 } 12,5 „ 13,7 } „	15,4 } 14,5 „ 13,5 } „	15,0 } 13,6 „ 11,9 } „	12,2 } 12,4 „ 12,6 } „	9,6 } 10,3 r 10,9 } n. z	10,6 } 10,6 (?) „ 10,7 } „
+ 200	12,7 } 11,5 „ 10,3 } „	12,1 } 12,0 „ 11,8 } „	12,3 } 12,6 „ 12,9 } „	12,0 } 11,9 „ 11,8 } „	10,5 } 10,8 „ 11,1 } „	14,4 } 13,3 „ 12,2 } „

	Hartowany od t-ry 920° w wodzie wrzącej (+ 100°)		Hartowany od t-ry 920° w oleju rzepakowym			
	i nie odpuszczony	odpuszczony w ciągu 3 min. przy 700° ponownie hartow. we wrzącej wodzie i w ciągu 30 min. powtórnie odpuszcz. przy 400° i pow. ochł. wraz z piecem	i nie odpuszczony	odpuszczony w ciągu 30 min. przy 700°		
				i powolnie ochłodzony w piecu	i szybko ochłodzony w oleju (+ 18°)	i szybko ochłodzony w oleju, poczem powtórnie odpuszcz. w ciągu 30 min. przy 400° i powolnie ochłodzony w piecu.
H	130,5	111,0	130,5	115,5	130,5	115,5
U:						
— 15	9,0 } 9,5 z 10,0 } n. z	(7,2) } 9,1 z 9,1 } „	9,7 } 10,1 z 10,6 } n. z	11,0 } 12,4 n. z 13,8 } „	7,3 } 8,1 z 8,9 } „	11,4 } 11,8 n. z 12,2 } „
0	10,5 } 11,0 „ 11,5 } „	(9,2) } 10,4 „ 10,4 } n. z	13,1 } 11,1 „ 9,2 } z	14,0 } ? „ (7,0) } „	8,7 } 8,6 „ 8,4 } „	(10,2) } 12,5 „ 12,5 } „
+ 18	12,1 } 11,1 „ 10,1 } „	10,9 } 12,5 „ 14,1 } „	12,6 } 11,5 n. z 10,4 } „	13,0 } 12,9 „ 12,9 } „	11,1 } 11,0 n. z 10,8 } „	14,6 } 14,6 „ (11,6) } „
+ 100	12,1 } 11,5 „ 10,9 } „	15,5 } 14,6 „ 13,7 } „	12,2 } 12,3 „ 12,3 } „	10,2 } ? „ 10,0 } „	12,9 } 12,3 „ 11,7 } „	11,5 } 15,0 „ 18,5 } „
+ 150	9,6 } 9,7 z 9,7 } n. z	12,3 } 12,2 „ 12,0 } „	10,1 } 9,9 „ 9,6 } z	12,1 } 12,1 „ (10,8) } „	12,2 } 11,0 „ 10,8 } „	15,2 } 13,9 „ 12,5 } „
+ 200	9,2 } 9,3 z 9,4 } „	16,5 } 15,9 „ 15,3 } „	8,9 } 8,9 „ 8,9 } „	11,2 } 11,4 „ 11,5 } „	10,2 } 10,4 „ 10,6 } „	11,6 } 11,2 „ 10,7 } „

TABLICA 6.

Porównanie wyników ulepszania blach Nr. 5, 8 i 9.

		Q	R	A	C	U
Blacha N 5 w stanie	surowym	23,8	36,5	28,8	65,2	8,3
	wyżarzonym	22,9	33,4	32,5	65,4	6,9
	ulepszonym	26,8	37,4	31,9	72,5	14,6
„ N 8 „	surowym	25,7	38,7	29,0	62,0	7,3
	wyżarzonym	24,6	38,0	36,0	64,0	8,1
	ulepszonym	27,0	39,2	33,0	70,0	17,9
„ N 9 „	surowym	22,4	35,7	27,0	61,0	11,4
	wyżarzonym	21,6	33,4	32,0	66,0	9,7
	ulepszonym	28,4	38,8	32,0	66,0	11,1

kach hartowania otrzymujemy stal w stanie mieszanym t. j. austenit + martenzyt, to znaczy, że allotropowa przemiana „ γ ” $\rightarrow$ „ α ” w większej części masy metalu już się odbyła nawet przy wielkiej szybkości ochładzania, t. j. w warunkach energicznego hartowania i jedynie stosunkowo niewielka część zahartowanej masy składa się z jeszcze nierozłożonego austenitu obok tak zwanego „świeżo hartowanego martenzytu”. Przemiana austenit $\rightarrow$ martenzyt przy niskich temperaturach jest bardzo powolną. Świeżo hartowany martenzyt jest to faza przejściowa, znajdująca się w hartowanych stalach obok austenitu i składająca się z najdrobniejszych ziaren „ α ” — żelaza (ferrytu) o wymiarach około 50—100 atomowych średnic. W ziarnach świeżo hartowanego martenzytu węgiel jest utrzymywany w stanie rozproszenia atomowego: jest to roztwór pseudo-stały (*E. C. Bain, Z. Jeffries, R. Archer*). Węgiel dąży do tego, by wydzielić się w postaci Fe_3C tak z austenitu, jak i ze świeżo hartowanego martenzytu. To ostatnie dążenie jest podstawą procesów hartowania i odpuszczania. Z tego powodu już przy zwykłych temperaturach nie tylko z austenitu, lecz i ze świeżo hartowanego martenzytu zaczynają się wydzielać drobnutkie kryształki węgla żelaza (Fe_3C , cementytu), jednakże w coraz powolniejszym tempie z powodu utrudnionego przebiegu różnego rodzaju przegrupowań atomów przy niskich temperaturach. Ogólna przytem ilość kryształków „ α ” — żelaza zwiększa się. W zwykłym martenzycie część węgla występuje już w postaci Fe_3C i jest rozsypaną w masie „ α ” — żelaza jako drobne kryształki nadkrytycznej wielkości. Jednak w temperaturach bliskich do temperatury przemian allotropowych najdrobniejsze cząsteczki Fe_3C mogą wydzielić się jednocześnie i niezależnie od biegu samej przemiany o ile tylko wystarczy czasu na przemieszczenie węgla i skupienie go w cząsteczki Fe_3C . W ten sposób pomijając tworzenie się martenzytu tworzy się troostyt.

Stąd wypływa określenie dla troostytu: są to: drobnoziarniste nieco większe i lepiej wykształcone kryształki „ α ” — żelaza z rozsypanymi w nich kryształkami Fe_3C nadkrytycznej wielkości. Wtedy z analogii sorbit oznaczają będzie to samo co troostyt i martenzyt, różnić się jednak będzie dalszym wzrostem kryształków „ α ” — żelaza i kryształków Fe_3C . Kryształki „ α ” — żelaza w sorbitcie posiadają według obrazowego oznaczenia *E. C. Bain'a* nie więcej niż 1000 średnic atomowych, t. j. mniej niż 10^{-5} mm. Pod perlitem tedy rozumiemy mieszaninę (eutektoid), w której w najściślejszym sąsiedztwie obok czą-

steczek roztworu granicznego węgla w „ α ” — żelazie (ferrytu) znajdują się cząsteczki cementytu Fe_3C w stanie zupełnej równowagi. Jest to składnik charakteryzujący swą obecnością stan wyżarzony z następnym powolnym stygnięciem.

Austenit jest miękkim składnikiem, również i świeżo hartowany martenzyt jest dość miękki. Największą twardość wykazuje zwyczajny martenzyt w tak zwanym stadium krytycznego rozproszenia węgla w bardzo drobnoziarnistej budowie „ α ” — żelaza*). Twardość troostytu, a względnie i sorbitu jest mniejsza; są to składniki przejściowe od hartowanej budowy martenzytycznej o największej twardości i wytrzymałości a stosunkowo najmniej z możliwych dla danego materiału ciągliwości i odporności na uderzenie do budowy wyżarzonej t. j. perlit-ferrytycznej, która posiada najmniej z możliwych dla danego materiału twardość i wytrzymałość, a największą ciągliwość i odporność na uderzenie.

Powstaje teraz zagadnienie, jakim operacjom termicznym należy poddać dany materiał, aby z jednej strony podnieść nieco jego wytrzymałość, a z drugiej aby ciągliwość i odporność na uderzenie pozostawały nie mniejsze niż w materiale wyżarzonym. Rozwiązanie tego zagadnienia znajdujemy w wynikach otrzymanych przy pomocy „ulepszania”.

Proces ulepszania należy do metod tak zwanej obróbki termicznej i składa się z dwóch względnie z trzech odrębnych procesów wykonywanych kolejno jeden po drugim na jednym i tym samym przedmiocie, a mianowicie: 1) Nagrzewanie próbki do temperatury hartowania t. j. praktycznie do temperatury mniej więcej o 30° wyższej od temperatury przemiany allotropowej „ α ” $\rightarrow$ „ γ ” i ogrzewanie w tej temperaturze przez pewien czas w celu ujednorodnienia roztworu stałego dzięki odbywającej się w tym czasie dyfuzji (wyżarzanie), a następnie hartowanie w letniej wodzie, albo lepiej w oliwie. 2) Odpuszczanie. Temperatura odpuszczania może być nieco wyższą lub nieco niższą w każdym jednak wypadku niższą od temperatury A_1 . Dla żelaza kotłowego o zawartości węgla około 0,10% ustaliliśmy temperaturę A_1 — 725° , a z tego powodu temperatura odpuszczania musi być około $700 - 650^\circ$. W tych warunkach odpuszczania uprzednio zahartowany materiał otrzymuje maksimum A_1 , C i U , a zarazem zachowuje nieco zwiększone R i H . Czas trwania odpuszczania może wynosić około 30 min.,

*) Szczegóły patrz mój artykuł: Samoulepszenie podczas starzenia — Przegląd Górniczo-Hutniczy 1926, str. 44 i 51.

Stan surowy	Stan wyżarzony w ciągu 2 godz. przy 920° z następującym powolnym chłodzeniem razem z piecem	Stan ulepszony Hartowanie od 920° w wodzie (+18°); następnie odpuszczanie 1/2 godz. przy									Stan ulepszony Hart. w oleju odpuszcz. 1/2 g. przy	
		650° i następnie powolne chłodzenie razem z piecem	700°	650°	700°	650°	700°	700°	650°	700° i następnie powolne ochłodzenie razem z piecem	700° i następnie szybkie ochł. w oleju i powtórń. odp. 400° i pow. ochł.	
			i następnie szybkie chłodzenie w wodzie (+18°)	i następnie szybkie chłodzenie w powietrzeu	i następnie szybkie chłodzenie w wodzie + 18 poczem powtórne odpuszczanie przy							
					400°	300°	400°					
U: —15 0 +18 +100 +150 +200	2,3 5,7 8,3 11,9 12,0 10,4	2,5 4,3 6,9 12,2 12,0 10,4	11,0 12,3 12,4 12,7 13,6 12,3	11,2 13,0 13,3 13,5 13,8 15,3	10,3 12,6 12,4 12,6 11,9 11,2	10,5 12,7 13,6 15,5 13,6 13,2	10,9 11,5 12,6 13,3 12,5 11,5	11,3 13,3 14,2 15,1 14,5 12,0	10,7 13,6 13,5 15,0 13,6 12,6	10,5 11,4 13,0 12,3 12,4 11,9	12,4 ? 12,9 ? 11,5 11,4	11,8 12,5 14,6 15,0 13,9 11,2
H Q R A C	115,4 23,8 36,5 28,8 65,2	103,5 22,9 33,4 32,5 65,4	111 30,6 38,9 27,1 72,5	130,5 30,5 42,3 17,4? 69	126 30,5 43,6 22,5 70,4	126 25,3 36,8 25,0 68,5	130 28,6 39,3 28,6 72,6	111 25,9 38,8 20,8 70,5	115,5 22,6 37,5 23,3 71,3	120,0 26,9 39,1 26,7 71,7	115,5 27,7 37,5 29,0 72,5	115, 26, 37, 31, 72,

Zwiększenie w %

Blacha T-ra	№ 1	№ 6	№ 5	№ 9	№ 8	№ 7	Prawdopodobne średnie ulepszenie
15	+ 15	+ 294	+ 391	+ 500	+ 725	+ 840	+ 550
0	+ 10	+ 34	+ 135	+ 50	+ 224	+ 750	+ 240
+ 18	+ 40	+ 26	+ 71	—	+ 145	+ 50	+ 60
+ 100	+ 50	+ 10	+ 27	+ 8	+ 33	+ 23	+ 20
+ 150	+ 51	+ 42	+ 21	—	+ 16	+ 26	+ 21
+ 200	+ 52	+ 38	+ 15	+ 10	+ 17	+ 31	+ 22

Zachodzi pytanie, jakim powinno być to ochładzanie? Powolne ochładzanie odpuszczanych próbek pozostawia w metalu kruchość wyżarzania, szybkie ochładzanie wywołuje powstanie w metalu naprężeń wewnętrznych. W celu uniknięcia obu niepożądanych zjawisk opracowaliśmy kombinowany sposób ochładzania: szybkie ochładzanie próbek od temperatury odpuszczania ($650 - 700^{\circ}$) w letniej lub nieco cieplej wodzie i powtórne słabe odpuszczanie przy temperaturze 400° (20—30 min.) z następnem powolnym ochładzaniem od tej temperatury aż do temperatur pokojowych (w piecu). W ten sposób przechodząc zapomocą szybkiego ochładzania zakres temperatur rekrytalizacji ($700-400^{\circ}$) unikamy „kruchości wyżarzania“ (patrz § 19), a powtórne lekkie odpuszczenie przy 400° wyrównuje powstałe podczas szybkiego ochładzania miejscowe wewnętrzne naprężenia. Tego rodzaju kombinowany sposób ulep-

szania zwiększa nieco granicę sprężystości, wytrzymałość, a wydłużenie — mało różni się od wydłużenia w materiale wyżarzonym, przewężenie wzrasta nieco powyżej tego, jakie otrzymujemy w materiale wyżarzonym. Żłom ulepszanego w ten sposób materiału jest bardzo drobnoziarnisty (porcelanowy), a co najważniejsze, kruchość jest najmniejszą ze wszystkich możliwych dla danego materiału o danym składzie chemicznym. Zakres kruchości przesuwają się przy tym do najniższych temperatur. Mikrostruktura ulepszonej blachy Nr. 8 przedstawiona na mikrofotografii rys.41*), (pow. 60), a mikrofotografia rys. 42*) (pow. 60) przedstawia miejsce w ulepszonej blasce Nr. 5, pełne żużli. Wyniki różnych sposobów ulepszania mówią same za siebie, jak, to wynika z tablicy 5, w której umieszczono wyniki licznych badań kruchości ulepszanego materiału blachy kotłowej Nr. 5, którą hartowano od temperatury 920° w 1) wodzie +18°, 2) w wodzie +100° i w 3) oleju rzepakowym +10°, następnie odpuszczano przez 30 minut przy temperaturach 700°, 650°, 600°, 550°, 500°, i 400°, a szybkość ochładzania

*) Por. osobną planszę

po odpuszczeniu zmieniano w różny sposób, jak to zaznaczono w tablicy w celu ustalenia warunków optimum odporności ulepszanego materiału na uderzenia.

Dla ułatwienia czytelnikowi decyzji połączyliśmy główne wyniki z tablic 1, 2 i 5 w jedną dodatkową 7, a na podstawie tablic 4 i 6 ułożono tablicę 8. Z dwóch tych ostatnich tablic (tablic 7 i 8) wynika, że skutki kombinowanego ulepszania są następujące: 1) Podnosi się (wprawdzie stosunkowo nieznacznie!) granica plastyczności (a wraz z nią wszystkie właściwości sprężyste) i wytrzymałość, 2) wydłużenie pozostaje na poziomie wartości dla materiału wyżarzonego, przewężanie zwiększa się nieco, 3) znacznie zwiększa się odporność na uderzenie w temperaturach zwyczajnych, a cały kruchy zakres przesuwają się na lewo w stronę niskich temperatur.

Nie jest ustalone w jakim okresie zjawiają się pęknięcia w materiale kotła parowego, czy w czasie jego pracy, tj. kiedy materiał kotła parowego przebywa w wyższych temperaturach, czy w czasie jego oziębiania (względnie ogrzewania), lub nawet w czasie przebywania kotła w spokoju w zwykłych temperaturach, pod wpływem np. nagłych uderzeń. Teoretycznie należy spodziewać się, że raczej w ostatnich dwóch wypadkach, tj. w czasie przebywania materiału blach kotłowych w zakresie kruchości w niskich temperaturach. A wtedy staje się niewątpliwą korzyść ulepszania materiału blach kotłowych zapomocą obróbki termicznej ze względu na uodpornienie go przeciw pęknięciom, ze względu na przedłużenie jego życia i podniesienie bezpieczeństwa.

§ 31 W codziennej praktyce przemysłowej mamy często do czynienia z różnorodnymi wypadkami nieoczekiwanych uszkodzeń lub złomów (pęknięć) bardzo nieraz nawet odpowiedzialnych części maszyn, co pociąga za sobą częściowe lub całkowite wstrzymanie pracy zakładów. W takich wypadkach zachodzi potrzeba albo szybkiej zamiany uszkodzonej części przez nową (zapasową), lub w ostatecznym wypadku szybkiej naprawy. Taką szybką naprawę, ratującą często położenie, wykonywuje się obecnie zapomocą spawania uszkodzonej części.

Spawanie można wykonać albo ogrzewając miejsca spawane w łuku elektrycznym, w płomieniu acetyleny, (benzyny), gazu wodnego, lub wreszcie przez zastosowanie sposobu aluminotermicznego.

W ostatnich latach uwagę technologów zajmuje zapowiedź praktycznego rozwiązania zagadnienia łączenia poszczególnych metalowych (żelaznych) części całego zespołu (n. p. w kotle parowym: blachy walczków, części komór, komory z rurkami wodnymi i ogniowcami i t. d.). Te poważne zagadnienia technologiczne, mające na celu usunąć potrzebę połączeń nitowych cieszą się zasłużonym zainteresowaniem.

A) Trwałość szwa spawanego w łuku elektrycznym.

§ 32.— Elektryczne (łukowe) spawanie znajduje obecnie coraz większe zastosowanie we wszystkich gałęziach przemysłu głównie jako środek szybkiej naprawy. Warunki wykonywania jednak tego procesu już z góry przewidują konieczność powstania w samym szwie całego szeregu niedokładności spawania.

Istota elektrycznego spawania polega na tem, że przestrzeń pomiędzy dwoma poddanymi spawaniu (łączeniu) przemieszczają wypełnia się spływającym z elektrody płynnym metalem powstałym przez roztopienie

w żarze łuku elektrycznego żelaznej anody¹⁾. Ten płynny metal jest silnie przegrzany i oddaje nadmiar swego ciepła sąsiadującym warstwom materiału przeznaczanego do połączenia i to w takiej ilości, że powierzchnia spawanego materiału (ścianki żłobu wypełnianego płynnym metalem) albo nadtapiają się, albo co najmniej silnie mięknią. W obu wypadkach następuje bezpośrednie połączenie się materiału spawanego z spływającym z anody metalem, zapelniającym szew.

Od tej strefy „właściwego szwa spawania“, powstałego z metalu płynnego, ciągną się w głąb materiału spawanego stopniowe zmiany budowy a więc powstają, początkowo warstwy będące podczas spawania w stanie plastycznym (rozmiękczone), następnie półplastyczne, a wreszcie warstwy ogrzane ciepłem wytworzonym przy procesie spawania aż do temperatur powyżej przemian allotropowych, t. j. takie, które doznały ponownej krystalizacji w stanie stałym i warstwy ogrzane do temperatur niższych od temperatur przemian allotropowych, t. j. takie, które nie doznały ponownego przekształcenia, a rekrytalizowały o tyle tylko o ile były zgniecione już to przedtem już to podczas samego procesu spawania i t. d. aż do tych miejsc, w których temperatura zupełnie, albo prawie nie zmieniała się podczas procesu spawania. Innymi słowami powstaje stopniowe przejście od „istotnego szwu spawania“ powstałego z metalu płynnego w stanie przegrzanym aż do miejsc znajdujących się stale w niezmiennych temperaturach otoczenia podczas procesu spawania.

Całość tworzy „rzeczywisty“ szew spawania.

To co zwykle obserwujemy pod mikroskopem (porównaj mikrofotogr. № 43 i 44, (pow. 75) jest „widoczną“ granicą pomiędzy materiałem o nienaruszonej, budowie, a materiałem, który doznał zmian w swej budowie wskutek zachodzącej obróbki termicznej podczas procesu spawania. „Istotna“ granica spawania jest ukryta gdzieś w warstwie spoiny i w wypadku idealnego spawania nie można znaleźć tej granicy pod mikroskopem; w zwykłych technologicznych warunkach spawania, kierunek tej istotnej granicy spawania wskazywać będą „błędy spawania“ (patrz rys. 53).

„Widoczna“ granica spawania jest granicą wpływów obróbki termicznej na budowę materiału poddanego spawaniu; da się ona dobrze rozróżnić pod mikroskopem, zwłaszcza w wypadku budowy warstwowej spawanego materiału i nie jest ona stałą. W miarę coraz dłuższego przebywania miejsc granicznych w temperaturze rekrytalizacji (poniżej przemian allotropowych) zwiększa się coraz bardziej obszar wzrastających w tych warunkach ziaren, a widoczna granica spawania przesuwa się w głąb metalu w miejsca, których budowa nie była dotychczas naruszona. W ten sposób zwiększa się ogólna szerokość widocznego szwa spawania. Aby uczynić granicę tą bardziej stałą należy cały przedmiot spawany wyżarzyć, w temperaturach powyżej przemian allotropowych i następnie dać ostygnąć w warunkach jednakowych całej masie przedmiotu. Wtedy wszystkie miejscowe wewnętrzne naprężenia różnej wielkości i różnego znaku, powstałe w różnych miejscach spawania podczas i z powodu nierównomiernego ochładzania i pod wpływem następującej po spawaniu me-

¹⁾ Por. mój artykuł „Ulepszenie miejsc spawanych elektrycznie drogą obróbki termicznej“ Czasopismo Techniczne. 1926, str. 172 — 179.

chanicznej obróbki (kucia) zostaną usunięte dzięki zmianie fazy zachodzącej podczas przemiany alotropowej „ γ ” $\rightarrow$ „ α ” i dzięki związanemu z tem zjawisku przekształcania (przy ochładzaniu od temperatur nieco wyższych od A_3). Wtedy dopiero materiał całego „rzeczywistego” szwa spawania znajdować się będzie w stanie równowagi.

Wszędzie obecnie stosowane sposoby spawania w łuku elektrycznym przeprowadza się w atmosferze powietrza. Wszystkim znany jest wielki stopień powinowactwa żelaza do tlenu i azotu w wysokich temperaturach łuku elektrycznego. Z tego powodu nie dziwnego, że materiał spływający z anody, i wypełniający szew spawania jest przesycony tlenem i azotem.

Współczesna amerykańska literatura periodyczna zanotowała już fakty udanie przeprowadzonych w Ameryce prób spawania elektrycznego w atmosferze wodoru, lub bezpośrednio wodorem. Całkowicie unikając w tych wypadkach tworzenia się tlenków i azotków, stajemy, według naszego mniemania, przed faktem powstania kruchości wskutek rozpuszczania się wodoru w materiale szwa spawanego. Zdawałoby się mogło, że najbardziej celowy byłby odpowiednio opracowany sposób spawania w próżni. Zagadnienie to jednak okazało się bardzo trudnym w praktycznym rozwiązaniu i dotychczas jeszcze nie jest opracowane.

Szew elektrycznie spawany zawiera, według określeń *H. Neesse*, około 0,32—0,25% tlenu. Należy przy tem pamiętać, że tlen rozpuszcza się w roztworze stałym jedynie w nieznacznym stopniu, a mianowicie graniczna zawartość tlenu w roztworze stałym „ α ” — żelaza nie przekracza 0,05%¹⁾. Stąd wynika, że pozostała masa znajdującego się w materiale szwa spawanego tlenu powinna znajdować się pod postacią jakiegoś międzymetalicznego połączenia, nierozpuszczającego się w „ α ” — żelazie, lecz wydzielającego się w postaci dodatkowych wtrąceń. Takim międzymetalicznym połączeniem żelaza i tlenu jest FeO . Należy mieć przy tem na uwadze, że 0,1% tlenu odpowiada 0,45% wagowym FeO .

Nadmierne te ilości wtrąceń FeO , w materiale szwów spawanych mogą występować pod postacią bardzo drobnych kropelek, jak to pokazano na rys. 45 i 46 (pow. 450), to znowu pod postacią większych wkropień o różnej formie i powierzchni (rys. 47, pow. 150) i wreszcie rys. 48 (pow. 150). W pewnych wypadkach żuźlowe te wtrącenia wyciągnięte są w formie zbitych mas i wykazują w swej budowie jakieś inne prawdopodobnie bardziej złożone z punktu widzenia ich chemicznego charakteru, jednostki. W poszczególnych wypadkach żużelki te wyciągnięte są w postaci dosyć cienkich nitek, (rys. 49, pow. 150). Czasami w sąsiedztwie takich wtrąceń żuźlowych znajdują się pęcherze, (rys. 50, pow. 75), lub resztki jam usadowych, jak na rys. 51 (pow. 150), u góry, jako skutek występujących przy stygnięciu materiału szwa spawanego objawów miejscowego kurczenia się. Większe nagromadzenia tlenku żelaza przedstawiają eutektyczną budowę układu podwójnego $Fe-FeO$, jak to wynika z rys. 50—52. Na rys. 48 (pow. 150) przedstawiono większe wtrącenia żuźlowe jako dalszy ciąg jamy usadowej. Powyższy żużel wykazuje jeszcze swoistą budowę.

Pochodzenie wtrąceń tlenku żelaza, przedstawionych na rys. 44—48, jest pierwotne: są to nadmierne ilości FeO , które nie mogły się rozpuścić w stałej fazie¹⁾ i wydzielili się przy krzepnięciu. Przeciwnie tlenki przedstawione na rys. 45 i 46 (pow. 450) i 53 (pow. 150), z wyjątkiem długich guzów, wydzielili się widocznie już z roztworu stałego (głównie z „ γ ” — Fe) wskutek obniżenia stopnia rozpuszczalności tlenu w żelazie w miarę obniżania temperatury. Nie należy jednak utożsamiać tlenków żelaza powstałych podczas stapiania z tlenkami, znajdującymi się już na powierzchni spawanych przedmiotów (rys. 54 pow. 150). Aby uniknąć tych ostatnich poleca się materiały przeznaczone do spawania czyścić przednio starannie dłem i szczotkami.

Układ podwójny $Fe-FeO$ nie jest jeszcze dostatecznie termicznie zbadany. Obecność jednak tlenu w materiale żelaznym w postaci roztworu stałego albo w postaci podobnych do szkła międzymetalicznych wtrąceń pogarsza znacznie wszelkie mechaniczne właściwości żelaza. Badacz niemiecki *A. Wimmer* twierdzi, że przy obecności 0,13% tlenu zwiększa się kruchość żelaza w dwójnasób, a przy zawartości około 0,18% tlenu aż czterokrotnie. Podobnie wraz ze zwiększeniem zawartości tlenu zmniejsza się wytrzymałość i sprężystość. Jednak *Wimmer* nie stwierdził przy tem zmniejszenia ciągliwości; według jego badań wydłużalność żelaza, zawierającego około 0,2% tlenu pozostawała wciąż na jednakowym poziomie. Stanowi to dowód dla naszego twierdzenia, że z wielkości A (wydłużenie) nie można wyprowadzać ostatecznego sądu o rzeczywistej ciągliwości żelaza. Mamy wrażenie, że stopień pogorszenia właściwości bogatego w tlen materiału szwów spawanych zależy w znacznym stopniu od postaci, w jakiej się tlen tam znajduje. Niewątpliwem jest, że twardość materiału szwa spawanego będzie wzrastać w miarę procentowego zwiększania zawartości kruchoego szklatego FeO i to wbrew twierdzeniu *A. Wimmer'a*, który znalazł przy zawartości około 0,2% tlenu w żelazie zmniejszenie twardości z 102 do 94 jednostek Brinell'a!

§33.— Azot przy spawaniu przechodzi bardzo łatwo i w znacznych ilościach do roztworu „ γ ” żelaza, a następnie w miarę obniżenia temperatury nadmierne jego ilości wykrystalizowują z roztworu stałego w postaci azotków żelaza. Rozpuszczalność azotu jest bardzo znaczną nawet w „ α ” — żelazie: przy 580° dochodzi do 0,5%, a następnie w zależności obniżenia temperatury zmniejsza się silnie i to w takim stopniu, że w zwykłych temperaturach wynosi zaledwie 0,015%.

Szew elektrycznie spawany zawiera, według określeń *H. Neesse*, 0,122% azotu. W miarę ochładzania materiału szwa spawanego wydzielają się z roztworu stałego azotu w żelazie nadmierne ilości azotu w postaci azotków żelaza (ściślej — kryształów mieszanych o różnej zawartości azotu²⁾ w iglastej a czasami siatkowej formie.

Na rys. 55 (pow. 300) przedstawiono budowę szwa spawanego o formie iglastej; są to azotki żelaza. Na rys. 56 (pow. 150) pokazano granicę szwa spawanego, oddzielającą miękkie żelazo o zwykłej siatkowej

¹⁾ Według określeń *F.S. Tritton'a* i *D. Hanson'a*, Iron and Steel Inst. 1924. CX, 90—120. Według niemieckich autorów *A. Wimmer'a* Stahl und Eisen 1925, 73—79 i prof. *P. Oberhoffer'a* — „Das technische Eisen” 1925, 167—187, — jeszcze mniej.

²⁾ Rozpuszczalność FeO w płynnym żelazie w temperaturach bliskich lecz wyższych od temperatur topienia żelaza według *F.S. Tritton'a* i *D. Hanson'a* (Iron and Steel Inst. 1924. str. 109, rys. 8) nie jest zupełną. Przy zawartości tlenu więcej niż 0,21% tworzą się dwie płynne warstwy: jedna dolna o granicznej zawartości tlenu około 0,21%, a druga górna przedstawia czysty FeO , t. j. zawiera około 22% tlenu.

³⁾ Z. d. V. d. I. 1924. str. 1125.

budowie z odpowiednimi ilościami wtrąceń perlitu od materiału szwa wypełnionego igłami azotków i kropełkami tlenków. Azot nie tylko zwiększa wytrzymałość, twardość i kruchość, lecz równocześnie silnie zmniejsza ciągliwość. Przy zawartości azotu równej 0,1% spada zdolność metalu do wydłużenia przy statycznym rozciąganiu do zera!

Należy przy tem wspomnieć, że przeciętną zawartość tlenu (0,25%) i azotu (0,12%) w szwie spawanym można znacznie obniżyć, a tem samem polepszyć wytrzymałościowe właściwości szwów przez zastosowanie pewnych ostrożności charakteru mechanicznego jak również przez użycie ochronnych środków chemicznych. Tak np. od nadmiernego utlenienia spływającego z anody żelaza chroni w znacznym stopniu warstewka zabezpieczająca. Rozmaite patenty polecają pokrywać drut żelazny, stanowiący anodę przy spawaniu takimi powłokami, które wywołują ożuzlanie tlenków. Taka warstewka zabezpieczająca składa się głównie ze sproszkowanego glinu, jako środka oddleniającego, azbestu, fluorków i innych ożuzlających i oddleniających i wiążących substancyj. Składniki te znacznie ułatwiają spawanie, łuk nie ulega zbyt częstym przerwom, metal spływa bez przerwy, a łatwo topliwy żużel, pokrywający jeszcze płynny materiał szwa sprzyja wydzielaniu się gazów, pochłaniania zanieczyszczenia szwa i nie dopuszcza doń tlenu i azotu z powietrza. Korzystne działanie tych warstewek zabezpieczających daje się odczuwać bardzo wyraźnie przy pracy z prądem zmiennym, przy którym jak dotychczas otrzymywano wyniki zawsze nieco gorsze niż przy posługiwaniu się prądem stałym. Trudno jednak wątpić w celowość zastosowania prądu zmiennego. Widocznie dopiero dalszy postęp techniki spawania potrafi usunąć chwilowe trudności, wynikające obecnie przy korzystaniu z tańszego i bardziej rozpowszechnionego prądu zmiennego.

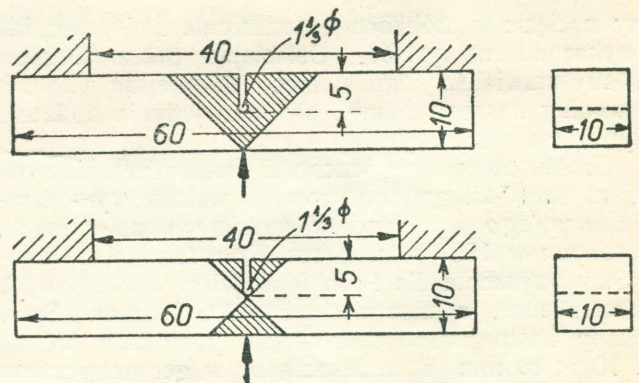
§ 34. Należy mieć na uwadze i tą okoliczność, że szew spawany, powstały z płynnej fazy szybko stygnie. Przy spawaniu nie można uniknąć szybkiego ochładzania wobec wielkiego przewodnictwa cieplnego żelaza i wielkiej różnicy miejscowych temperatur w tym samym kawałku żelaza. Ponieważ różne miejsca zaczynając od materiału szwa i dalej w głąb materiału spawanego były ogrzane do różnych temperatur, przeto wpływ szybkości stygnięcia na materiał będzie różny. Dlatego też budowa samego szwa i sąsiadujących z nim miejsc wcale nie będzie jednorodna. Materiał szwa spawanego posiada nieco podhartowaną budowę dzięki właśnie bardzo szybkiemu stygnięciu od wysokich temperatur. W miarę posuwania się w głąb materiału igłasta zahartowana budowa przechodzi w siatkową. Gdzieś pomiędzy temi dwoma skrajnymi strefami o charakterystycznych budowach: iglastej i siatkowej znajdziemy czasami budowę rekrytalizowaną, (patrz rys. 44, pow. 75), która często zajmuje granicę szwa rzeczywistego, leży jednakże poza granicą materiału szwa spawanego. Ta strefa rekrytalizowana będzie tem węższą, im szybciej odbywał się proces ochładzania i przeciwnie będzie ona tem szerszą, im dłużej dane miejsce przebywało w temperaturach rekrytalizacji. Naturalnie wszystkie te przejściowe strefy posiadać będą różne stopnie wewnętrznych naprężeń, co zwiększa stan ogólnej kruchości szwa spawanego.

§ 35. Oddawna wiadomo, że szew elektrycznie (łukowo) spawany jest bardzo twardy; wytrzymałość jego w stanie surowym i w stanie wyżarzonym jest często nawet nieco wyższą, niż wytrzymałość mater-

jału spawanego, ciągliwość jednak materiału szwa spawanego jest bardzo mała. Podobnie w przeważającej ilości wypadków i odporność szwów na uderzenie jest bardzo niska (wielki stopień kruchości).

Przyczyną tak wysokiej wytrzymałości, kruchości i twardości przy równocześnie niskiej ciągliwości jest to, że materiał szwa spawanego jest silnie zanieczyszczonym, jak o tem wspominaliśmy w §§ 32 i 33, azotem, tlenem i żużlami, a prócz tego znajduje się w nim wiele różnego rodzaju nieciągłości budowy, jak np. pęcherze, luki, szczelinki i t. p. Z tego powodu mechaniczne badania materiału szwów spawanych poleca się przeprowadzać przy pomocy dynamicznych obciążeń (próby na uderzenie), które słusznie uważa się obecnie za jedyny ścisły sposób, prowadzący do wykrywania stopnia czystości materiału i stopnia odporności jego budowy (patrz § 26 pozycja 3).

W poniżej umieszczonej tablicy 9 przytoczono wyniki mechanicznych badań próbek zawierających poprzeczny szew spawany. Próby spawania wykonane w łuku elektrycznym prądu stałego oznaczone są w naszym systemie znakowania przy pomocy litery „S“, stojącej na drugim miejscu. Litera „Z“, stojąca na drugim miejscu służy na oznaczenie prądu zmiennego. Sposób mechanicznego przygotowania końców blach spawanych oznaczono ogólnie przyjętymi i zrozumiałymi określeniami X i V, stojącymi na trzecim miejscu. Badań dokonano albo w stanie surowym („S“ na pierwszym miejscu) albo wyżarzonym W (na pierwszym miejscu), albo wreszcie w stanie ulepszonym (U na pierwszym miejscu). Proces ulepszenia posiadał trzy odmiany w stadium odpuszczania, a mianowicie bezpośrednio po odpuszczeniu przy temperaturze około 650 — 700° następowało albo: a) powolne ochładzanie odpuszczonej próbki (znak UP), b) szybkie ochładzanie w wodzie (UH), c) szybkie ochładzanie w wodzie od temperatury odpuszczania, powtórne odpuszczanie od temperatury 400° i następne powolne ochładzanie (UK). Ten ostatni „kombinezony“ sposób ulepszenia, jak to objaśniliśmy w § 29, miał z jednej strony na celu uniknięcie kruchości wyżarzania, a z drugiej — usunięcie wewnętrznych naprężeń, powstających w każdym metalu w warunkach szybkiego ochładzania



Rys. 57.

§ 36. Logicznie sądząc, należałoby przeprowadzić nacięcie na próbkach na uderzenie z boku próbek na grubość szwa spawanego. Biorąc jednak pod uwagę, że badaliśmy wytrzymałość szwa w specjalnym celu, a mianowicie w celu zbadania możliwości zastosowania tej metody spawania do naprawy kotłów parowych, gdzie szew spawania bywa rozciągany w swych górnych częściach w dolnych zaś jest ściskany, dawa-

TABLICA 9.

Mechaniczne badanie materiału szwów spawanych, na 30 tonowej prasie Amslera. Szew spawany wpoprzek próbki. Próbki płaskie: 160 mm. l = 100 mm. g = 11 mm. s = 25 mm.

	Znako- wanie	Q	R	A	C	U w a g i	U	U w a g i
A. Próby surowe.								
Materiał nie spawany	S	30,4	40,3	32,5	61,8	—	8,2	—
„ spaw. stałym prądem	SSX	30,5	35,3	8,0	?	przez szew	2,4	duże wady spaw.
„ „	„	30,5	41,8	25,0	57,0	„	3,6	„
„ „	SSV	32,9	36,0	7,0	?	„	3,3	złom ziarnisty
„ „	„	32,8	38,7	7,0	?	„	3,0	„
„ spaw. zmien. prądem	SZX	30,3	32,7	7,0	?	„	5,6	wady spaw.
„ „	„	29,0	40,3	21,0	?	„	4,2	złom ziarn.
„ „	SZV	30,1	40,2	12,0	?	„	3,4	„
„ „	„	29,7	41,1	12,0	?	„	„	wady spaw.
B. Próby wyżarzzone.								
Materiał nie spawany	W	29,2	37,1	35,0	69,5	—	6,9	—
„ spaw. stałym prądem	WSX	22,9	38,7	29,0	63,2	obok szwu	1,4	wady spaw.
„ „	„	24,0	34,3	10,0	?	przez szew	1,5	„
„ „	WSV	21,6	31,2	10,0	?	„	3,6	„
„ „	„	16,7	34,7	16,0	?	„	1,8	„
„ spaw. zmien. prądem	WZX	23,5	37,1	14,0	?	„	1,1	„
„ „	„	23,6	38,8	29,0	60,0	obok szwu	2,4	„
„ „	WZV	25,1	38,8	28,0	60,0	„	3,6	„
„ „	„	23,8	38,2	15,0	?	przez szew	3,5	„
C. Ulepszone zwykłym sposobem								
Materiał nie spawany	UP	30,7	40,7	31,0	66,4	—	10,4	—
„ spaw. stałym prądem	UP SX	28,9	42,7	9,0	?	poza dł. pomiar.	5,8	wady spaw.
„ „	„	30,6	42,5	11,0	?	„	7,1	złom drobnziarn.
„ „	UP SV	22,6	36,0	8,0	?	przez szew	6,9	„
„ „	„	22,2	38,4	14,0	?	poza dł. pomiar.	6,6	wady spaw.
„ spaw. zmien. prądem	UP ZX	28,7	41,4	13,0	?	przez szew	3,0	„
„ „	„	31,3	43,2	12,0	?	„	3,0	„
„ „	UP ZV	29,8	44,3	9,0	?	poza dł. pomiar.	5,9	„
„ „	„	32,2	44,4	12,0	?	„	5,8	„
D. Ulepszone w sposób kombinowany								
Materiał nie spawany	UK	25,3	39,6	33,0	69	—	11,3	—
„ spaw. prądem stałym	UK SX	31,0	45,0	23,0	64	obok szwu	6,0	wady spaw.
„ „	„	30,3	44,8	26,0	64	„	6,6	„
„ „	UK SV	26,1	40,2	14,0	?	poza dł. pomiar.	5,6	„
„ spaw. zmien. prądem	„ SV	24,9	39,3	13,0	?	„	5,1	„
„ „	UK ZX	30,1	44,0	13,0	?	przez szew	4,4	„
„ „	„	30,2	43,6	14,0	?	„	8,5	drobnziarn.
„ „	UK ZV	32,3	45,4	23,0	62,5	obok szwu	5,9	wady spaw.
„ „	„	32,9	46,3	23,5	63,5	„	3,8	„

liśmy nacięcie w próbkach na uderzenie zgóry tak, jak to wykazano na rys. 57. Osłabiając przez to szew spawany stawialiśmy go w nieco trudniejsze warunki, co, według naszego zdania, powinno jedynie dodatnio wpływać na nasze wywody.

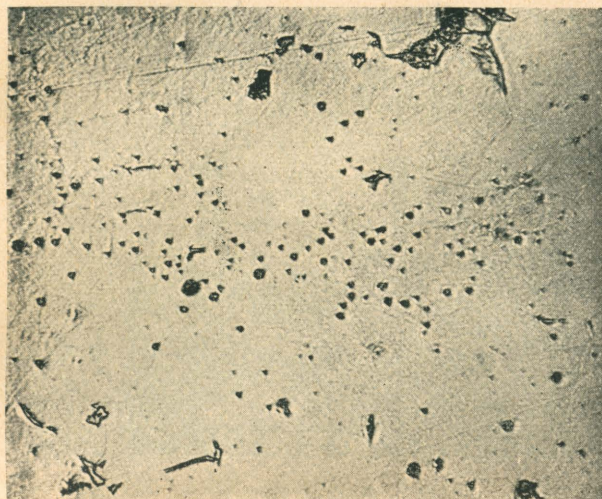
Próbki do badania kruchości przez uderzenie z nacięciem na 10-kilogramometrowym wahadłowym taranie *Charpy'ego* wycinano w wymiarach normalnych, poleconych w 1909 roku przez Kongres Międzynarowy Stowarzyszenia dla Prób Materiałów Budowlanych w Kopenhadze, a mianowicie 60×10×10 mm. Szew spawany zestrugiwano do równego poziomu z próbka t. j. 10×10 mm i umieszczano w geometrycznym środku próbki. Blachy używane do spawania posiadały grubość 11 mm. Odpowiednia obróbka termiczna odbywała się przed ostatecznym przygotowaniem prób. Każde określenie jest średnim z dwóch równoległych dokonanych określeń za wyjątkiem tych stosunkowo rzadkich wypadków, gdy z powodu nadmiernych błędów spawania wyniki badania całkowicie zaprzeczały ogólnej prawidłowości, znajdującej potwierdzenie w podobnych próbach danej i równoległej serji odpowiednich badań. Te, według naszego zdania, anormalne wy-

niki umieszczono w tablicach na swoich miejscach w nawiasach i przy obliczeniu średnich wartości nie brano ich w rachubę.

§ 37. Przy porównywaniu otrzymanych wyników rzuca się w oczy fakt, że wszystkie próbki spawania w stanie surowym rozrywają się przez szew spawania. Granica proporcjonalności pozostaje prawie niezmienną i identyczną z granicą proporcjonalności w materiale niespawanym podobnie i wytrzymałość w większości wypadków pozostaje bliską do wytrzymałości niespawanego materiału, natomiast wydłużenie (A) i przewężenie (C) są przeważnie znacznie niższe, niż w materiale niespawanym. W najlepszych wypadkach spadało wydłużenie 25 — 30%, w gorszych spadek ciągliwości dochodził do 70 — 80%, a przewężenia w tych wypadkach wogóle nie było. Zrozumiałem jest, że i badania kruchości wykazały w najlepszych wypadkach obniżenie odporności na uderzenie w porównaniu z niespawanym materiałem o 30 a często i o 70—80% poniżej normalnej odporności. W takich wyjątkowych wypadkach na złomach zawsze widoczne były braki spawania w postaci albo niespojonych miejsc, albo pęcherzyków, żużli i t. p.

Do art. Prof. I. FESZCZENKO-CZOPIWSKIEGO

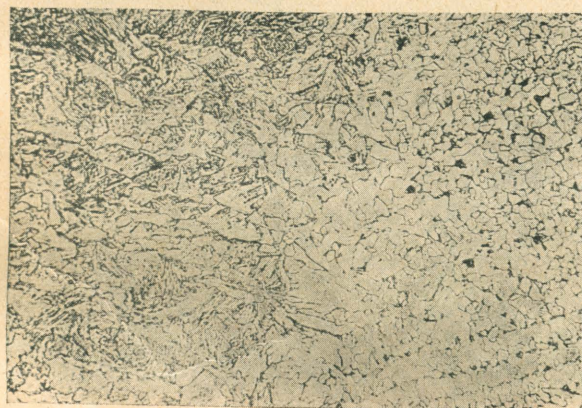
WYTRZYMAŁOŚĆ I TWARDOŚĆ SZWA SPAWANEGO, POCHODZENIE TEJ TWARDOŚCI ORAZ USZLACHETNIENIE
SZWÓW SPAWANYCH PRZEZ OBRÓBKĘ TERMICZNĄ.



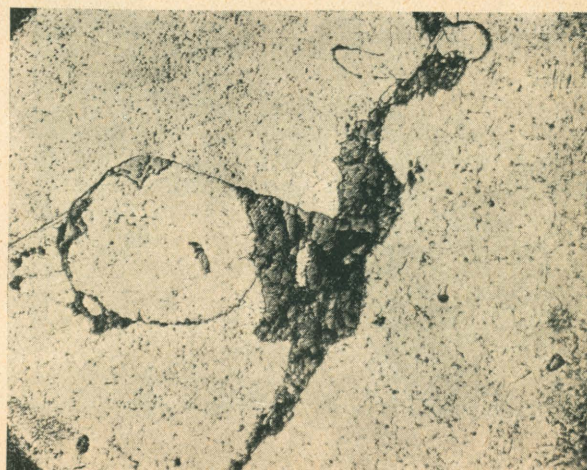
Rys 45a.



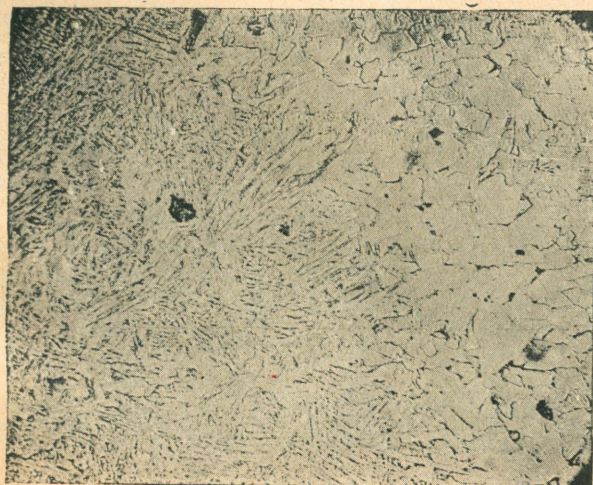
Rys. 46.



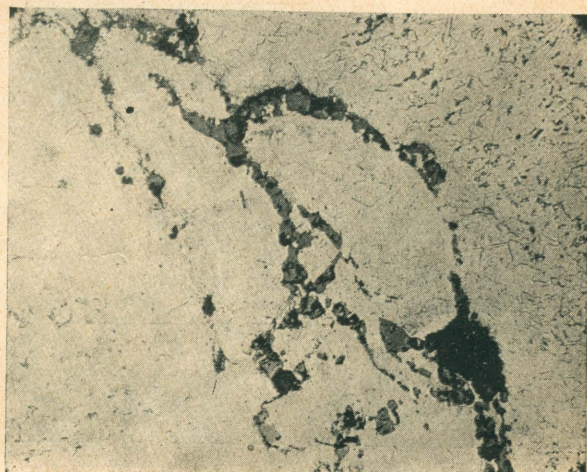
Rys. 44.



Rys. 45c.

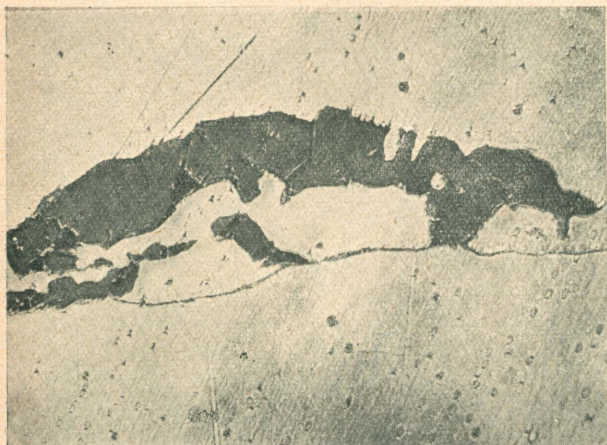


Rys. 43.

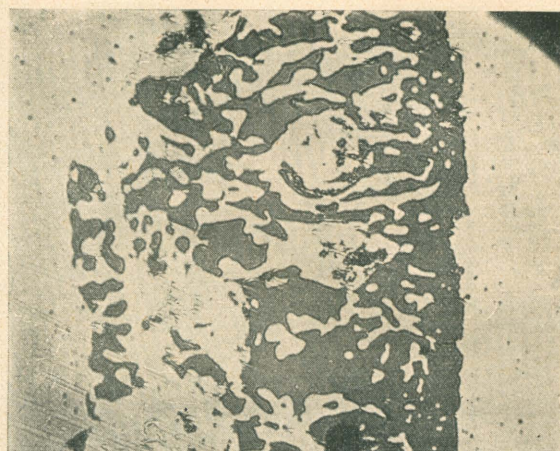


Rys. 45b.

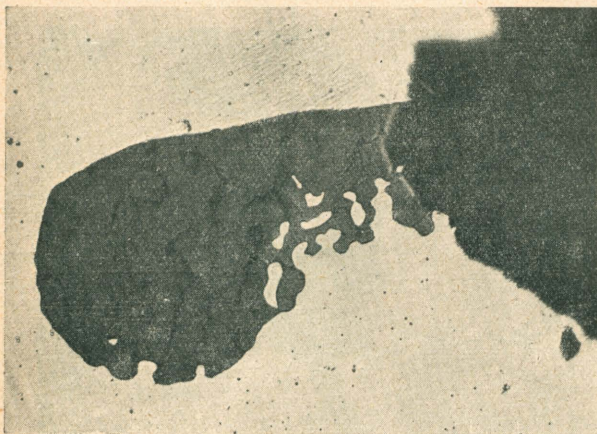
Do art. Prof. I. FESZCZENKO-CZOPIWSKIEGO
WYTRZYMAŁOŚĆ I TWARDOŚĆ SZWA SPAWANEGO, POCHODZENIE TEJ TWARDOŚCI ORAZ USZLACHETNIENIE
SZWÓW SPAWANYCH PRZEZ OBRÓBKĘ TERMICZNĄ.



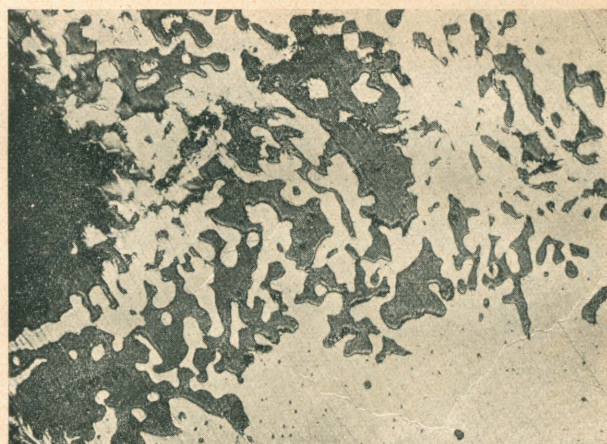
Rys. 49.



Rys. 52.



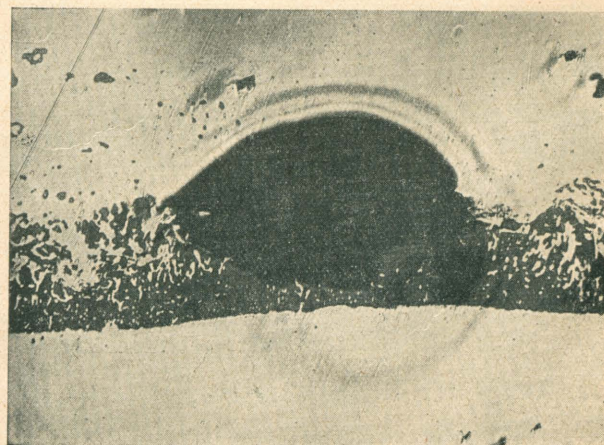
Rys. 48



Rys. 51.



Rys. 47.

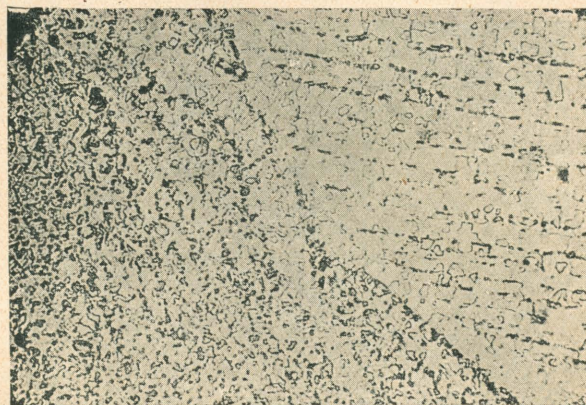


Rys. 50

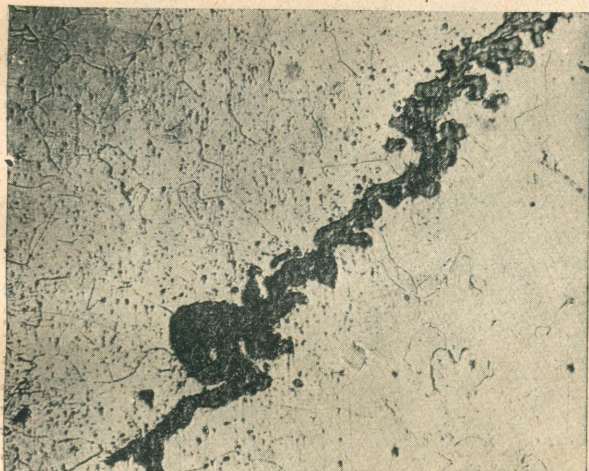
Do art. Prof. I. FESZCZENKO-CZOPIWSKIEGO
WYTRZYMAŁOŚĆ I TWARDOŚĆ SZWA SPAWANEGO, POCHODZENIE TEJ TWARDOŚCI ORAZ USZLACHETNIENIE
SZWÓW SPAWANYCH PRZEZ OBRÓBKĘ TERMICZNĄ.



Rys. 55.



Rys. 59a.



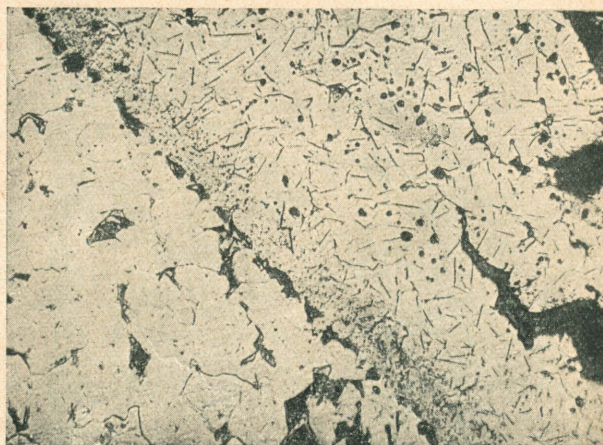
Rys. 54.



Rys. 58.



Rys. 53.



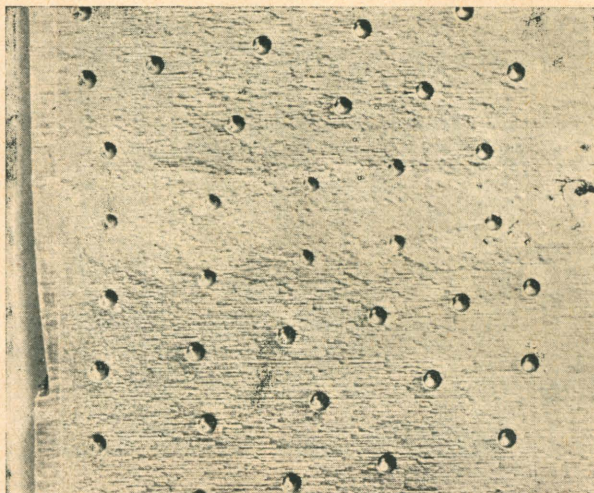
Rys. 56.

Do art. Prof. I. FESZCZENKO-CZOPIWSKIEGO

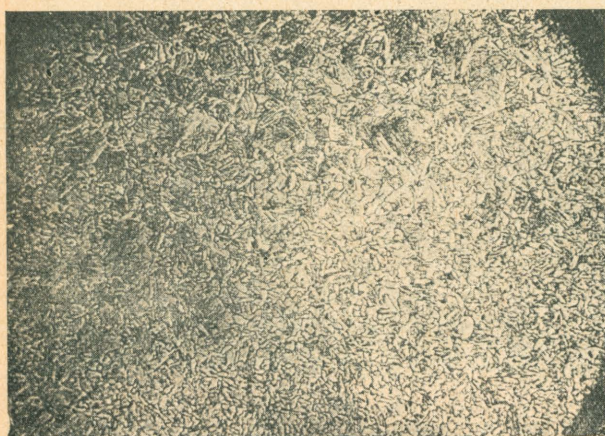
WYTRZYMAŁOŚĆ I TWARDOŚĆ SZWA SPAWANEGO, POCHODZENIE TEJ TWARDOŚCI ORAZ USZLACHETNIENIE
SZWÓW SPAWANYCH PRZEZ OBRÓBKĘ TERMICZNĄ.



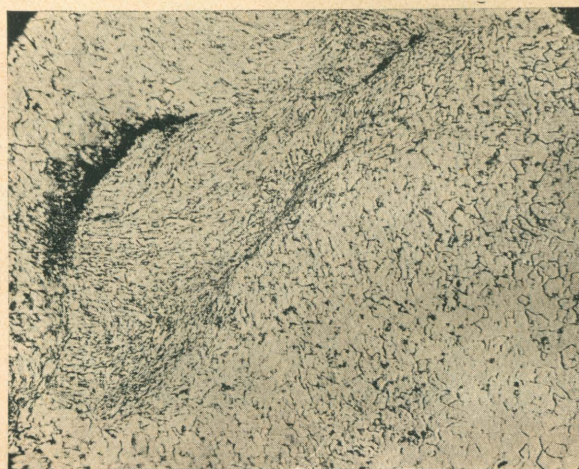
Rys. 61.



Rys. 63.



Rys. 60.



Rys. 62b.



Rys. 59b.



Rys. 62a.

§ 38. Wyżarzanie, jak się można było spodziewać, obniżało granicę proporcjonalności a również i wytrzymałość. Przy tem obecność szwa spawanego na próbkach wytrzymałościowej w znacznie większym stopniu obniżała granicę proporcjonalności niż wytrzymałość.

W trzech próbkach z ośmiu (37,5%) złom odbył się nie poprzez szew, a A i C w tych wypadkach wynosiły 80—85% normalnych. W pozostałych pięciu próbkach rozerwanie przechodziło przez szew spawany; wydłużenie w tych wypadkach wynosiło 45—30%, a przewężenia nie było prawie zupełnie. Nie ulega wątpliwości, że wyżarzanie ulepszyło do pewnego stopnia ciągliwość szwa spawanego i dotychczasowe wymagania, by materiał spawany był wyżarzany, są słuszne i racjonalne. Jednakże we wszystkich wypadkach próby na uderzenie przez szew spawany wykazały mniejsze wartości. Wogóle należy stwierdzić, że zwykle wyżarzanie, związane zawsze w warunkach fabrycznych z następnym powolnym ochładzaniem, wprowadza w materiał wyżarzony zwiększoną kruchość; zjawisko to nazywają anglicy „temper embrittlement“, t. j. kruchość wyżarzania (patrz § 19). Przy zastosowaniu procesu wyżarzania do materiałów, posiadających szew spawany, w razie istnienia w szwie poważniejszych braków, czy to próżni, czy też pęcherzy, następuje znaczne zwiększenie kruchości jeszcze i dlatego, że tlen powietrza, przenikając przez pory do środka takich próżni lub pęcherzy utlenia ich powierzchnie, rozszerza je, a wszystko to razem wzięte osłabia mechanicznie szew. Jasnym jest, że nawet nieznaczne podobnego rodzaju braki spawania zwiększają się przy wyżarzaniu, rozszerzają się na wszystkie strony, a przekrój użyteczny próbki zmniejsza się, stąd też kruchość wzrasta. Widoczna granica spawania w wyżarzonych próbkach wygląda tak jak to podano na rys 58 i 59 (pow. 75).

§ 39. Procesy termicznego ulepszania związane są również z poprzednim ogrzewaniem do temperatur wyżarzania. Dlatego napewno zachodzić będą wszelkie ujemne zjawiska powstające przy wyżarzaniu. Istotnie na złomach termicznie ulepszonych prób można zawsze stwierdzić nieuzbrojonym nawet okiem większą ilość braków spawania, niż na złomach prób surowych; sprzyja temu w znacznej mierze drobnokryształiczność złomu prób ulepszonych (patrz rys. 60 i 61, pow. 75). Nie znaczy to jednak, że te wady spawania powstały podczas obróbki termicznej (wyżarzania względnie ulepszania). Niewątpliwie w większości wypadków braki owe znajdowały się już w materiale szwa spawanego, a powstanie ich należy odnieść do okresu spawania. Na złomie surowego szwa spawanego nie było widać tych wad okiem nieuzbrojonym gdyż tło było gruboziarniste. Natomiast na drobnociarnistym tle ulepszonych prób nawet najmniejsze braki spawania występują tak wyraźnie, że łatwo można je stwierdzić wprost gołym okiem.

Związane z przebiegiem procesu ulepszania (podczas hartowania) szybkie przejście przez okres temperatur przemiany allotropowej $\gamma \rightarrow \alpha$ uwarunkowuje otrzymanie drobnociarnistej budowy (patrz § 29), a ponowne odpuszczanie (UH), lub ściślej dwa następne odpuszczanie (UK), patrz § 35, usuwają wszelkie objawy naprężeń, związanych z szybkim przejściem zakresu przemian allotropowych, albo też z szybkim przejściem zakresu temperatur poniżej 400°. Istotnie w obu wypadkach ulepszania (patrz tabl. 1) mamy do czynienia z pewnym podwyższeniem granicy proporcjonalności i wytrzymałości; wartości wydłużeń i przewężeń pozostają prawie te same co w materiale wyżar-

zonym, a ilość rozerwań przez szew spawany w próbkach ulepszonych znacznie zmniejsza się. Zwykle ulepszanie (UP) dało pięć rozerwań poza szwem spawanym na ogólną ilość ośmiu próbek, ulepszanie kombinowane (UK) dało 6 na 8 co przedstawia około 75%.

Podobnie we wszystkich wypadkach wzrosła znacznie odporność szwa spawanego przeciw uderzeniom, średnio dla prób ulepszonych jest ona o 66% wyższą w porównaniu z przeciętną odpornością przeciw uderzeniom dla surowego materiału szwa spawanego, a o 150% wyższą w porównaniu z szwem wyżarzonym. Dzieje się to w wypadkach gdy temperatura badania bliska jest do t. zw. temperatur zwyczajnych (t. j. wynosi około $+18^\circ$).

§ 40. Oddawna spotykamy się z całkowicie uzasadnioną krytyką wyżej zastosowanego sposobu badania wytrzymałości szwa spawanego zapomocą prób na rozerwanie próbek ze szwem spawanym pośrodku. Krytyka słusznie zaznacza, że w tych wypadkach, gdy mamy do czynienia z rozerwaniem przez szew spawany, jedyną przyczyną zerwania są wady spawania. Wrazie, gdy rozerwanie następuje obok szwa spawanego, to otrzymane wyniki odnieść należy nie do materiału szwa lecz do materiałów spawanych. Z tego powodu opierając się na podobnego rodzaju badaniach, nie można sądzić o wytrzymałości, a tem mniej o ciągliwości właściwego szwa spawanego. A zatem istotne właściwości szwa spawanego nie dają się przy takich próbkach na rozerwanie ujawnić.

Nieocenioną usługę przy oznaczaniu mechanicznych właściwości materiału szwa spawanego oddają badania na uderzenie. Z odporności materiału szwa spawanego wobec raptownych uderzeń (dynamiczne badania) możemy wnioskować o jego ciągliwości i o jego istotnej wytrzymałości, naturalnie tylko w tym wypadku, gdyby udało się nam otrzymać szew spawany bez szczególnie szkodliwych wad spawania. W przeciwnym wypadku wyniki badań na uderzenie wykażą zbyt niskie wartości i nie mogą być brane do obliczeń. Z tego powodu przedsięwzięliśmy szereg badań na rozerwanie prób spawanych z podłużnym szwem spawanym. W wypadkach tych szew spawany posiadał z obu stron płaskiej próbki szerokość około 14—12 mm w szerokiej części i 8 mm w wąskiej przy szwie X i około 16—8 mm przy szwie V, co przy ogólnej szerokości próbki na rozerwanie równej 25 mm dawało na przekrój właściwego szwa spawanego w pierwszym wypadku około 42% przekroju użytecznego (całego), a w drugim około 48%. Wyniki tego rodzaju badań pomieszczono w tablicy 10.

Pierwsze, co rzuca się przy tem w oczy, to brak ciągliwości i zbyt nieznaczne przewężenie we wszystkich spawanych próbkach. Drugą charakterystyczną rzeczą jest, że złomy wszystkich prób przechodziły właśnie w tych miejscach, gdzie znajdowały się większe lub mniejsze wady spawania. Ostatnia okoliczność jest zupełnie zrozumiała: obecność wad spawania w tych miejscach w znacznej mierze osłabiała użyteczny przekrój próbki i naprężenia rozciągające gromadziły się na mniejszym przekroju. Trzecim charakterystycznym punktem było, że żadna obróbka termiczna w żadnym wypadku nie dała jakichkolwiek ulepszeń, przeciwnie w większości wypadków wypada stwierdzić nawet pewne zmniejszenie ciągliwości. Objaśnienie tego, na pierwszy rzut oka nieprawdopodobnego zjawiska (porównaj dane tablicy 9 i tekst § 39), znajdujemy przy badaniu złomów. Okazuje się, że złomy przy rozerwaniu prób z podłużnym szwem spawanym przechodziły w miejscach posiadających wady spawania:

TABLICA 10.
Badania wytrzymałości szwa spawanego. Szew podłużny.

OBRÓBKA MATERJAŁU	Znakowania	Q	R	A	C	U W A G I
<i>A) Surowe.</i>						
materiał nie spawany	S	27,6	39,7	29,0	58,0	
„ spaw. stałym prądem	SSX	30,7	38,8	11,7	25,0	małe wady spawania
„ „ „ „	SSV	27,0	30,1	6,0	16,5	duże wady spawania
„ „ zmiennym prądem	SZX	30,3	34,5	8,0	25,5	duże wady spawania
„ „ „ „	SZV	31,7	36,3	9,0	27,0	wady spawania
<i>B) Ulepszone w sposób zwykły.</i>						
Materiał nie spawany	UP	33,8	46,8	26,7	62	
„ spawany stałym prądem	UPSX	31,8	43,1	10,8	33,0	małe wady spawania
„ „ „ „	UPSV	29,1	29,5	?	10,0 (?)	duże wady spawania
„ „ zmiennym prądem	UPZX	32,4	39,4	8,0	29,0	wady spawania
„ „ „ „	UPZV	30,7	37,6	6,7	23,5	duże wady spawania
<i>D) Ulepszone w sposób kombinowany.</i>						
Materiał nie spawany	UK	32,4	44,5	27,5	62	
„ spawany stałym prądem	UKSX	28,7	36,9	4,0 (?)	?	d. wad. spaw.; poza dług. pomiar.
„ „ „ „	UKSV	27,6	(?),	4,0	18,0	duże wady spawania
„ spawany zmiennym prądem	UKZX	27,6	36,6	10,0	27,0	
„ „ „ „	UKZV	30,7	37,6	6,7	23,5	„ „ „

natężenia rozrywające gromadziły się w miejscach najsłabszych (porównaj tekst § 22).

W próbach na zozerwanie z poprzecznym szwem spawanym o przekroju 25×11 mm stosunkowo często zdarzały się wypadki nienagannego szwa spawanego, w tych wypadkach udawało się w znacznym stopniu ulepszyć szew zapomocą obróbki termicznej. Jeszcze większą pewność ulepszenia termicznego otrzymamy dla tych samych przyczyn przy badaniach na uderzenie, gdzie szew spawany posiada przekrój jedynie 10×10 mm. Natomiast na przekroju szwa spawanego wynoszącym 160×11 mm (całkowita długość prób na rozerwanie z podłużnym szwem spawania wynosiła 250 mm, użyteczna zaś długość miała około 160 mm) takie idealne wypadki braku wad spawania przy zwykłych technologicznych warunkach spawania mogły być bardzo rzadkie z zupełnie zrozumiałych przyczyn (patrz §§ 32 i 33). Na wszystkich ośmiu termicznie ulepszonych a następnie badanych na rozerwanie próbach znajdowały się w różnych miejscach długości szwa spawanego pewne czasami minimalne wady spawania, zupełnie jednak dostateczne do miejscowego osłabienia przekroju badanej próbki na rozerwanie w tym stopniu, żeby natężenia rozrywające, skupiwszy się w tem słabym miejscu mogły spowodować przedwczesne rozerwanie się próbki. Dlatego też nie otrzymaliśmy ulepszenia ciągliwości w ulepszonych próbkach z podłużnym szwem spawania. W badaniach tego rodzaju znajdujemy nowe potwierdzenie wyżej wykazanego mniemania (porównaj wyniki badań ułożonych w tabl. 4), że zapomocą obróbki termicznej można doskonale ulepszyć jedynie czysty i zdrowy metal, a w odniesieniu do spawania, że ulepszeniu podaje się jedynie dobry szew spawany bez wad spawania i że w obecności takich wad spawania obróbka termiczna jedynie pogarsza i tak już liche mechaniczne właściwości materiału podobnego szwa spawanego. Podczas podobnej obróbki termicznej (wyżarzania) wszelkie rysy, szczeliny, pęknięcia i pęcherze rozszerzają się, powiększają swe wymiary i tem samem w znacznym

stopniu zmniejszają użyteczny przekrój materiału. To rozszerzanie zachodzi zwłaszcza podczas następnego hartowania dzięki docieraniu do szczelin płynu lub powietrza przy ostrych zmianach temperatur.

§ 41 Przy udziale asystenta p. T. Malkiewicza przerobiliśmy szereg określeń twardości szwa spawanego metodą Brinell'a (średnica kulki 5mm, obciążenie 750 kg). Próbkę szerokości 40mm, z poprzecznym szwem spawania podzielono ukośnemi linjami nachyleniemi pod 80° do osi próbki w dziesięcio milimetrowych odstępach. Odciski kulki aparatu Brinell'a układano tak, jak wskazuje rys. 63. (por. *Technika Ciepła* Nr 11) Na jeden centymetr długości wypadało średnio od 4 do 6 pomiarów. W tablicy 11 ułożono wyniki tych badań twardości wykonanych na czterech próbach, spawanych prądem stałym (X i V) i zmiennym (X i V), a na rys. 64 i 65 dane te przedstawione są w postaci krzywych zmian twardości Brinell'a w samym szwie spawania i w miejscach doń przylegających. Jako średnią twardość materiału spawanego można przyjąć 120 jednostek Brinell'a. Charakterystyką procesu spawania mogą być dane, umieszczone w tablicy 13.

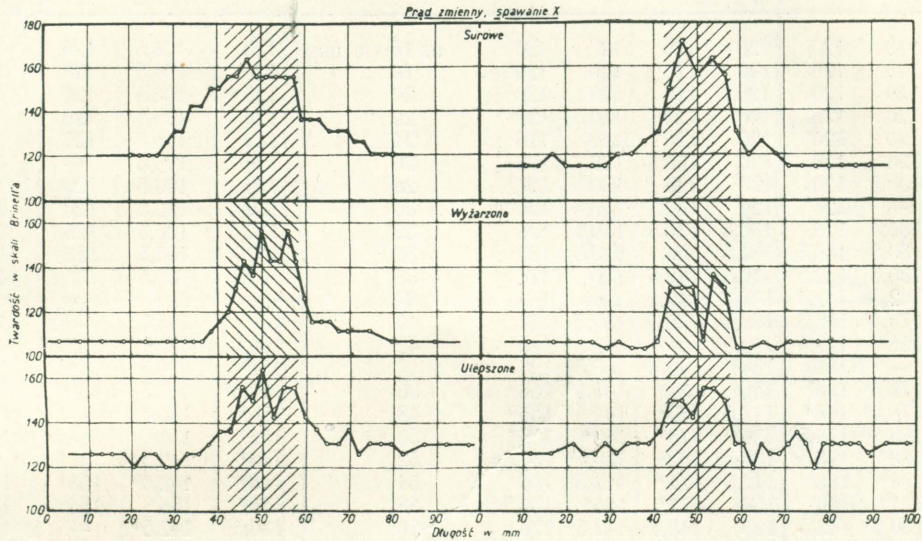
Porównyując krzywe umieszczone na rys. N. 64 i 65 i dane z tablic 11, 12, 13, stwierdzamy, że maksymalnemi i średniemi twardościami istotnego szwa spawania przy użyciu prądu stałego są 163 i 150,5 kg/mm², a maksymalną i średnią twardością istotnego szwa spawania przy użyciu prądu zmiennego jest 182 i 168 kg/mm² t. j. w przybliżeniu o 12% wyższa niż poprzednio. W stanie wyżarzonym mamy zmniejszenie do średniej z maksymalnych twardości 146 i przeciętnej 135 kg/mm², a w stanie ulepszonym odpowiednio do 160 i 151 kg/mm². Zatem różnica w twardości istotnego szwa spawania a materiału blachy spawanej zmniejsza się znacznie w stanie wyżarzonym a jeszcze bardziej w stanie ulepszonym, co jest najważniejszym według naszego zdania. Przeciętna różnica w twardości istotnego szwa spawania i materiału spawanego przy spawaniu prądem zmiennym sposobem X odpowiada dla stanu surowego, wyżarzonego i ulepszanego

38:29:25 (porównaj wyniki ułożone w tablicach 12 i 13).

§ 42. Na podstawie § 26, a również, wychodząc z założenia o konieczności przeprowadzenia badań odporności materiału na uderzenia w zakresie temperatur: -20° do $+200^{\circ}$, w stanie surowym, wyżarzonym i ulepszonym, przeprowadziliśmy badania kruchości ser-

Z ogólnej sumy 72 badanych próbek różnego gatunku spawania naliczyliśmy złomów z błędami spawania:

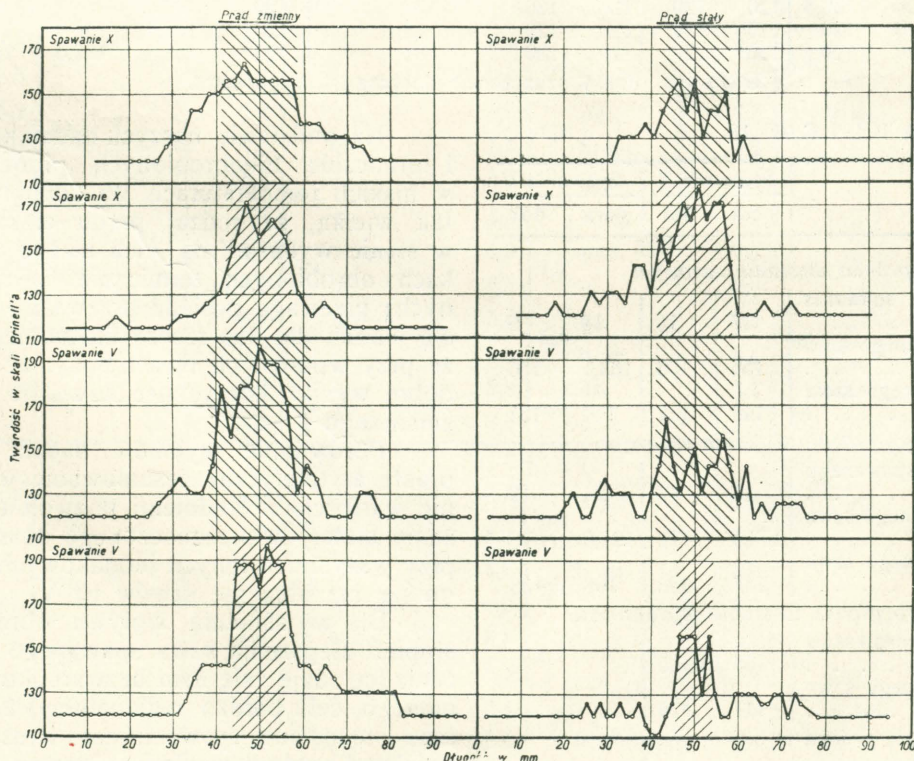
- 1) przy stałym prądzie i szwie X = 61%.
- 2) " " " " " V = 53%.
- 3) " zmiennym " " " X = 75%.
- 4) " " " " " V = 67%.



Rys. 64.

jami przy sześciu temperaturach, a mianowicie: -15° , 0° , $+18^{\circ}$, $+100^{\circ}$, $+150^{\circ}$ i $+200^{\circ}$, a to w tym celu, ażeby można było ustalić faktyczny wpływ ulepszenia w granicach tych temperatur.

Obecna praktyka spawania stwierdza, że przy korzystaniu z prądu zmiennego wzrastają trudności osiągnięcia udanego spawania. Jednakże badania nasze nie wykazały wyraźnej granicy; widocznie szanse po-



Rys. 65.

W tablicy 14-ej umieszczone są wyniki prób na uderzenie w stanie surowym, wyżarzonym i ulepszonym (serie UP i UK).

wodzenia zależą w tym wypadku w większej mierze od zręczności majstra-wykonawcy. Jest również możliwe, że dla wykrycia tej różnicy potrzeba nie trzech

TABLICA 11.

**Twierdzość szwa spawanego elektrycznie (w łuku)
w jednostkach Brinell'a kg/mm²**

Na odległości od początku próbki mm.	Prąd zmienny				Prąd stały			
	X		V		X		V	
	górn	dół	górn	dół	górn	dół	górn	dół
16 mm.	120	115,5	120	120	120	120	120	120
18	120	120	120	120	120	126	120	120
20	120	115,5	120	120	120	120	126	120
22	120	115,5	120	120	120	120	130,5	120
24	120	115,5	120	120	120	120	120	126
26	120	115,5	126	120	120	130,5	120	120
28	126	115,5	130,5	120	120	126	130,5	126
30	130,5	115,5	—	120	120	130,5	136,5	120
32	130,5	120	136,5	126	130,5	130,5	130,5	126
34	142,5	120	130,5	136,5	130,5	126	130,5	120
36	142,5	126	130,5	142,5	130,5	142,5	120	126
38	150	—	142,5*	142,5	136,5	142,5	120	115
40	150	130,5	178,5*	142,5	130,5	130,5	130,5	111
42	156*	—	156*	142,5	142,5*	156*	142,5*	120
44	156*	150*	—	188*	150*	142,5*	163,5*	126
46	163,5*	171*	178,5*	188*	156*	171*	130,5*	156*
48	156*	—	178,5*	188*	142,5*	163*	142,5*	156*
50	156*	156*	196,5*	178,5*	156*	178*	150*	156*
52	156*	—	188*	196,5*	130,5*	163*	130,5*	130,5*
54	156*	163,5*	188*	188*	142,5*	171*	142,5*	156*
56	156*	156*	171*	156*	150*	171*	156*	130,5
58	136,5	130,5	130,5*	142,5	120	142,5*	142,5*	120
60	136,5	120	142,5*	142,5	130,5	120	126	130,5
62	136,5	126	136,5*	136,5	120	120	142,5	130,5
64	130,5	—	—	142,5	120	120	120	130,5
66	130,5	120	120	136,5	120	126	126	120
68	130,5	—	120	130,5	120	126	120	130,5
70	130,5	115,5	120	130,5	120	120	126	130,5
72	126	115,5	130,5	130,5	120	126	126	120
74	126	115,5	130,5	130,5	120	120	126	130,5
76	120	115,5	—	130,5	120	120	126	126
78	120	115,5	120	130,5	120	120	120	120
80	120	115,5	120	130,5	120	120	120	120
82	120	115,5	120	120	120	120	120	120
84	120	115,5	120	120	120	120	120	120

U w a g a: liczby oznaczone * dotyczą istotnego szwa.

T A B L I C A 13.

	Spawanie X		Spawanie V	
	górn	dół	górn	dół
A) Dla prądu stałego, próbka w stanie surowym				
Szerokość istotnego szwa spawania w mm.	17	18	18	9
Maksymalna twierdzość istotnego szwa spawania w kg/mm ² .	156	178	163,5	156
Przeciętna twierdzość istotnego szwa spawania w kg/mm ² .	146	161	144	151
B) Dla prądu zmiennego, próbka w stanie surowym				
Szerokość istotnego szwa spawanego w mm.	18	17	24	12
Maksymalna twierdzość istotnego szwa spawania w kg/mm ² .	163,5	171	196,5	196,5
Przeciętna twierdzość istotnego szwa spawania w kg/mm ² .	157	159	168	188
C) Dla prądu zmiennego, próbka w stanie wyżarzonym				
Maksymalna twierdzość istotnego szwa spawania w kg/mm ² .	156	136,5		
Przeciętna twierdzość istotnego szwa spawania w kg/mm ² .	141	128		
D) Dla prądu zmiennego, próbka w stanie ulepszonym				
Maksymalna twierdzość istotnego szwa spawania w kg/mm ² .	163,5	156		
Przeciętna twierdzość istotnego szwa spawania w kg/mm ² .	151	151		

setek badań któreśmy byli w stanie przeprowadzić, lecz tysięcy.

TABLICA 12.

**Twierdzość (kg/mm²) szwa spawanego elektrycznie
w zależności od obróbki termicznej.**

Na odległości od początku próbki w mm	Prąd zmienny; spawanie X					
	górn strona próbki			dólna strona próbki		
	surowa	wyżarzona	ulepszona	surowa	wyżarzona	ulepszona
na 16-ym mm	120	106,5	126	115,5	106,5	126
18	120	106,5	126	120	106,5	126
20	120	106,5	120	115,5	106,5	—
22	120	106,5	126	115,5	106,5	130,5
24	120	106,5	126	115,5	106,5	126
26	120	106,5	—	115,5	106,5	126
28	126	106,5	120	115,5	103,5	130,5
30	130,5	106,5	120	115,5	—	—
32	130,5	106,5	126	120	106,5	126
34	142,5	106,5	126	120	103,5	130,5
36	142,5	106,5	130,5	126	103,5	130,5
38	150	111	—	—	103,5	130,5
40	150	115,5	136,5	130,5	106,5	—
42	156*	120*	136,5*	—	130,5*	136,5*
44	156*	130,5*	156*	150*	130,5*	150*
46	163,5*	142,5*	150*	171*	130,5*	150*
48	156*	136,5*	—	—	130,5*	142,5*
50	156*	156*	163,5*	156*	106,5*	—
52	156*	142,5*	142,5*	—	—	156*
54	156*	142,5*	156*	163,5*	136,5*	156*
56	156*	156*	156*	156, *	130,5*	150*
58	136,5	142,5*	—	130,5	—	130,5
60	136,5	126	142,5	120	103,5	130,5
62	136,5	115,5	136,5	126	103,5	120
64	130,5	115,5	130,5	—	106,5	130,5
66	130,5	115,5	130,5	120	103,5	126
68	130,5	111	—	—	106,5	126
70	130,5	111	136,5	115,5	106,5	130,5
72	126	111	126	115,5	106,5	136,5
74	126	111	130,5	115,5	106,5	130,5
76	120	106,5	130,5	115,5	106,5	120
78	120	106,5	130,5	115,5	106,5	130,5
80	120	106,5	—	115,5	106,5	130,5
82	120	106,5	126	115,5	106,5	130,5
84	120	106,5	130,5	115,5	106,5	130,5

Na podstawie naszych badań kruchość spawanych i termicznie nieobrobionych próbek jest, zwłaszcza w niskich temperaturach, aż do pokojowych włącznie, tak wielką, że rodzaj prądu elektrycznego nie jest w stanie wykazać na nich swego wpływu. W próbkach obrobionych termicznie (wyżarzonych, ulepszonych) przewagę posiada przeważnie prąd stały. Zdaje się jednak dla nas rzeczą nie podlegającą wątpliwości, że przy wprawnych rękach otrzymać można jednakowo dobre wyniki, korzystając dowolnie ze stałego lub ze zmiennego prądu.

Porównanie wyników badań, lub jeszcze lepiej proste arytmetyczne zesumowanie wyników i operowanie wartościami średnimi pozwoli ustalić fakt, że ułożenie materiału przeznaczonego do spawania na X daje przy wszystkich innych jednakowych warunkach wyniki gorsze niż ułożenie szwów na V.

Dla wyjaśnienia wpływu obróbki termicznej na stopień ulepszenia szwa spawanego wyjdziemy z założenia (co zdaje się nam bezwarunkowo słusznem, a dla naszego celu bardzo racjonalnem) że wszelkie dotychczas stosowane spawanie daje w szwie spawania materiał pod każdym względem gorszy od materiału przeznaczonego do spawania. Dla wyjaśnienia wpływu obróbki termicznej należy oprzeć się na średnich wynikach badań materiałów szwa spawania niezależnie od sposobów spawania. W ten sposób w znacznym stopniu zwiększamy prawdopodobieństwo i wiarygod-

TABLICA 14.

Kruchość szwa spawanego elektrycznie (w łuku) w zależności od temperatury badania.

T-ra	S.	S. S. X.	S. S. V.	S. Z. X.	S. Z. V.
— 15°	2,7] 3,2 r. z. 3,8] „	1,7] 1,3 r. z. 0,9] d.b.sp.	1,3] 1,0 r. z. 0,6] p.sz.	3,1] 2,6 r. z. 2,1] b. sp.	2,3] 3,5 b. sp. 4,8] r. z.
0°	7,6] 6,2 „ 5,8] „	2,4] 2,1 „ 1,9] „	1,6] 1,7 r. z. 1,7] „	1,7] 4,1 „ 6,5] r. z.	4,5] 4,6 b. sp. 4,8] r. z.
+ 18°	7,9] 8,2 n. 8,5] „	2,4] 2,2 „ 2,0] „	3,6] 3,4 „ 3,3] „	3,0] 4,3 b. sp. 5,6] r. z.	4,2] 3,8 „ 3,4] b. sp.
+ 100°	9,2] 8,7 „ 8,3] „	4,8] 4,4 r. z. 4,1] b. sp.	4,4] 3,6 „ 2,7] b. sp.	3,2] 4,5 b. sp. 5,7] dz.	4,7] 4,4 „ 4,1] „
+ 150°	9,4] 9,2 „ 8,9] „	3,6] 5,0 „ 6,3] dz.	4,1] 4,4 r. z. 4,7] „	6,1] 4,2 „ 2,7] p.sz.	5,6] 6,8 „ 8,0] n.
+ 200°	8,6] 8,2 „ 7,7] „	2,8] 3,1 b. sp. 3,3] „	3,3] 4,3 b. sp. 5,2] r. z.	3,0] 2,9 b. sp. 2,7] p.sz.	5,2] 5,2 b. sp. 5,2] „
	W.	W. S. X.	W. S. V.	W. Z. X.	W. Z. V.
— 15°	2,8] 3,6 r. z. 4,3] „	1,0] 1,6 b. sp. 2,2] r. z.	1,0] 1,0 r. z. 0,9] b. sp.	0,9] 1,0 b. sp. 1,1] r. z.	1,3] 1,4 p.sz. 1,6] r. z.
0°	5,8] 5,4 „ 5,6] „	1,3] 1,7 b. sp. 2,2] „	2,1] 1,8 r. z. 1,5] b. sp.	1,4] 1,3 „ 1,3] „	1,2] 1,3 „ 1,3] „
+ 18°	6,4] 6,9 „ 7,4] „	1,4] 1,5 „ 1,5] „	3,6] 2,7 „ 1,8] „	1,1] 1,8 b.sp. 2,4] „	3,6] 3,6 b.sp. 3,5] „
+ 100°	12,9] 11,5 n. 10,2] „	5,7] 5,5 dz. 5,4] „	6,3] 6,5 n. 6,3] dz.	5,0] 5,3 „ 5,7] n.	6,8] 6,0 n. 5,2] dz.
+ 150°	8,8] 8,9 „ 8,9] „	5,8] 5,8 n. 5,8] dz.	5,7] 6,7 „ 7,6] n.	(1,6)] 4,6 d. b.sp. 4,6] dz.	6,0] 6,2 „ 6,5] „
+ 200°	8,6] 8,7 „ 8,8] „	6,9] 7,5 n. 8,0] „	5,8] 6,6 dz. 7,3] n.	2,4] 4,7 p.sz. 6,9] dz.	3,4] 4,2 p.sz. 4,9] r. z.
	UP.	UP. S. X.	UP. S. V.	UP. Z. X.	UP. Z. V.
— 15°	11,0] 10,2 n. 9,5] „	5,5] 4,3 dz. 3,2] b. sp.	6,9] 6,4 dz. 5,9] b. sp.	3,4] 3,4 b. sp. (1,6)] p.sz.	4,9] 5,3 b. sp. 5,7] dz.
0°	10,3] 10,2 „ 10,0] „	2,4] 3,4 „ 4,3] dz.	6,6] 6,1 dz. 5,5] b. sp.	5,3] 4,7 b. sp. 4,2] „	6,2] 5,5 b. sp. 4,7] „
+ 18°	10,6] 10,4 „ 10,2] „	5,8] 6,5 b. sp. 7,1] dz.	6,9] 6,8 dz. 6,6] b. sp.	3,0] 3,0 „ 3,0] „	5,9] 5,9 „ 5,8] „
+ 100°	11,0] 11,4 „ 11,8] „	5,2] 6,2 b. sp. 7,1] n.	5,9] 7,7 p.sz. 9,5] n.	3,5] 3,0 „ 2,5] „	4,0] 5,1 b. sp. 6,2] n.
+ 150°	10,7] 10,7 „ (9,4)] „	3,0] 6,3 d. b.sp. 9,6] n.	5,6] 5,4 dz. 5,3] b. sp.	4,2] 4,8 „ 5,4] „	9,0] 7,7 „ 6,3] b. sp.
+ 200°	10,3] 10,1 „ 9,9] „	5,9] 5,2 dz. 4,4] b. sp.	5,8] 4,6 dz. 3,6] p.sz.	3,1] 3,1 p.sz. 3,0] „	5,6] 4,3 „ 3,0] „
	UK.	UK. SX.	UK. S. V.	UK. Z. X.	UK. Z. V.
— 15°	10,2] 10,2 n. 10,3] „	4,3] 3,1 dz. 1,9] b. sp.	(1,3)] 4,8 d. b.sp. 4,8] dz.	3,0] 3,0 b. sp. 3,0] „	4,2] 4,8 b. sp. 5,4] dz.
0°	10,7] 10,4 „ 10,1] „	3,9] 3,9 „ (1,2)] d. b.sp.	4,5] 5,5 b. sp. 6,5] dz.	6,2] 4,2 dz. 2,2] b. sp.	3,3] 4,2 b. sp. 5,0] „
+ 18°	11,5] 11,3 „ 11,1] „	6,0] 6,3 b. sp. 6,6] „	5,6] 5,4 b. sp. 5,1] „	4,4] 6,4 „ 8,5] dz.	5,9] 4,9 „ 3,8] „
+ 100°	(9,2)] 11,1 „ 11,1] „	6,8] 6,0 „ 5,1] „	6,4] 6,9 „ 7,5] „	3,8] 6,0 b. sp. 8,1] dz.	6,1] 6,5 „ 6,9] „
+ 150°	13,9] 13,2 „ 12,5] „	(3,1)] 6,4 p.sz. 6,4] b. sp.	7,0] 7,0 „ (2,9)] p.sz.	5,4] 4,8 b. sp. 4,2] „	5,7] 5,5 „ 5,3] „
+ 200°	8,5] 8,5 „ 8,5] „	2,9] 3,1 „ 3,3] „	6,1] 6,6 dz. 7,0] „	5,3] 5,1 „ 5,0] „	5,9] 4,5 „ 3,2] „

Znaczenie skrótów zastosowanych w tablicy: r. — próbka rozłamana; n. — próbka niezłamana; z. — złom ziarnisty; dz. — złom drobnziarnisty; p. sz. — złom przez szew; b. sp. — błędy spawania; d. b. sp. — duże błędy spawania.

ność naszych wywodów. Chwilowo nie będziemy również czynić różnicy pomiędzy sposobami ulepszenia i w porównywaniu ulepszonych szwów spawania z nieulepszonymi, posługiwać się będziemy wartościami otrzymanymi jako średnie arytmetyczne z danych, otrzymanych dwoma sposobami ulepszenia, oznaczonymi powyżej przez „UP” i „UK”. Nie od rzeczy będzie wspomnieć, że materiał blachy użytej do spawania dalekim był od idealnego tak pod względem swej czystości, jak i pod względem obróbki termicznej. Materiał ten posiadał wiele żużli wtrąconych o charakterze tlenków, a jego obróbka termiczna wcale nie była najlepszą, co zresztą potwierdza poniższa tablica 15.

T A B L I C A 15.

Wyniki ulepszenia szwa spawanego elektrycznie; odporność na uderzenia w Kgm./cm²

T°C	S	W	UP	UK	$\frac{UP + UK}{2}$	Stopień ulepszenia w %
A. Materiał blachy.						
— 15°	3,2	3,6	10,2	10,2	10,20	220
0°	6,2	5,4	10,2	10,4	10,30	67
+ 18°	8,2	6,9	10,4	11,3	10,85	32
+100°	8,7	11,5	11,4	11,1	11,25	29
+150°	9,2	8,9	10,7	13,2	11,95	30
+200°	8,2	8,7	10,1	8,5	9,30	13
B. Materiał szwa spawanego.						
— 15°	2,1	1,2	4,8	3,9	4,35	100
0°	3,1	1,4	4,9	4,5	4,70	50
+ 18°	3,4	2,4	5,6	5,75	5,68	70
+100°	4,2	5,8	5,5	6,4	5,95	42
+150°	5,1	5,8	6,05	5,95	6,00	18
+200°	3,8	5,6	4,3	4,8	4,55	20

Skutki ulepszenia w obu wypadkach mają jednakową dążność, zgodną ze schematem rys. 9. Przy niskich temperaturach skutki ulepszenia są bardziej dobitne, korzyść z ulepszenia zmniejsza się wraz z podwyższaniem temperatury badania. Efekt ten w niskich temperaturach jest bardziej wyraźny dla materiału blachy, niż dla materiału szwa spawania.

Jeśli wziąć pod uwagę to, cośmy powiedzieli w § 14 i 26, o znaczeniu badania odporności materiału na raptowne obciążenia, a również bezpośrednią łączność pomiędzy ciągliwością materiału a jego kruchością, należy przyznać, że otrzymane zapomocą obróbki termicznej ulepszenie materiału szwa spawania wynosi 100 — 50% przy pracy w temperaturach niższych od pokojowych, a 50—20% w temperaturach powyżej pokojowych. Zwłaszcza, co należy podkreślić, osiągamy zapomocą ulepszenia większą stałość w odporności materiału w szwie spawania w związku ze zmianami temperatury od—15° do +150°. W surowym materiale nieulepszonym szwa spawania wartość kruchości różni się od wartości kruchości przy + 18°, przyjętej za 100% w granicach od + 62% do +150%. W stanie ulepszonym odchylenia te mieszczą się w granicach od +78% do +107%. W ten sposób w ulepszonym szwie należy spodziewać się mniejszej ilości nieoczekiwanych skutków występowania kruchości w związku z nagłymi zmianami temperatur w zakresie od—15° do +150°, niż to ma miejsce w szwie surowym.

Budowa wyżarzonego szwa spawania pokazana jest na rys. 58 i 59 (pow. 75)¹⁾ a budowa ulepszanego szwa spawania na rys. 60 i 61 (pow. 75)¹⁾. W obu wypad-

kach widoczna granica spawania daje się wyraźnie zaobserwować.

Ulepszenie jednak nie jest w stanie usunąć lub wyrównać błędów budowy szwa spawania; pozostają one nadal, choć różnica pomiędzy niemi a resztą masy nie jest już tak jaskrawą. Na rys. 62 (pow. 75¹⁾) przedstawiono kroplę metalu otoczoną cieniutką warstewką żużlową; ulepszenie, związane z dwugodzinnym wyżarzaniem przy temperaturze 920° nie doprowadziło do pożądanej homogenizacji, chociaż budowa tak wewnątrz, jak i zewnątrz tej kropli jest drobnoziarnistą.

W obecnym stadium technologicznym rozwoju procesu elektrycznego spawania nie wyobrażamy sobie konkretnej możliwości większego stopnia ulepszenia materiału szwa spawania zapomocą obróbki termicznej. Dalsze kroki w kierunku osiągnięcia jeszcze lepszych wyników spawania niewątpliwie muszą być dokonane w kierunku większej mechanizacji samego procesu, aby uniezależnić przebieg procesu od wprawy i zręczności majstra wykonawcy, od pewności jego ruchów, od sprawności jego rąk, od wyrobienia i od wielu innych całkiem przypadkowych czynników. Wówczas wzrośnie pewność pracy, a wraz z nią i wydajność i w ten sposób zbliżymy się do jakiegoś praktycznego maximum, które zapewni nam osiągnięcie możliwie najlepszych wyników. Dzisiejszy jednak stan rzeczy pozostawia dużo do życzenia, co jasno ilustruje tablica 16.

T A B L I C A 16.

Stopień osłabienia materiału blachy przez szew spawania (strata odporności przeciw uderzeniom w %)

T °C	Materiał blachy i szew spawania w stanie surowym	Materiał blachy i szew spawania na niej w stanie wyżarzonym	Materiał blachy i szew spawania na niej w stanie ulepszonym	Materiał blachy w stanie ulepszonym, szew spawania na niej w stanie surowym	Szew w stanie ulepszonym materiał blachy w stanie surowym (wypadki hipotetyczne)
— 15°	—34	—67	—57	—79	+22
0°	—50	—74	—55	—70	—24
+ 18°	—59	—65	—50	—69	—30
+100°	—40	—50	—47	—63	—27
+150°	—45	—35	—50	—58	—35
+200°	—54	—36	—50	—60	—45

Tablica 16 zestawiona jest na podstawie danych doświadczalnych z tablicy 14 i naszych uogólnień umieszczonych w tablicy 15. Z tablicy 16-ej powinno się stać dla czytelnika jasne, że nie można zapomocą ulepszenia termicznego osiągnąć wyników, któreby przyrównywały materiał szwa spawania z materiałem spawanym. Ulepszenie termiczne sprowadza się głównie do przesunięcia kruchego obszaru do niższych temperatur, znacznie niższych od tak zwanych zwyczajnych. Oprócz tego nie należy zapominać, że już z charakteru swego powstania stop (szew) musi być mniej czystym i mniej jednorodnym, niż pierwotne żelazo; ponadto pamiętać należy, że ulepszeniu poddaje się jedynie odpowiedni do tego materiał i że materiał lichy z natury można polepszyć przez obróbkę termiczną jedynie do pewnej granicy, którą, jak się nam zdaje, osiągnięto w powyższych doświadczeniach, a granice te podano w tablicy 15-ej.

Nieco bardziej korzystny obrót przyjąłby proces ulepszenia szwa spawania, gdyby można było bezpośrednio po skutecznieniu spawania zastosować kucie w miejscach spawania. W dalszym ciągu naszej pracy powrócimy do tego aktualnego obecnie tematu.

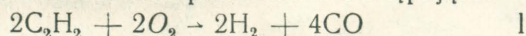
¹⁾ por. *Technika Ciepła*, 1926 Nr. 11.

B. Trwałość szwa spawanego acetylenem.

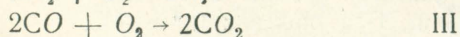
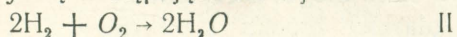
§ 43. Zdawałoby się, że nie należy się spodziewać większych różnic w wynikach otrzymywanych czy to metodą spawania przy pomocy ciepła łuku elektrycznego, czy też ciepłem palnika acetylenowego. W obu wypadkach, niezależnie od źródła pochodzenia, ciepło odgrywa rolę do pewnego stopnia pomocniczą. Chociaż przyrływ ciepła z zewnątrz jest konieczny, ponieważ wszelkie spawanie odbywa się jedynie w warunkach ogrzania końców spawanych materiałów do temperatury faktycznego spawania, jednakże w obecnych warunkach technologicznych przebiegu procesu spawania główną rolę gra umiejętność i zdolność wykonawcy. Technologiczne okoliczności w jednym i w drugim wypadku są zasadniczo różne, wobec czego istnieje zasadnicza różnica w przebiegu obu procesów.

Łuk elektryczny, którego temperaturę przyjąć można jako bliską do 3500° C, jest do pewnego stopnia neutralnym źródłem ciepła, o ile chodzi o chemiczną stronę procesu spawania a to dlatego, że ciepło łuku elektrycznego nie wprowadza bezpośrednio ze sobą większych ilości tlenu tak niepożądanych przy spawaniu. Jakkolwiek w tych wypadkach mamy do czynienia ze skutkami szkodliwego wpływu tlenu, który wchodzi w reakcję ze spawanym materiałem żelaznym w temperaturach elektrycznego spawania dochodząc z zewnątrz z otaczającego powietrza, to istnieje przecież zupełna możliwość technologiczna całkowitego usunięcia dopływu powietrza do strefy spawania i wykluczenia wszelkiej możliwości szkodliwego wpływu otoczenia na skutki spawania.

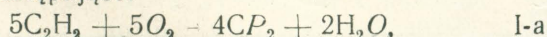
Inaczej odbywa się proces spawania przy pomocy palnika acetylenowego. Źródła ciepła w palniku tleno-acetylenowym należy doszukiwać się w chemicznej stronie procesu spalania acetylenu. Jak wiadomo, nieodzowne dla spalania acetylenu ilości tlenu wprowadza się do palnika wraz z acetylenem, a główną reakcję spalania można przedstawić następująco:



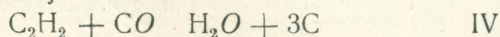
skąd wynika, że dla osiągnięcia całkowitego spalania konieczna jest jeszcze dodatkowa ilość tlenu, a to dlatego, aby odbyły się następujące reakcje:



Wtedy to całokształt chemicznych procesów odbywających się w palniku tleno-acetylenowym przedstawi się następująco:



zaś w wypadku, gdy tlenu jest za mało, w miejsce przebiegu reakcji I-a do samego końca może wystąpić pasożytnicza reakcja

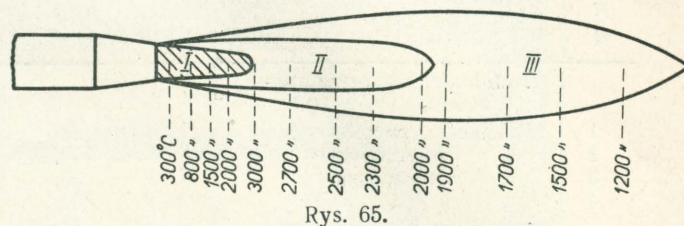


i wtedy zachodzić będzie nawęglanie szwa spawania.

Z drugiej strony, z powodu wielkiego powinowactwa tlenu i żelaza przy wysokich temperaturach spawania, konieczną jest rzeczą unikać nadmiaru tlenu, ponieważ znaczna część tego nadmiaru pozostaje w postaci tlenków w szwie spawania, albo też cementuje tlenem w pobliżu leżące obszary spawanego żelaza nadając im nadmierną twardość i moc ale i kruchość.

Dla zrozumienia istoty zachodzących w palniku tleno-acetylenowym procesów chemicznych i ich wpływu na przebieg procesu spawania, rozważymy, idąc za J.R.Booer¹⁾ istotę samego płomienia.

J. R. Booer dzieli płomień tleno-acetylenowego palnika na trzy strefy (podobnie jak w chemii zwykło się dzielić płomień palnika bunzenowskiego) i określa faktyczne temperatury w różnych punktach każdej z trzech stref płomienia tak, jak to wskazano na rys. 65. Pierwsza strefa świecąca jest strefą niepełnego



spalania i posiada temperatury od 300° C do 2000° C. Skład gazów w tej strefie odpowiada mieszaninie C_2H_2, O_2, H_2 i CO. Druga strefa nieświecąca jest strefą właściwego spawania i posiada najwyższe temperatury około 3000° C, znajdujące się prawie na granicy strefy I i II. Od tego maximum temperatura w drugiej strefie spalania stale obniża się i dochodzi do granicy stref II i III do 2000° C. Przybliżony skład gazu tej drugiej strefy spalania jest według J. R. Booer'a następujący: około 60% $CO + 30\% H_2 + 4\% C_2H_2 + 4\% H_2O + 1\% C_2H_2 + 1\% O_2$. Jest to strefa redukcji. Faktycznie jednak redukcja w płomieniu palnika tleno-acetylenowego nie zachodzi a to z powodów następujących: 1) zdolność redukcyjną drugiej strefy niszczy całkowite utleniające działanie trzeciej strefy, gdzie zachodzi całkowite spalanie produktów powstałych w drugiej strefie i 2) następuje to wskutek wielkiej trwałości tlenków powstałych już w pierwszej strefie. Z tego też powodu w obecnych warunkach spawania w płomieniu tleno-acetylenowym wyniki spawania zależą: 1) w znacznym stopniu od zdolności i wprawy spawacza; czynnik ten jest tembardziej miarodajny, że jak wiadomo, tlen ze zbiornika dopływać powinien do palnika tylko dla reakcji I; tlenu dla reakcji II i III dostarcza otaczające powietrze i 2) w mniejszym stopniu od odpowiedniego zastosowania środków redukujących o działaniu fizyko-chemicznym, t. j. topników użulających i odtleniających.

§ 43. W celu ułatwienia orjentowania się w znakowaniu na poniżej przytoczonych tablicach należy wspomnieć, że litery A lub W na pierwszym miejscu oznaczają rodzaj spawania: A — spawanie acetylenem, W — gazem wodnym, znajdujące się na drugim miejscu litery L, M, B, G, F są inicjałami tych fabryk, które dostarczyły nam próbek do badań, litery S lub K, na trzecim miejscu, oznaczają stan fizyczny szwa spawania: S—surowy, K—przekuty po spawaniu. Litery na ostatnim miejscu t. j. trzecim lub czwartym oznaczają, podobnie do tego, jak to było podane już w § 35, charakter obróbki termicznej, zastosowanej do szwa spawania, a mianowicie: S oznacza stan surowy, bez żadnej obróbki termicznej, W — stan wyżarzony, U — ulepszony. Stan ulepszony otrzymywano albo przez zastawanie następującego po odpuszczaniu powolnego ochładzania wraz z piecem — UP, albo przez szybkie chłodzenie w wodzie — UH, albo wreszcie przez kombinowane ochładzanie — UK, jak to objaśniono w § 29.

§ 44. W tablicach 17, 18 i 19 umieszczono trzy serie badań: 1) badania na rozerwanie ze szwem spawania w poprzek próbki (tabl. 17), 2) badania na ro-

¹⁾ Engineering, 1924, 221—223 i V. d. I., 1925, 505—508.

TABLICA Nr. 17.

Badania wytrzymałościowe szwa spawanego acetylenem.

Szew spawania wpoprzek próbki; wymiary płaskiej próbki; L=170 mm; l=125 mm; grubość=10 mm; szerokość=30 mm. T-ra badania od 18° do 20°C.

N		Znako-	Q	R	A	C	U	U w a g i
N		wanie						
A. Materiał bez szwa spawania.								
1	W stanie surowym	S	26	37,4	30	62	15,9	
2	" wyżarzonym	W	24,6	36,0	32	65	15,2	
3	" ulepszonym	U P	30,8	40,5	29,5	62	14,9	
4	" "	U K	32,1	43,6	28,0	68	13,3	
5	" "	U K	28,4	41,0	29,0	68	16,6	
B. Materiał ze szwem spawania w środku próbki, nie kuty.								
1	W stanie surowym	AI SS	25,7	38,2	12,4	9,5	0,9	p. sz; z. gz.
2	" "	"	25,1	36,8	11,2	11,0	1,5	"
3	" "	AMSS	26,1	33,8	9,5	19,0	3,6	"
4	" wyżarzonym	ALSW	26,2	38,3	27,2	51,0	1,5	poza szwem spaw.
5	" "	"	26,9	38,7	25,2	52,5	2,2	"
6	" "	AMSW	23,6	33,5	15,0	16,0	2,6	p. sz., braki sp.
7	" ulepszonym	ALSUP	27,9	39,4	23,2	48,5	6,2	poza szwem spaw.
8	" "	"	28,3	33,7	4,8	4,5	4,8	p. sz; braki sp.
9	" "	AMSUP	31,3	32,8	4,0	2,0	5,4	"
10	" "	ALSUH	33,6	37,0	2,4	2,5	3,2	"
11	" "	"	33,2	43,4	10,0	2,5	7,1	"
12	" "	AMSUH	?	22,8	3,0	4,0	10,0	"
13	" "	ALSUK	28,8	35,3	7,2	4,0	6,8	"
14	" "	"	28,6	28,6	1,6	3,5	6,1	"
15	" "	AMSUK	?	24,7	3,0	4,0	4,8	"
C. Materiał ze szwem spawania w środku próbki, przekuty.								
1	W stanie surowym	ALKS	30,8	40,0	25,6	44,0	4,2	poza sz. spaw.
2	" "	"	33,7	40,9	24,0	46,5	6,2	"
3	" wyżarzonym	ALKW	27,3	39,1	28,0	45,0	2,5	"
4	" "	"	27,1	38,9	27,6	42,7	1,9	"
5	" ulepszonym	ALKUP	31,5	39,1	9,6	9,0	9,5	p. sz. b. sp. zł. muszlowy
6	" "	"	30,8	42,5	19,2	15,3	9,8	"
7	" "	ALKUH	35,2	46,7	20,8	45,0	11,6	poza szw. spaw.
8	" "	"	36,0	48,0	19,2	17,0	5,0	"
9	" "	ALKUK	30,8	43,2	22,4	46,0	6,0	"
10	" "	"	30,8	42,8	23,2	45,5	4,7	"

TABLICA Nr. 18.

Badania wytrzymałościowe szwa spawanego acetylenem.

Szew spawania podłużny; próbka na X; wymiary płaskiej próbki: L = 160 mm; l = 100 mm; grubość = 10 mm; szerokość = 25 mm; T-ra badania: 18°—20°C.

Własności mechaniczne materiału spawanego patrz tablica № 14.

N		Znako-	Q	R	A	C	U w a g i
N		wanie					
A. Materiał ze szwem spawania wzdłuż próbki; szew spawania nie przekuty.							
1	W stanie surowym	A S. S.	24,6	37,7	11,0	18	] miejsce spawania posiada złom gruboziarnisty. złom gruboziarnisty, na złomie braki spawania. złom drobnoziarnisty. złom drobnoziarnisty (ciągły) nawet w miejscu spawania.
2	" "	"	26,3	38,4	10,5	11	
3	" wyżarzonym	A. S. W.	24,5	35,5	6,5	21	
4	" ulepszonym	A.S. UP.	28,9	42,5	16,0	25	
5	" "	A.S. UK	29,1	42,7	20,0	41	
6	" "	"	25,4	40,8	17,5	34	
B. Materiał ze szwem spawania wzdłuż próbki; szew spawania przekuty.							
1	W stanie surowym	A. K. S.	30,2	41,9	15,5	?	pękła poza dług.; pom. miejsce spaw. posiada złom gruboziarn.
2	" "	"	30,7	40,7	23,0	37	złom drobnoziarnisty.
3	" wyżarzonym	A. K. W.	26,3	38,2	11,5	?	pękła poza dług. pomiarową; na miejscu spaw. dużo tlenków.
4	" ulepszonym	A.K. UP	31,0	43,3	24,0	45	] złom ciągły, drobnoziarnisty; miejsce spawania wyróżnia się słabo.
5	" "	"	27,4	42,3	24,0	54	
6	" "	A.K. UK	29,1	42,5	24,5	52	

zerwanie ze szwem spawania wzdłuż próbki (tab. 18), 3) badania kruchości szwa spawania (tab. 19). Oprócz tego dzięki uprzejmości p. inż. A. Szumowskiego (Chrzanów), któremu tą drogą składamy serdeczne podziękowanie miałem możliwość wyjaśnić rolę bardzo ważnego czynnika, a mianowicie wpływu kucia na wytrzymałość szwa spawanego acetylenem. Dla porównania we wszystkich wypadkach przytoczono odpowiednie właściwości mechaniczne materiału spawanego.

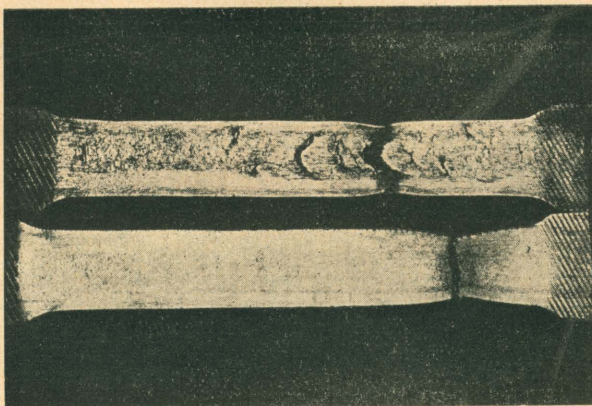
§ 46. Porównując wyniki badań, ułożone w tabelach 17 i 19 z odpowiednimi wynikami przy spawaniu łukiem elektrycznym (tabele 9 i 11) musimy stwierdzić, że acetylenowy szew spawania w stanie surowym (nieprzekutym) jest mniej ciągliwy i mniej wytrzymały, niż szew otrzymany przy pomocy łuku elektrycznego. Podobnie przy spawaniu acetylenowym i nieprzekutych próbkach częściej zdarza się zerwanie przez szew spawania. Stopień jednak kruchości jest w obu wypadkach jednakowy i przy zwykłych temperaturach badania odporność na uderzenie szwu otrzymanego czy to w płomieniu acetylenu czy też w łuku elektrycznym wynosi około 2 kgm/cm^2 w stanie niewyżarzonym i wyżarzonym i około $5-6 \text{ kgm/cm}^2$ w stanie ulepszonym.

Badania prób na rozerwanie z podłużnym szwem spawania wykazały, że ulepszanie termiczne podnosi w znacznym stopniu ciągliwość nawet w nieprzekutych próbkach i to w sposób bardziej kategoriyczny, niż w próbkach spawanych łukiem elektrycznym, posiadających również podłużny szew spawania (porównaj tabelę 10).

§ 47. Najlepsze wyniki otrzymujemy jednak przy szwie przekutym na gorąco. Ciągliwość, a zwłaszcza odporność na uderzenie we wszystkich wypadkach badania prób ze szwem spawania przekutym znacznie się podniosła. Ciągliwość w próbkach ulepszonych stała się równą $80-82\%$ ciągliwości materiału spawanego. W naszych badaniach materiału blach kotłowych o zawartości węgla około $0,1\%$ odporność na uderzenie, (stopień kruchości), wynosząca dla materiału spawanego (materiału blach kotłowych) w zwyczajnych temperaturach badania $12-13 \text{ kgm/cm}^2$, a dla nieprzekutego szwu spawania zaledwie 2 kgm/cm^2 w niewyżarzonym i wyżarzonym stanie, jak to już wyżej wspominaliśmy, zaś około $5-6 \text{ kgm/cm}^2$ w stanie ulepszonym, wzrosła w próbkach przekutych do $5,2 \text{ kgm/cm}^2$ w stanie surowym i do $8-9 \text{ kgm/cm}^2$ w stanie ulepszonym, co wynosi około 70% odporności na uderzenie blachy kotłowej. Stąd dochodzimy do wniosku, którego w istocie nie można uważać za nieoczekiwany, który jednak szczególnie należy podkreślić, że szew spawania należałoby przed ulepszaniem termicznym przekuć na gorąco.

Rys. 66 pow. $\frac{2}{3}$, przedstawia dwie próbki na rozerwanie z acetylenowym szwem spawania wzdłuż próbki. U góry znajduje się próbka ze szwem spawania w stanie nieprzekutym (surowym) i termicznie nieobrobionym; cała powierzchnia próbki (szwu spawania) popękała w wielu miejscach. U dołu tej odbitki znajduje się również próbka z acetylenowym szwem spawania

wzdłuż próbki, lecz poprzednio przekutym i następnie termicznie ulepszonym, jest ona zupełnie wolną od szczelin. Rys. 67 (pow. 2) przedstawia



Rys. 66.

złomy tych dwóch próbek. Podczas gdy gruboziarnisty szew spawania wydziela się zupełnie



Rys. 67.

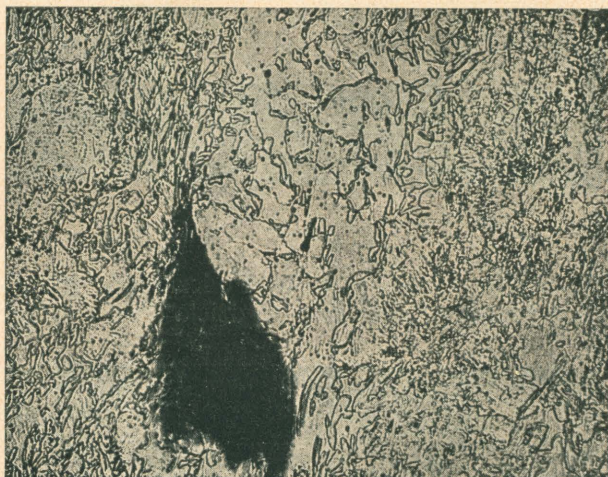
wyraźnie w spawanej nieprzekutej (surowej) i termicznie nieobrobionej próbce, to podobny, pod-



Rys. 68.

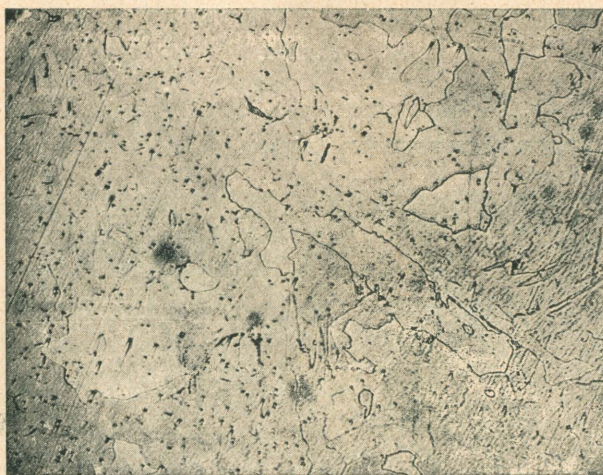
łużny szew spawania na drobnoziarnistej przekutej, a następnie termicznie ulepszonej próbce prawie, że nie odróżnia się od ogólnego tła.

Mikrofotografie 68, 69 (pow. 65), przedstawiają szew spawania nieobrobiony ani termicznie ani mechanicznie. Budowa jego jest podobna do tej, jaką widzieliśmy niejednokrotnie na szwie spawania łukiem elektrycznym (porównaj mikrofotografię 43). Czarne plamy są to luki nieco rozszerzone pod działaniem sił rozciągających, próbki te były poprzednio zerwane na prasie Amslera (por. ich wygląd makrofotograficzny na makrofotografii 66).



Rys. 69.

Mikrofotografia 70 (pow. 130), przedstawia miejsce szwa spawania, poddanego poprzedniemu kuciu, odwęglone podczas tego kucia i wypełnione drobnymi kropelkami FeO . Mikrofotografia 71 (pow. 130), przedstawia granicę w szwie spawania próbki przekutej, znajdującą się pomiędzy

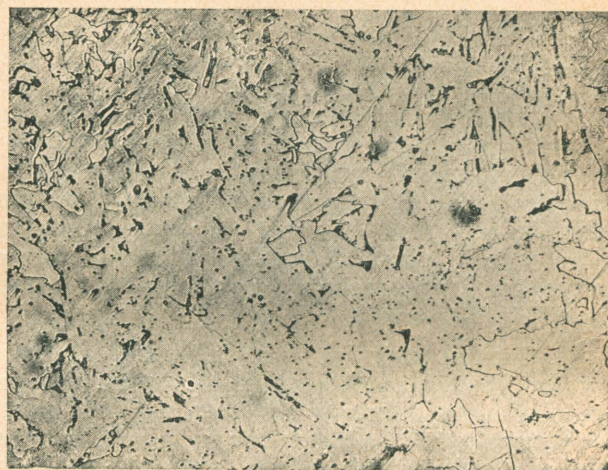


Rys. 70.

dwoma strefami: normalną i odwęgloną (nacementowaną tlenem). Mikrofotografia 72 (pow. 65), przedstawia widoczną granicę spawania pomiędzy materiałem spawanej blachy o wyraźnie warstwowej budowie i przejście jej do budowy szwa spawania. Szew spawania wykazuje zwiększoną zawartość węgla, w wypadku tym zgodnie z reakcją IV (patrz § 43) miał miejsce proces cementacji.

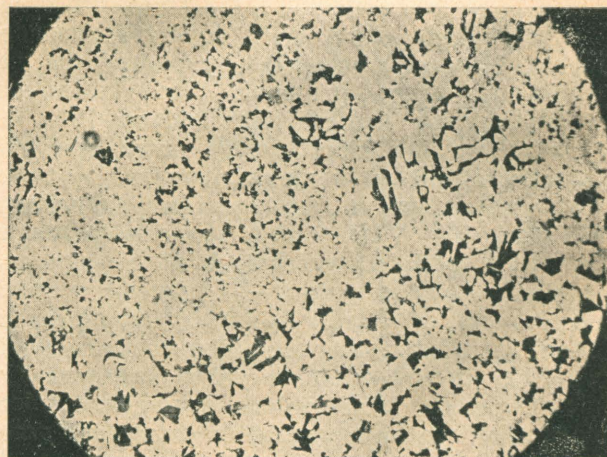
Do mikrobudowy szwu spawania acetylenem należy odnieść wszystko to, o czym mówiliśmy

w § 32, poświęconym opisowi budowy szwu spawania przy pomocy łuku elektrycznego. Na granicach istotnego szwu spawania prawie na każdej trawionce, przygotowanej ze szwu spawania można znaleźć niemało braków spawania, których charakter i zewnętrzny wygląd jest podobny do przedstawionych na mikrofotografiach 45a, 45b, 45c, 53, 54. Widoczna granica spawania w próbkach przekutych jest zawsze znacznie przesunięta w głąb materiału w porównaniu z granicą w próbkach nieobrobionych. W ogólności szew przy acetylenowym sposobie spawania jest zawsze w znacznym stopniu nasycony (nacementowany) tlenem. Na dowód tego twierdzenia przytaczamy mikrofoto-



Rys. 71.

grafię 73 (pow. 65), przedstawiającą jeden odcinek szwu acetylenowego spawania. Wszystkie ziarna ferrytu wypełnione są kropelkami FeO , a środek mikrofotografii zajmuje dość gruba o charakterystycznej wzorzystej budowie strefa eutektyki $Fe-FeO$.



Rys. 72.

Ciekawem również jest i to, że we wszystkich wypadkach acetylenowego spawania nie napotkaliśmy się w budowie szwu z azotkami (porównaj budowę na mikrofotografii 55). Jednakże stopień porowatości nieprzekutego szwu spawania acetylenem jest może nieco większy niż przy

elektrycznym (łukowym) sposobie spawania, a to skutkiem niższych temperatur, w których faktycznie odbywa się spawanie acetylenowe.

Mikrofotografia 74 (pow. 2), przedstawia makroskopowy wygląd szwa spawanego w stanie surowym (nieprzekutym) po wytrawieniu.

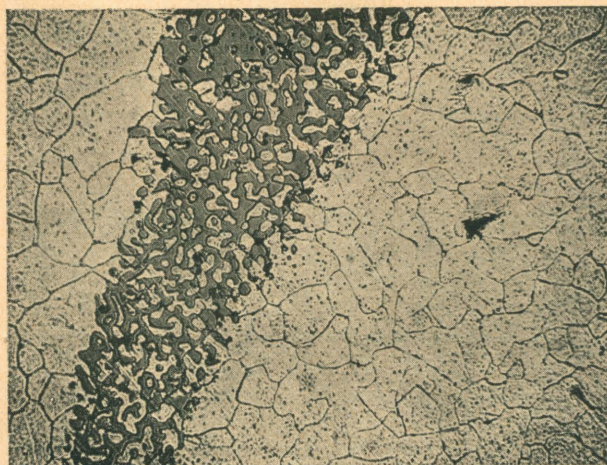
Średnia grubość szwu i warstw w pobliżu leżących i silnie utwardnionych, jak to widać z tablicy Nr 20, wynosi około 25 mm. Szew spawania posiada w stanie nieprzekutym średnią twardość 121,5 kg/mm², dla materiału niewyżarzzonego, a 113,3 kg/mm² dla wyżarzzonego. W obu

TABLICA 19.

Zmiany kruchości szwa spawania acetylenem w zależności od temperatury badania i poprzedniej obróbki termicznej kgm/cm².

	t-ra badania ° C	M a t e r i a ł w s t a n i e					
		termicznie nie odrobionym (S)	wyżarzonym (W)	ulepszonym (UP)	ulepszonym (UH)	ulepszonym (UK)	
Materiał blachy spawanej (S)	— 15	11,1] 10,5 n. z. 9,9] "	9,2] 8,9 z. 8,6] "	9,9] 9,6 n. z. 9,4] z.	8,3] 8,5 z. 9,3] "	10,4] 11,0 n. z. 11,7] "	
	0	10,0] 10,6 " 11,3] "	11,0] 10,8 n. z. 10,6] "	9,6] 10,1 " 10,7] n. z.	8,5] 8,7 " 8,9] "	12,2] 11,3 " 10,5] "	
	+ 18	11,8] 11,3 " 10,9] "	9,4] 9,6? z. 9,8] "	12,8] 12,3 " 11,9] "	10,7] 10,9 n. z. 11,1] "	13,2] 12,5 " 14,1] "	
	+ 100	13,2] 13,4 " 13,7] "	11,9] 11,6 n. z. 11,2] "	13,1] 13,2 " 13,3] "	11,1] 12,0 " 12,8] "	13,1] 14,7 " 16,3] "	
	+ 150	13,9] 13,2 " 12,5] "	12,2] 11,8 " 11,4] "	13,8] 14,3 " 14,9] "	13,9] 14,6 " 15,3] "	16,7] 15,0 " 13,4] "	
	+ 200	13,2] 13,0 " 12,8] "	11,7] 11,8 " 12,0] "	13,4] 13,2 " 12,9] "	13,2] 12,3 " 11,4] "	14,0] 13,0 " 13,0] "	
Szew spawania w stanie surowym (AS)	— 15	1,5] 1,2 z. bsp 0,9] "	1,9] 1,6 z. b.sp. 1,3] "	1,4] 3,2 z. b. sp 5,1] z.	1,2] 1,1 z bsp. 1,0] "	1,1] 1,1 z. bsp. 1,0] "	
	0	1,2] 1,2 " 1,1] "	1,6] 1,6 " 1,5] "	1,3] 1,3 z. b. sp 1,2] "	5,5] 3,2 z 0,9] z bsp.	2,7] 3,8 " 4,8] z	
	+ 18	1,5] 1,2 " 0,9] "	2,2] 1,9 " 1,5] "	4,8] 5,5 z. 6,2] "	7,1] 5,1 z 3,2] "	6,1] 6,5 " 6,8] "	
	+ 100	7,2] 6,1 z. 5,0] z. bsp	5,1] 4,5 z. 3,9] z. b. sp	7,8] 6,8 " 5,8] "	6,8] 6,2 " 5,5] "	12,0] 10,4 n. z 8,8] z	
	+ 150	11,4] 8,1 n. z 4,9] z. bsp	5,1] 4,9 z. 4,7] "	8,0] 6,4 " 4,7] "	5,9] 5,9 " 5,8] "	7,9] 8,6 " 9,4] n. z	
	+ 200	6,2] 6,2 " 6,1] "	6,5] 6,8 " 7,2] "	7,5] 6,4 " 5,4] "	8,6] 6,6 " 4,6] "	8,5] 8,7 z 9,0] "	
Szew spawania w stanie przekutym. (AK)	— 15	6,1] 4,5 z. 3,0] "	1,2] 1,3 z. b.sp 1,3] "	2,0] 3,0 z. 4,0] "	1,0] 5,2 z 9,5] n. z.	7,6] 6,8 z 6,1] "	
	0	1,7] 1,8? z. bsp 1,8] "	1,7] 1,8 " 1,9] "	7,6] 6,7 " 5,7] "	7,5] 5,8 z. 4,1] "	5,0] 5,8 " 6,6] "	
	+ 18	4,2] 5,2 z. 6,2] "	2,5] 2,2 " 1,9] "	9,5] 9,6 " 9,8] n. z.	11,6] 8,3 n. z. 5,0] z	4,7] 5,4 " 6,0] "	
	+ 100	8,2] 8,1 " 8,0] "	7,3] 8,2 z. 9,0] "	8,6] 10,1 z 11,7] n. z	8,7] 8,6 " 8,4] "	11,0] 10,3 n. z 9,7] "	
	+ 150	11,6] 9,7 n. z. 7,9] z.	8,3] 9,7 " 11,2] n. z.	10,9] 9,1 " 7,3] z	8,8] 8,2 " 7,5] "	10,1] 8,5 " 6,8] z	
	+ 200	6,9] 7,0 " 7,0] "	8,7] 9,2 z. 9,7] n. z	5,7] 8,4 " 11,2] n. z.	10,2] 8,3 n. z. 6,4] z.	10,2] 9,8 n. z. 9,5] z	

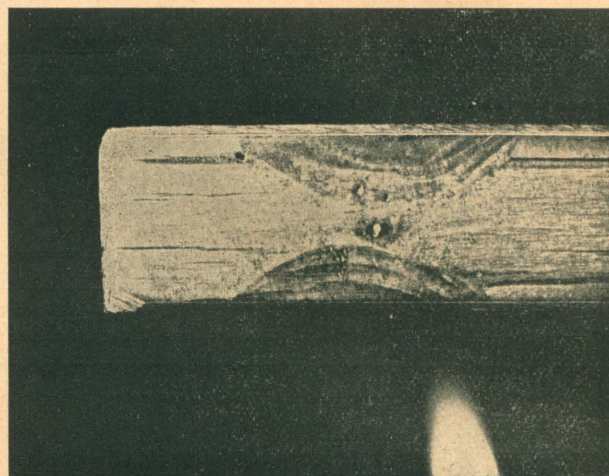
wypadkach twardość szwu spawania wzrosła w porównaniu z twardością materiału spawanego (w stanie surowym 103,5 kg/mm², a w wyżarzo-



Rys. 73.

nym 96 kg/mm²) o 17 — 18%. Szew spawania w stanie przekutym posiada średnią twardość 136,9 kg/mm² dla niewyżarzonego materiału i 1217 kg/mm² dla materiału wyżarzonego. W pierwszym wypadku twardość szwa spawania wzrosła w porównaniu z twardością materiału spawanego o 32%, w drugim o 37%. Przekucie dla stanu niewyżarzonego dało utwardnienie szwu spawania

o 12,7%, a dla stanu wyżarzonego 7,5% (porównaj: wpływ kucia na wzrost twardości miękkiego żelaza, rys. 3. Mechaniczne jednak właściwości szwu przekutego są znacznie lepsze. Na zakończenie składam tą drogą podziękowanie Dyrekcji Pierwszej Fabryki Lokomotyw w Polsce w Chrzanowie oraz



Rys. 74.

koledze M. Kornaczewskiemu (Milowice) za wykonanie i dostarczenie prób blach spawanych acetylenem.

TABELA 20.
Twardość wg. Brinnell'a szwa spawanego acetylenem i wpływ kucia na twardość powierzchniową kg/mm².

Twardość mierzone na mm.	Próbka w stanie surowym				Próbka w stanie wyżarzonym			
	Szew surowy		Szew przekuty		Szew surowy		Szew przekuty	
	górze	dół	górze	dół	górze	dół	górze	dół
20	99	103,5	106,5	106,5	103,5	99	99	99
	103,5	103,5	106,5	106,5	96	99	103,5	99
	103,5	103,5	106,5	111	99	99	99	96
	103,5	103,5	111	111	96	99	99	96
	103,5	103,5	111	106,5	96	96	96	96
40	103,5	103,5	106,5	103,5	99	96	96	96
	106,5	106,5	106,5	106,5	99	96	96	96
	103,5	106,5	106,5	106,5	99	103,5	103,5	99
	111	111	106,5	106,5	99	103,5	99	99
	103,5	120	115,5	106,5	103,5	111*	99	103,5
60	106,5	126*	136,5*	120*	111*	111*	111*	115,5*
	111*	130,5*	142,5*	130,5*	115,5*	130,5*	115,5*	120*
	126*	120*	142,5*	142,5*	111*	111*	130,5*	126*
	111*	111*	?	136,5*	111*	111*	130,5*	120
	130,5*	120*	142,5*	142,5*	115,5*	111*	126*	120*
80	126*	120*	142,5*	126*	103,5	111*	130,5*	103,5
	126*	120	142,5*	111	106,5	106,5	120*	99
	111	115,5	136,5*	111	103,5	96	106,5	99
	111	115,5	120	111	99	99	99	96
	106,5	111	115,5	103,5	96	96	99	96
100	106,5	111	111	106,5	96	99	99	96
	111	111	106,5	103,5	99	96	99	96
	106,5	106,5	106,5	106,5	103,5	96	99	96
	103,5	103,5	111	103,5	99	96	99	99
	99	103,5	103,5	106,5	99	96	103,5	96
120	103,5	103,5	106,5	103,5	99	99	99	96
	103,5	103,5	111	103,5	103,5	96	99	99
	103,5	103,5	106,5	103,5	99	99	99	96
	103,5	103,5	106,5	103,5	99	96	99	96
grubość szwa w mm	24	24	32	24	20	28	28	20
przeciętna twardość szwa	121,8	121,2	140,8	133,0	112,8	113,8	123,4	120,3

Uwaga: liczby oznaczone * dotyczą istotnego szwu.

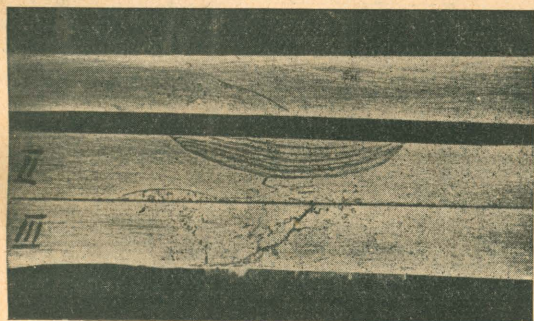
C. Trwałość szwa spawanego gazem wodnym.

§ 48. Średni skład gazu wodnego przedstawia się, jak wiadomo, następująco:

H_2 = 48,5%	normalne wahania	44 — 51%
CO = 42%	" "	39 — 44%
CO_2 = 5%	" "	3 — 7%
N_2 = 4%	" "	3 — 6%
CH_4 = 0,5%	" "	0,2 — 0,8%

Wartość opałowa wynosi 2500 *Kal*, a temperatura płomienia jest niższa od temperatury palnika acetylenowego. Wodny gaz daje płomień nieświecący, a proces spawania gazem wodnym przeprowadza się przeważnie na nakładkę.

Spawanie gazem wodnym ma szerokie zastosowanie technologiczne. Bezpośrednio po procesie tym następuje kucie. Natychmiastowe przekuwanie miejsc spawanych gazem wodnym stanowi nieodłączną część procesu spawania. Dla



Rys. 75.

tego też styki spawanych gazem wodnym metali przygotowuje się w taki sposób, by spawanie można było wykonać na nakładkę. Stąd istotny szew spawania przedstawia się w postaci linii prostej albo linii przy kuciu nieco odkształconej (por. rys. 75 wielkość naturalna). Można go zawsze łatwo wywołać przez wytrawienie polerowanej powierzchni znanym odczynnikiem *Heyn'a* (wodny roztwór chlorku amino-miedziowego), używanego powszechnie dla celów makrografii.

Istotny szew spawania gazem wodnym (szew w nakładce) nie pochodzi w odróżnieniu od istotnego szwu spawania łukiem elektrycznym lub acetylenem z płynnej fazy; spawanie w tym wypadku odbywa się jedynie na rachunek doskonałego ujednorodnienia podczas kucia miejsc spawanych i ogrzanych do rozmiękczenia. W naszych badaniach szerokość szwu wahała się w granicach 30 — 60 *mm* (np. w rurach spawanych o grubości ścian 12 *mm*) i zwiększała się w miarę zwiększania grubości spawanych ścianek. Zwykle dość szerokie obszary materiału, znajdującego się po obu stronach istotnego szwu spawania zostają przegrzane do stosunkowo wysokich temperatur, a następnie poddawane są przekuwaniu. W ten sposób całkowita strefa spawania z istotnym szwem spawania w środku, poddana podczas spawania obróbce termicznej i mechanicznej wynosiła w badanych przez nas materiałach (o grubości 12 *mm*) około 150 *mm*, t. j. po 50 — 60 *mm* w obie strony od istotnego szwu spawania (a szew ten może być większym lub mniejszym w zależności od wielkości nałożenia

styków spawanych). Widoczna granica spawania, oddzielająca strefy odkształcone przy przekuwaniu i częściowo rekrytalizowane od strefy materiału niepoddanego ani termicznej ani mechanicznej obróbce ginie gdzieś głęboko.

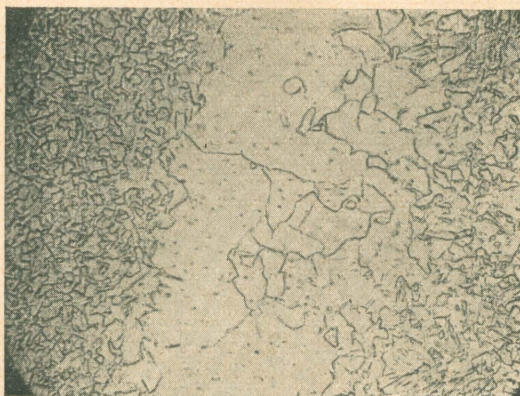
Wskutek zastosowania do miejsc spawanych kucia na gorąco, miejsca znajdujące się w strefie spawania gazem wodnym stają się często nieco cieńsze od pierwotnej swej grubości. Strata ta w naszych badaniach dochodziła do 12 i nawet do 20% pierwotnej grubości. Jest to bardzo pożyteczne następstwo spawania gazem wodnym, na które nie zwraca się jakoś większej uwagi. A jednak istnienie takiej straty grubości pociąga za sobą automatycznie osłabienie materiału i tak już osłabionego przez sam szew spawania.

§ 49. W § 47 zastanawialiśmy się już nad dobroczynnym wpływem kucia na trwałość szwu spawanego. Z tego powodu, wychodząc z faktu zastosowania kucia w celu ujednorodnienia miejsc spawania, można by się było spodziewać, że szew spawany gazem wodnym będzie wykazywał jak najlepsze właściwości mechaniczne. Proces spawania gazem wodnym polega raczej na zgrzewaniu niż na stapianiu, a istota jego odpowiada typowym procesom obróbki kuźnicznej. Stąd wynikają zalety i wady tego procesu. Do jego zalet należy zaliczyć brak strukturalnie zarysowanego szwu, jak to mieliśmy sposobność zaobserwować w wypadkach spawania elektrycznego (por. rys. 43, 44, 56 i 59) i acetylenowego. Do wad zaliczyć należy, że wszelkie istniejące albo i powstałe na powierzchni miejsc spawanych tlenki wgniecione zostają przy kuciu wgłęb i zasklepiają się w masie metalu. Większa część porów również zasklepia się podczas kucia. Pomimo to jednak większe ilości tlenków pozostają w strefie istotnego szwu spawania. Na podłużnych przekrojach trzech próbek, spawanych gazem wodnym (por. rys. 75), przedstawiono wszelkie możliwe wypadki bardziej lub mniej udatnego spawania. Obrazy te wyraźnie pokazują, jak głęboko w szew spawania mogą być wtłoczone tlenki. Zwłaszcza pouczającym obrazem jest blacha środkowa, gdzie istotny szew spawania jest bardzo skomplikowany i szeroki a na wierzchu leży szeroka warstwa materiału zmieszanego z tlenkami. Za to pierwsza blacha przedstawia idealny wypadek spawania z góry i z dołu blachy. Nawet dłuższe wytrawienie nie ujawniło granicy spawania. Jednakże wypadki takiego całkowitego ujednorodnienia szwu są rzadkie, tembardziej, że po tak silnym zgnieciu w temperaturach poniżej A_3 , a przy wodnym spawaniu kucie często przeciąga się i *nolens volens* kończy się poniżej temperatury przemian allotropowych, otwiera się szerokie pole do rekrytalizowania ziaren odpowiednio odkształconych, co widzimy na mikrofotografii № 76, 77, 78 i 79.

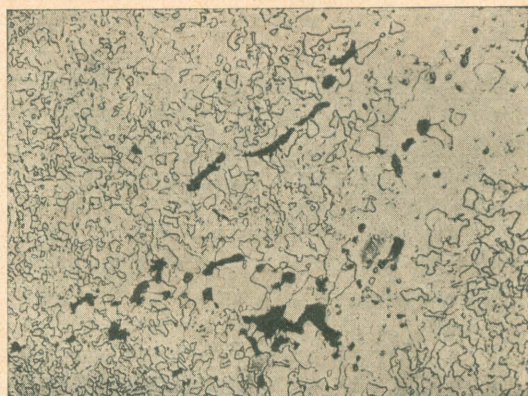
§ 50. W wypadkach udatniejszego spawania gazem wodnym możemy zamiast rzeczywistej granicy spawania (por. § 32) spostrzec pod mikroskopem jedynie widoczną granicę spawania, t. j. strefę rozrastających się ziaren (por. rys. 76 i 77), z wtłaczonymi w nią w większej lub mniejszej ilości drobnymi żużlami. Szerokość widocznej granicy (strefy rozrastania) zależy od szybkości ochładzania; im mniejszą jest szybkość

ochładzania, tem dłużej przebywa materiał w temperaturach rozrastania ziaren (szczegóły por. § 10) i w tem większym stopniu mogą się ziarna rozrastać. Próbką, z której wykonano trawionkę 76 odzna-

charakterystyczną, że żuźle nie wykazują jakiegokolwiek prawidłowości w swym układzie; odwrotnie są one jak gdyby chaotycznie rozrzucone na całej grubości szwu spawania; jest to wynikiem



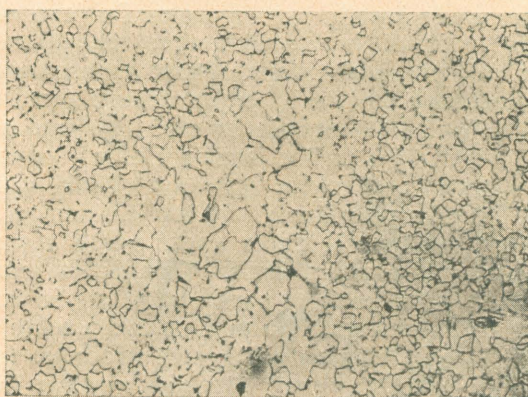
Rys. 76.



Rys. 79.

cza się bardziej szeroką granicą spawania, a to oznacza, że odpowiednie miejsca stygły stosunkowo powoli. Rys. 77 przedstawia miejsce, wzię-

kucia. Rozmieszczone w ten sposób żuźle rzadko przedstawiają większe skupienia (por. rys. 48, 49, 50, 51, 52, 74); wtrącenia żuźlowe są zwykle



Rys. 77.



Rys. 80.

te z próbki szybko przeprowadzonej przez zakres temperatur rozrastania, co spowodowało powstanie wąskiej strefy rekrytalizowanej.

połamane podczas kucia i chociaż obecność ich mechanicznie osłabia materiał, rzadko jednak tworzą one jakieś ostro ograniczone płaszczyzny słabizny. Wyjątek stanowią rys. 83 i 84, (pow.



Rys. 78.

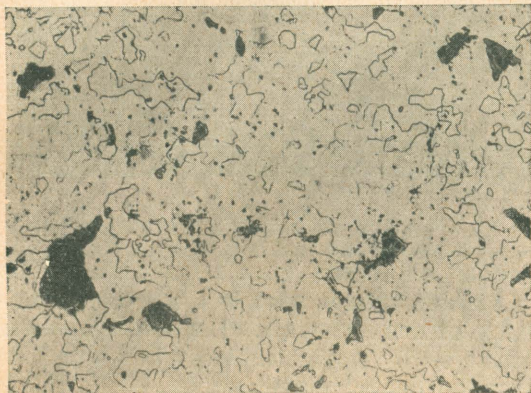


Rys. 81.

Rys. 77, 79, 80, 81, 82, (pow 65), przedstawiają wnętrze widocznego szwu spawania, wypełnione w mniejszym lub większym stopniu żuźlami. Dla tej kategorii wad spawania jest rzecz

65), gdzie przedstawiono rzeczywisty szew spawania, a w nim granicę spawania. Na rys. 83 widzimy na granicy spawania długi jednolity żuźel, a pod nim nieprzekutą masę spawanego ma-

terjału (porównaj rys. 49, 47, 54, i 56). Na rys. 84 granica spawania jest wypełniona wielką ilością drobnych i grubszych tlenków. Dwie ostatnie mikrofotografie przedstawiają szew rzeczywi-



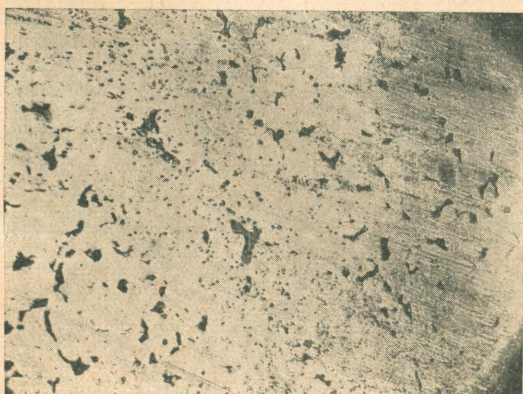
Rys. 82.

stego spawania z tą tylko różnicą, że na pierwszej z nich blacha niższa była źle ogrzana przed spawaniem i nie odczuła kucia, a na



Rys. 83.

drugiej z blach powierzchnia spawana była silnie utleniona, co spowodowało powstanie na odwęglonej granicy spawania silnie nasyconej tlen-

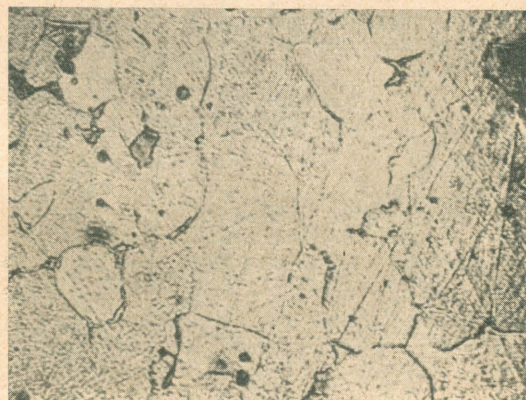


Rys. 84.

kami sfery. Pochodzenie tych tlenków jest widocznie wtórne t. j. ze stanu stałego wskutek obniżenia rozpuszczalności tlenu w żelazie (por. rys. 45-a i 53).

Należy wogóle zaznaczyć, że szew spawania gazem wodnym w większości wypadków jest silnie odwęglony, co wyraźnie przedstawiają rys. 76—84; wyjątek stanowią jedynie rys. 83 i 84, gdzie widzimy pewne ilości składnika węglatego (perlitu).

§ 51. W pracy o odwęglającym wpływie wodoru zauważył *Charles R. Austen* w 1922 r.¹⁾ bardzo ciekawy fakt, że powstający częściowo po odwęglaniu wodorem, węgiel znajduje się w postaci strukturalnie swobodnego składnika t. j. w postaci Fe_3C (cementytu). Następnie *C. A. Edwards* i *L. B. Pfeil*²⁾ zauważyli nowy fakt, że w wypadkach silnej rekrytalizacji (t. j. powstawania grubych ziaren) gromadzi się na granicach tych ziaren węgiel w postaci strukturalnie swobodnego składnika t. j. cementytu. Coś podobnego mieliśmy niejednokrotnie sposobność zaobserwować nie tylko w blachach z miękkiego żelaza, (blachy kotłowe) poprzednio odkształconych i rekrytalizowanych lecz bardzo często w szwie spawanym gazem wodnym po jego przekuciu. Rys. 85 (pow. 350), przedstawia właśnie istnienie w miękkim materiale strukturalnie swobodnego cementytu, podczas gdy zgodnie z układem termicznym należałoby oczekiwać w tych wypadkach występowania eutektoidalnych skupień, t. j. perlitu. Obie wyżej wspomniane przyczyny: odwęglanie przy pomocy wodoru i wypychanie węgla na granice ziaren rekrytalizujących mogą, jak się nam zdaje, odgrywać czynną rolę w szwie spawanym gazem wodnym i mogą być przyczyną skupień strukturalnie swobodnego cementytu na granicach ferrytowych ziaren. W poszukiwaniach istotnej przyczyny tego zjawiska pierwszeństwo oddalibyśmy przy-



Rys. 85.

czynie ostatnio wymienionej. Wydaje się nam bardzo prawdopodobną integracja cementytu w większe kulki pod wpływem procesów rekrytalizacyjnych, zachodzących w poprzednio odkształconych krysztalach. Dla postawienia takiego objaśnienia w formie stanowczej brak nam jednak faktów.

§ 5. Wytrzymałościowe badania blach spawanych gazem wodnym przeprowadziliśmy według szablonu przyjętego przy badaniu blach spawanych przy pomocy łuku elektrycznego i ace-

¹⁾ Iron and Steel Inst. CV, 1922. 93 — 143.

²⁾ Iron and Steel Inst. C. VIII, 1923, 379 — 383.

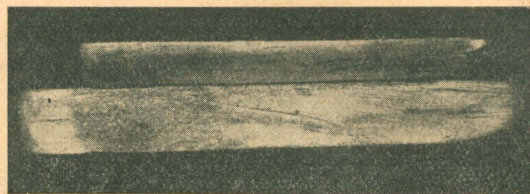
tylenowego palnika, t. j. ze szwem spawania w poprzek próbki (tabela 21) i ze szwem spawania wzdłuż próbki (tabela 22). Spawane blachy badano w stanie surowym (S), wyżarzonym (W) i ulepszonym (UP, UH i UK, por. objaśnienia znakowania w § 44). Literę znajdującą się na drugim miejscu (B, G, F) są to oznaczenia firm, które dostarczyły nam spawane próbki dla badań.

Analizując wyniki badań prób na rozerwanie ze szwem spawania w poprzek próbki, umieszczone w tabeli 21 stwierdzamy, że z siedmiu próbek zbadanych w stanie surowym, termicznie nieobrobionych, tylko jedna próbka całkowicie odpowiada pod względem swych właściwości mechanicznych próbie niespawanej, pięć z nich wykazało bardzo mały stopień ciągliwości, a cztery dały znaczne zwiększenie kruchości. W stanie ulepszonym na 17 zbadanych prób trzy próbki wykazały doskonałą ciągliwość, ośm dało znacznie ulepszoną, a jedynie cztery dało znacznie zwiększoną kruchość.

Na 25 zbadanych prób ze szwem spawania w poprzek próbki 19 złomów wykazało obecność widocznych gołym okiem wad spawania różnej wielkości, w tej liczbie było 7 źle spawanych,

a niektóre z nich posiadały szczeliny t. j. miejsca absolutnie niespojone.

Na rys. 86 przedstawiono podłużny przekrój dwóch prób na rozerwanie. Jedna z nich



Rys. 86.

rozerwała się przez szew spawania, a druga poza szwem. Szw spawania występuje na obu próbach bardzo wyraźnie. Dla porównania przedstawia rys. 87 makrostrukturalny wygląd szwu spawanego łukiem elektrycznym.

W tabeli 22 umieszczono wyniki badań wytrzymałościowych szwów spawanych gazem wodnym z podłużnym szwem spawania. Choć ogólnie wyniki nie są złe i zaledwie jedna próbka z pięciu wykazała brak ciągliwości, wszystkie jednak pięć prób rozerwało się w najslab-

TABLICA Nr. 21.

Badania wytrzymałościowe szwu spawanego gazem wodnym.

Szw spawania w poprzek próbki. Wymiary próbki jak w tabl. Nr. 17.

N N		Znako- wanie	Q	R	A	C	U	U w a g i
	<i>A. Materiał bez szwu spawanego.</i>							
1	W stanie surowym	S	25,2	40,3	33	60,5	9,2	
2	" wyżarzonym	W	23,2	39,1	33	57,0	9,2	
3	" ulepszonym	UP	30,6	45,4	26	63,0	15,5	
4	" "	UH	32,7	44,7	27	68,0	14,5	
5	" "	UK	33,0	48,5	31	64,4	15,3	
	<i>B. Materiał ze szwem spawania w środku próbki, próbki przekute w zwykły sposób.</i>							
1	W stanie surowym	WBS	?	30,1	8,5	16	12,5	b. sp.
2	" "	WGS	28,1	40,2	17,5	30	13,1	b. sp.
3	" "	"	24,7	38,5	31,0	58	14,6	
4	" "	"	28,7	36,3	12,0	?	6,5	źle spaw.
5	" "	"	18,9	18,9	2,5	?	7,9	szczelina
6	" "	WFS	19,1	31,7	11,0	?	?	źle spaw.
7	" "	"	23,4	27,5	5,5	?	?	źle spaw.
8	" wyżarzonym	WBW	22,1	28,9	11,0	21	11,1	b. sp.
9	" "	WGW	22,2	37,1	31,0	61	10,0	
10	" "	"	?	20,8	2,5	?	7,9	szczelina
11	" "	"	24,7	37,7	21,0	30,5	10,5	b. sp.
12	" ulepszonym	WBUP	29,4	38,5	11,0	31	14,6	
13	" "	WGUP	31,3	36,6	9,0	26	14,2	b. sp.
14	" "	"	31,0	43,3	24,0	61	18,8	
15	" "	"	34,8	42,3	11,0	19	9,7	b. sp. warst.
16	" "	"	25,5	29,2	4,0	?	?	szczelina
17	" "	WBUH	30,9	40,1	10,0	18	14,8	b. sp. warst.
18	" "	WGUH	31,8	45,7	26,0	53	12,1	
19	" "	"	32,9	41,5	10,0	28	11,1	b. sp.
20	" "	"	31,1	32,2	3,0	?	?	źle spaw.
21	" "	WBUK	30,5	40,3	14,0	18	15,3	b. sp.
22	" "	WGUK	28,4	42,4	23,0	60	17,0	
23	" "	"	30,2	33,2	5,0	10	6,8	b. sp. warst.
24	" "	WFUK	16,8(?)	36,1	13,3	29,5	11,3	b. sp. warst.
25	" "	"	26,1	34,9	11,0	?	?	b. sp. warst.

szych miejscach t. j. w tych miejscach, gdzie znajdowały się skupienia wszelkiego rodzaju braków spawania (por. omówienie podobnych wypadków spawania łukiem elektrycznym i acetylenem przy próbach ze szwem spawania podłużnym, tab. 10 i 15 § 40 i 46).

W tabeli 23 umieszczono wyniki badań kruchości prób ze szwem spawania gazem wod-

nym w środku próbki. Próbkę ze szwem wykazują w większości wypadków wyniki bardzo bliskie do stopnia kruchości niespawanej blachy i zwiększenie kruchości, wywołane obecnością szwu spawania, przedstawia w większości wypadków nieznaczny procent, albo staje się jak gdyby zjawiskiem wypadkowym, które należy odnieść na rachunek jakichś wyjątkowych wad

TABELA Nr. 22.

Badania wytrzymałościowe szwu spawanego gazem wodnym.

Szw spawania podłużny. Wymiary próbki jak w tabl. 17. Temperatura badania 18—20° C.

	Znakowanie	Q	R	A	C	U w a g i
<i>Własności mechaniczne materiału spawanego por. tabl. 21.</i>						
Próbka w stanie surowym	WGS	26,4	35,1	18,0	?	liczne b.sp; złom poza dł. pom.
„ „ wyżarzonym	WGW	22,2	33,0	17,5	39,0	b.sp. niejednorodność budowy
„ „ ulepszonym	WGUP	31,9	41,6	8,5	?	liczne b.sp; złom poza dł. pom.
„ „ „	WGUH	28,6	36,1	23,0	42,0 }	liczne szczeliny na całej długości szwu spawanego
„ „ „	WGUK	25,3	34,4	21,0	43,0 }	

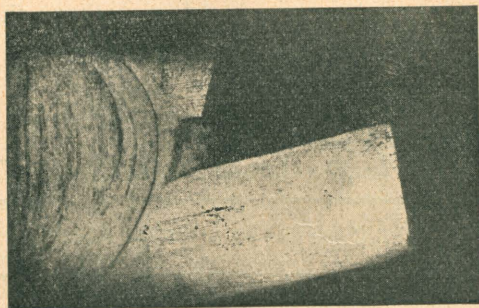
TABELA Nr. 23.

Zmiany kruchości szwu spawanego gazem wodnym w zależności od temperatury badania i po przedniej obróbki termicznej; kgm/cm².

	temperatura badania °C.	M a t e r j a ł w s t a n i e.					
		termicznie nie obrobionym (S)	wyżarzonym (W)	ulepszonym (UP)	ulepszonym (UN)	ulepszonym (UK)	
Materiał blachy (S)	— 15	3,5] 5,1 z 6,7] —,—	4,3] 4,7 z 5,2] —,—	11,3] 12,4 n. z. 13,5] —,—	12,8] 13,3 n. z. 13,8] —,—	14,0] 13,3 n. z. 12,6] —,—	13,3 n. z. —,—
	+ 18	9,5] 9,2 —,— 10,8] n. z.	8,9] 9,3 —,— 9,7] —,—	14,8] 15,5 —,— 16,3] —,—	14,8] 14,5 —,— 14,2] —,—	15,6] 15,3 —,— 14,9] —,—	15,3 —,— —,—
	+ 100	12,8] 13,7 —,— 14,6] —,—	14,3] 13,9 n. z. 13,5] —,—	15,7] 15,8 —,— 15,9] —,—	15,6] 15,3 —,— 14,9] —,—	16,4] 16,2 —,— 16,1] —,—	16,2 —,— —,—
	+ 200	11,8] 10,1 —,— 8,3] z	10,8] 11,4 —,— 12,1] —,—	12,7] 13,9 —,— 15,1] —,—	12,7] 13,7 —,— 14,6] —,—	10,8] 31,1 —,— 15,4] —,—	—,— —,—
Szw spawania (WB)	— 15	9,4] 8,3 z 7,3] —,—	1,9] 2,1 z 2,2] —,—	10,8] 11,1 n. z. 11,4] —,—	12,6] 12,3 n. z. 12,1] —,—	11,2] 12,3 n. z. 13,4] —,—	12,3 n. z. —,—
	+ 18	12,3] 12,4 n. z. 12,5] —,—	10,3] 11,2 n. z. 12,0] —,—	14,8] 14,6 —,— 14,4] —,—	14,2] 14,8 —,— 15,5] —,—	16,6] 15,3 —,— 14,0] —,—	15,3 —,— —,—
	+ 100	11,8] 13,4 —,— 15,1] —,—	13,0] 13,8 —,— 14,6] —,—	13,2] 13,6 —,— 14,0] —,—	13,3] 13,9 —,— 14,5] —,—	14,0] 14,8 —,— 15,5] —,—	14,8 —,— —,—
	+ 200	12,0] 11,9 —,— 11,8] —,—	11,0] 11,1 —,— 11,1] —,—	12,8] 13,0 —,— 13,2] —,—	11,8] 13,3 —,— 14,8] —,—	14,2] 13,5 —,— 12,8] —,—	13,5 —,— —,—
Szw spawania (WG)	— 15	5,6] 5,6 z 5,5] —,—	2,1] 3,7 z 5,3] —,—	9,9] 6,0 n. z. 4,0] z	15,0] 15,5 n. z. 16,1] —,—	10,5] 9,7 n. z. 8,9] —,—	9,7 n. z. —,—
	0	7,8] 5,9 —,— 4,0] —,—	6,2] 6,8 —,— 7,4] —,—	15,2] 16,2 n. z. 17,2] —,—	15,6] 11,0 —,— 6,4] z	8,0] 10,4 z 12,7] n. z.	z n. z.
	+ 18	13,1] 10,5 n. z. 7,9] z	10,5] 9,5 n. z. 8,5] z	18,8] 14,3 —,— 9,7] —,—	12,1] 11,6 n. z. 11,1] —,—	11,3] 11,3 —,— (6,8] z	11,3 —,— z
	+ 100	(8,9] 9,4(?) —,— 9,4] n. z.	5,9] 11,1 —,— 16,3] n. z.	(8,3] 9,7(?) z 9,7] n. z.	15,4] 14,8 —,— 14,2] —,—	(5,1] 15,4 —,— 15,4] n. z.	15,4 —,— n. z.
	+ 150	14,2] 11,7 —,— 9,3] —,—	14,9] 14,7 —,— 14,6] —,—	16,0] 13,7 —,— 11,3] —,—	13,7] 15,1 —,— 16,6] —,—	(4,7] 16,0 z 16,0] n. z.	z n. z.
	+ 200	10,0] 11,6 —,— 13,1] —,—	14,0] 12,1 —,— 10,2] —,—	15,4] 11,0 —,— (6,6] z	9,8] 11,9 —,— 14,0] —,—	(4,7] 15,7 z 15,7] n. z.	z n. z.

spawania. Należy tutaj uwzględnić, że sam charakter szwu (na nakładkę) przy następnym stosowaniu kucia usuwa w znacznym stopniu możliwość wzrostu kruchości.

Badania twardości szwu spawanego gazem wodnym, umieszczone w tabeli 24 dla mater-



Rys. 87

jału w stanie surowym, wyżarzonym i ulepszonym nie wykazały jakiegoś znacznie większego podniesienia twardości, jak to miało miejsce przy spawaniu łukiem elektrycznym (por. tab. 12 i 13) i acetylenem (por. tab. 17). Odpowiednie pomiary twardości dały pewien maksymalny wzrost

TABELA 24.

Twardość wg. Brinell'a szwu spawanego gazem wodnym
kg./mm².

Twardość mierzone na mm	Próbka w stanie surowym (S)		W stanie wyżarzonym (W)		W stanie ulepszonym (U)	
	góra	dół	góra	dół	góra	dół
20	92,3	89,7	82,6	82,6	94,9	94,9
	92,3	92,3	84,9	82,6	94,9	94,9
	94,9	92,3	89,7	82,6	94,9	101
	97,7	92,3	87,2	84,9	97,7	97,7
40	101	94,9	87,2	84,9	94,9	97,7
	101	92,3	92,3	84,9	101	101
	92,3	89,7	89,7	84,9	101	101
	92,3	92,3	87,2	87,2	101	101
60	94,9	92,3	89,7	92,3	104	104
	94,9	92,3	87,2	87,2	107	92,3
	101	94,9	84,9	?	107	101
	94,9	92,3	87,2	89,7	107	107
80	94,9	92,3	87,2	89,7	107	104
	94,9	92,3	87,2	89,7	107	104
	101	92,3	87,2	84,9	104	117
	97,7	89,7	87,2	87,2	104	129
100	94,9	?	87,2	89,7	101	104
	94,9	94,9	84,9	84,9	101	107
	94,9	94,9	89,7	84,9	101	107
	94,9	94,9	87,2	89,7	92,3	104
120	94,9	94,9	84,9	89,7	107	110
	94,9	101	84,9	89,7	107	107
	92,3	97,7	84,9	?	107	107
	92,3	94,9	84,9	89,7	107	107
140	89,7	97,7	84,9	?	?	107
	92,3	94,9	82,6	84,9	114	110
	92,3	92,3	84,9	87,2	110	107
	89,7	92,3	84,9	84,9	104	104
160	89,7	89,7	82,6	84,9	101	101
				82,6	97,7	94,9
					94,9	94,9

o 10—12%. W większości zaś wypadków wzrost ten był nieznaczny. Chociaż nagle zwiększenia twardości przypadają na miejsce szwu, jednak są one widocznie wypadkowe i związane z miejscową obecnością większych wtrąceń twardych żużli w szwie spawania.

Na zakończenie uważamy za swój przyjemny obowiązek podziękować tą drogą Zarządom: Huty Bismarka w Hajdukach Wielkich, Spółki Akc. W. Fitzner i K. Gamper w Sosnowcu i Ferrum w Katowicach za bezinteresownie dostarczane próbki spawane gazem wodnym, potrzebne do badań, i koledze inż. Ziembie za skuteczną w tym kierunku pomoc.

§ 53. Po powyższym przeglądzie technologicznych następstw spawania trzema sposobami: przy pomocy elektrycznego łuku, palnika acetylenowego i gazu wodnego mamy podstawy do następujących wywodów:

1) Wszelkie spawanie czyni materiał w odpowiednich miejscach mniej ciągliwym i bardziej kruchym i przesuwia zakres kruchości na zimno w prawo, w stronę wyższych temperatur i to w stopniu największym dla prób spawanych acetylenem a w nieco mniejszym dla prób spawanych łukiem elektrycznym.

2) Przekucie szwa spawanego sprzyja w znacznym stopniu ujednorodnieniu szwów.

3) Twardość szwu w stanie nieprzekutym (surowym) silnie wzrasta w wypadku spawania elektrycznego lub acetylenowego; kucie sprzyja ujednorodnieniu szwu i podnosi nieco jego twardość wzmacniając łączność pomiędzy materiałem szwu a materiałem spawanym.

4) Spawanie gazem wodnym z powodu związania tego zabiegu z procesem kucia, daje szew najbardziej jednorodny i mało różniący się swymi właściwościami mechanicznymi od materiału spawanego.

5) Termiczne ulepszenie w dalszym ciągu podnosi ciągliwość szwu spawania, zmniejsza jego absolutną kruchość i równocześnie zwiększa nieco jego bezwzględną twardość. Nie należy jednak zapominać, że ulepszaniu poddają się jedynie ściśle i dobrze ujednorodnione szwy spawane. Większe wady spawania uniemożliwiają ulepszenie termiczne i stanowią przyczynę zmniejszania ciągliwości i zwiększenia kruchości w szwie po jego termicznym ulepszeniu (patrz § 40), ponieważ podczas wyżarzania, hartowania i odpuszczania zwiększają się wszelkiego rodzaju luki, pory i pęcherze, wymiary ich rosną, ścianki ich utleniają się i do wnętrza ich przedostawiać się mogą płyny hartownicze, a wszystko to w dalszym ciągu osłabia materiał i zmniejsza jego przekrój czynny.

6) Uważamy przytem za rzecz konieczną jeszcze raz podkreślić, te szerokie możliwości, które stoją przed spawaniem łukiem elektrycznym w zależności od postępu i praktycznego zastosowania wskazanych już przez teorię i praktykę udoskonalenia, a wśród nich: a) usunięcia szkodliwego wpływu powietrza, b) zastosowania do szwu spawanego mechanicznej obróbki na gorąco, c) mechanizacji całego procesu, co uczyni go niezależnym od zręczności, umiejętności i wprawy rąk spawacza, nada robocie pewność i odbije się dodatnio jakościowo i ilościowo na wynikach.

W zakończeniu uważamy za swój przyjemny obowiązek zaznaczyć, że inicjatywę tych badań poddał nam z ramienia Stowarzyszenia Dozoru Kociołów Parowych w Warszawie p. Rektor Ak. Gór. inż. E. Chromiński, a Zarząd Stowarzyszenia poparł badania pieniężnie.

O LINJACH PŁYNNOŚCI NA BLACHACH KOTŁA PAROWEGO, PRZYCZYNACH ICH POWSTAWANIA I O ZWIĄZKU ICH Z POWSTAJĄCEMI RYSAMI.

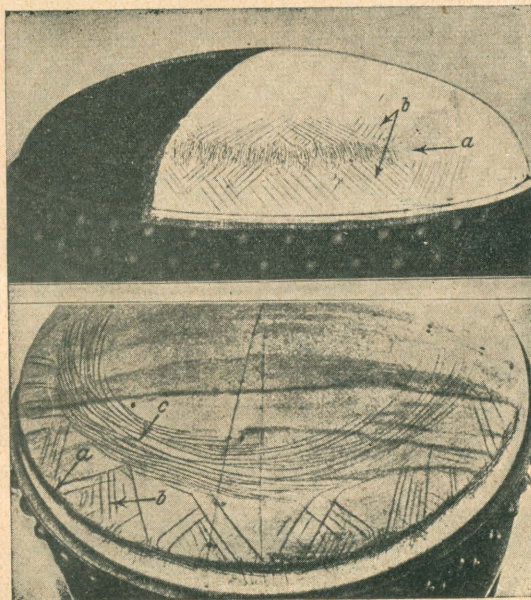
§ 54. W §§ 17—25 zastanawialiśmy się już nad charakterem powstających w materiale blach kotłowych rys i nad przyczynami ich powstawania. Pod wpływem niedawno ogłoszonych prac *F. Körber'a*, *E. Siebel'a*, *A. Pomp'a*, *B. Straus'a* i *M. Werner'a**) powracamy obecnie znowu do wyżej wspomnianego, a dla kotlarza bardzo aktualnego tematu, w celu pewnego uzupełnienia wypowiedzianych już poglądów. Zachęcają do tego wyżej wspomniani badacze przez swoją ciekawą i bardzo cenną dla praktyki próbę ustalenia związku pomiędzy rozkładem nadelastycznych naprężeń w materiale dennicy kotła parowego, występowaniem zjawisk poślizgowych w masie takiego materiału (§ 8—9), ujawnieniem tych zjawisk na powierzchni blachy i powstającymi w materiale rysami.

Ślady płaszczyzn poślizgu, na których odbyły się nadelastyczne odkształcenia występują na powierzchni przedmiotu metalowego (w danym wypadku dennicy kotła parowego) w postaci mniej lub więcej wypukłych pasków, zwanych linjami płynności (*Fliesslinien*). Pasma tych linii nie są niczem innym, jak omawianymi poprzednio linjami *Hartmann'a* lub *Lüders'a*. Zespół linii płynności tworzy cały kompleks takich śladów płynności, które powstały na miejscach wyjścia na powierzchnię metalu licznych płaszczyzn lekkich poślizgów pod działaniem nadelastycznych obciążeń.

Powstawanie figur płynności, jak to słusznie zaznaczył *P. Ludwik***), należy uważać za skutek miejscowych wydłużeń materiału obciążonego powyżej granicy plastyczności. Podobne skoki wydłużalności przy obciążeniach powyżej granicy plastyczności są specjalną właściwością małowęglistych gatunków stali. Figury płynności powstające na powierzchni materiałów pokrytych zendrą i poddanych nadelastycznym odkształceniom, mamy możliwość obserwować na metalicznej powierzchni dzięki odpadaniu zendry. Jeszcze lepiej udaje się wykryć takie figury płynności, jak to wskazał *E. Siebel* i *A. Pomp**) na metalicznej powierzchni, wysmarowanej wapnem przed poddaniem jej nadelastycznym obciążeniom (rys. 88). Jednakże najbardziej udoskonalonym sposobem do ich wykrywania jest wytrawianie powierzchni odczynnikami *A. Fry* (patrz § 25, ust 12, rys. 24 i 25). Ten ostatni sposób daje możliwość wykrywania nie tylko stref, które uległy plastycznym odkształceniom, lecz i całego przebiegu ruchów, które odbyły się wskutek plastycznych odkształceń na płaszczyznach poślizgów i związane są z rozkładem powstałych w metalicznym

przedmiocie naprężeń w każdym z góry wybranym dla badania przekroju.

Siły obciążające działają wzdłuż płaszczyzn poślizgów i w miarę dalszego wzrostu obciążenia zjawiska poślizgów przechodzą z płaszczyzny na płaszczyznę dotąd, dopóki cały kawałek nie dozna trwałych odkształceń, t. j. dotąd, dopóki nie będzie całkowicie nasycony niezliczoną ilością płaszczyzn poślizgów. Powstawanie podobnych zjawisk płynności, odnosi się do pewnych ośrodków płynności, powstających w miejscach największych naprężeń. Takim miejscem skupienia największych naprężeń, powstających wskutek wewnętrznego ciśnienia panującego w kotle pa-



Rys. 88.

rowym będą miejsca wewnętrznej powierzchni dennicy o najmniejszym promieniu krzywizny, patrz forma *F* na rys. 89.

Rys. 88 zapożyczono w wyżej wymienionej pracy *E. Siebel'a* i *A. Pomp'a*. Miejsca o największych naprężeniach oznaczono na górnej i dolnej figurze przez literę „a”. Na dolnym rysunku będzie to gęste prawie czarne pasmo skoncentrowanych linii płynności, a na górnym będzie to znacznie mniej gęsty pierścień linii płynności, oznaczony pionowym zakreskowaniem. Gęstość pasma linii płynności zależy od promienia krzywizny (porównaj formy *C* i *F* na rys. 89). Od tych pasm linii płynności o największej koncentracji naprężeń rozchodzą się w górę i w dół pasma linii płynności, powstające wskutek mniejszych naprężeń (oznaczone literą „b”); są one równomiernie rozłożone. Naprężenia wy-

*) *E. Siebel* und *F. Körber* — Mitt. K-W. Inst. für Eisenforschung VII.1925.113 i VIII.1926.1.

E. Siebel und *A. Pomp* — tamże VIII.1926.63.

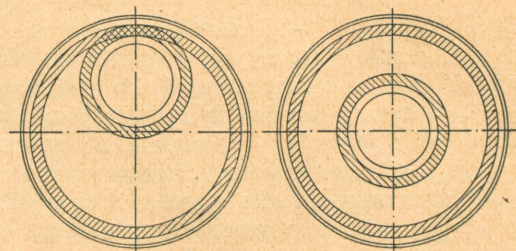
F. Körber und *A. Pomp* — tamże VIII.1926.135.

**) *P. Ludwik*. — V.d.I. 1926.379.

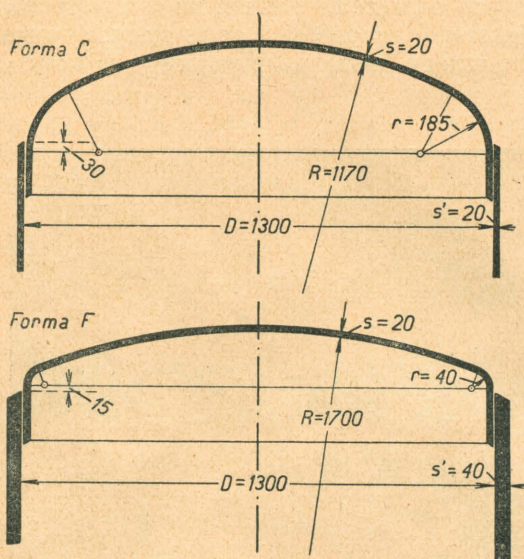
ginające oznaczono na dolnym rysunku (rys. 8) literą „c”.

Miejsca najgęściej pokryte linjami płynności, t. j. miejsca poddane największym naprężeniom, których wielkość przekroczyła granicę płynności danego materiału w danym miejscu, są miejscami odkształceń na zimno. Z tego powodu materiał w tych miejscach jest umocniony i posiada odmienne fizyczne właściwości (p. § 7), a przede wszystkim silnie zmniejszoną w porównaniu ze stanem normalnym, ciągliwość i znacznie zwiększoną kruchość. Miejsca te gorsze pod względem wytrzymałościowym wskutek poprzedniej obróbki na zimno, i przeciążone, mogą w dalszym ciągu jeszcze bardziej pogorszyć swoje mechaniczne właściwości (a to głównie dzięki dalszemu wzrostowi kruchości), wskutek odbywającego się pro-

wtedy, gdy właz znajduje się z boku dennicy. Wtedy oba pierścienie największych naprężeń, jeden naokoło brzegu dennicy, drugi wokoło brzegu włazu, mogą się wzajemnie pokrywać (p. schemat na rys. 90, gdzie pierścienie największych



Rys. 90.



Rys. 89.

cesu starzenia, które w temperaturach normalnej pracy kotła parowego t. j. około 200° przebiega w przyspieszonym tempie.

Badając charakter powstających pasem linii płynności i znając ich bezpośredni związek z siłą i ilością wywołujących je naprężeń, nie będziemy zaskoczeni wywodem E. Siebel'a^{*)}, że rysy powstają najłatwiej w miejscach koncentracji figur płynności i że skoro tylko rysa raz powstała, to będzie się ona niechybnie rozszerzać na cały obwód w kierunku linii płynności. Znajdujemy również potwierdzenie faktu, że utworzone strefy poślizgów nawet przy słabych obciążeniach odkształcających są terenem zwiększonej kruchości.

Wszystko to razem wzięte świadczy o niebezpieczeństwie grożącym ze strony tych części pewnego przedmiotu, gdzie powstają skupienia naprężeń typu „a”. Takimi niebezpiecznymi miejscami oprócz miejsc, gdzie istnieje proste zagięcie, są jeszcze i wygięcia naokoło włazu. Jeszcze większe skupienia naprężeń powstają

naprężeń są zakreskowane). Naprężenia, powstające pod wpływem wewnętrznego ciśnienia w kotle parowym w tych konstrukcyjnie najsłabszych miejscach, składają się z już istniejącymi wewnętrznymi naprężeniami, a wpływ ich silnie zagraża całości kotła parowego. Rysy powstają przeważnie w tych miejscach, gdzie przecinają się wzajemnie dwa pasma figur największej płynności. Odczynnik Fry czerni te miejsca z największą siłą. O ile konstrukcja kotła parowego na to pozwala, należy umieszczać właz w środku dennicy, sam zaś profil wygięcia dna, jak to wykazał E. Siebel, powinien być eliptyczny, lub w ostateczności złożony z szeregu łuków kołowych, t. j. przybliżać się powinien do formy eliptycznej, która jedynie (oprócz koła) uwarunkowuje najrównomierniejsze i najkorzystniejsze rozłożenie naprężeń na wewnętrznej i zewnętrznej powierzchni dennicy kotła parowego.

Stąd staje się zrozumiałe działanie tych naprężeń, które powstają w materiale pod wpływem zewnętrznych obciążeń, przewyższających co do wielkości granicę płynności danego materiału. Działanie tych naprężeń w miejscach poprzednio osłabionych czy to przez termiczną czy też przez mechaniczną obróbkę bywa często fatalne. Ponieważ płaszczyzny poślizgu i linie poślizgów powstają jedynie po przekroczeniu granicy płynności materiału, t. j. w miejscu występowania trwałych odkształceń, staje się jasne, że powstawanie linii płynności będzie zachodzić przy tem wyższych naprężeniach, im wyższa jest granica płynności względnie plastyczności danego materiału. Okoliczność ta tłumaczy, że do budowy kotłów parowych na wyższe ciśnienia używa się takich gatunków materiału, które posiadają znacznie wyższą granicę płynności, chociażby kosztem równoczesnego obniżenia spójności materiału (obniżenia jego wydłużalności). W szczególności należy unikać zastosowania do budowy kotłów parowych materiału, do którego zastosowano niewłaściwą obróbkę termiczną, pociągającą za sobą obniżenie w danym materiale właściwej mu granicy płynności. Może się jednak zdarzyć i tak, że w celu usunięcia naprężeń, powstałych wskutek obróbki na zimno, wyżarzono materiał kotła parowego w temperaturach poniżej temperatury przemiany alotropowej, „γ” „α”, t. j. poniżej A₃. W warunkach

^{*)} Stahl und Eisen. 1926 str. 1181 — 1191.

tak wadliwego wyżarzania zachodzi proces rekryształizacji (p. § 10 — 12), który, jak wiadomo, powoduje powstawanie gruboziarnistej budowy w materiale, co znowu pociąga za sobą znaczny wzrost miejscowej kruchości i obniżenie granicy plastyczności (p. góra, a zwłaszcza dół na rys. 91, zapożyczonym z wyżej wspomnianej pracy *F. Körber'a i Pomp'a*).

Większość odkształceń, które byliśmy w stanie odkryć na materiale kotła parowego przy pomocy odczynnika *Fry*, powstała już podczas pracy kotła t. j. pod działaniem ciśnienia roboczego. Figury płynności mogą często powstawać w materiale kotła parowego: 1) jako skutek różnego stopnia wydłużeń termicznych poszczególnych części całej konstrukcji kotła, dalej 2) dzięki sztywności pewnych części konstrukcyjnych kotła występują znaczne co do wielkości dodatkowe miejscowe naprężenia, które mogą pokrywać się z naprężeniami, powstającymi w materiale pod obciążeniem roboczym w kotle, 3) przy nieracjonalnem wyginaniu i przy nieodpowiedniej formie dennicy pewne części kotła mogą ulegnąć osłabieniu. Wszystko to ułatwia występowanie linii i figur płynności zwłaszcza



Rys. 91.

w odpowiednio osłabionych miejscach. Jednakże nie jest również wykluczone, że linie płynności mogą powstawać w zupełnie zdrowym materiale kotła, jako skutek 4) zbyt wysokiego próbnego ciśnienia. W ten lub inny sposób odkształcony materiał kotła parowego gęsto pokrywa się w konstrukcyjnie najsłabszych miejscach figurami płynności i już w warunkach dalszej pracy łatwo starzeje się, kruszeje i rdzewieje, albowiem, jak wyżej wskazaliśmy, powstałe wskutek poprzednich odkształceń płaszczyzny poślizgów stają się nawet przy słabych obciążeniach odkształcających terenami zwiększonej kruchości. Dlatego znając przyczyny powstawania pasem linii płynności, charakter ich przebiegu i bezpośrednią łączność pomiędzy powstającymi figurami płynności a obciążającymi materiał naprężeniami, które przyczyniają się do ich powstawania, nie będziemy zaskoczeni twierdzeniem *E. Siebel'a*, który mówi, że raz powstała w kierunku jakiegoś systemu linii płynności rysa będzie się nieodwołalnie pogłębiać i rozszerzać. Do objaśnienia mechanizmu rozszerzania rysy w materiale blach kotłowych w zależności od warunków pracy kotła przystąpimy poniżej.

§ 55. W miejscach skupienia naprężeń, ha zwłaszcza w miejscach wyjścia linii płynności

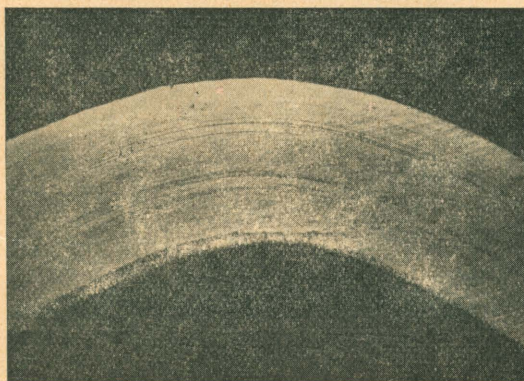
na wewnętrzną powierzchnię kotła w wypadku gdy miejsca te są zwilżane wodą (poniżej linii wodnej w kotle parowym) dostrzegalne działanie osłabiające, jak o tem wspominaliśmy już (w § 21) powoduje zwykła korozja.



Rys. 92.

F. Körber i A. Pomp badając proces powstania rys na wodnej powierzchni dennicy w kotle parowym stwierdzili w wyżej wspomnianej pracy, że rysy i wyżarcia występują przeważnie w tych miejscach, gdzie na powierzchnię blachy wychodzą płaszczyzny płynności (linie działania sił — Kraftwirkungsfiguren).

Na istnienie związku pomiędzy miejscami powstawania i kierunkami rozszerzania się rys z jednej strony a płaszczyznami poślizgu z drugiej wskazywał w 1925 r. *M. Werner* a jeszcze w 1912 r. dowiódł *P. Goerens*, że rozpuszczalność umocnionego (na zimno odkształconego) żelaza zwiększa się w miarę zwiększenia stopnia tego odkształcenia. A ponieważ strefy, w których odbywały się poślizgi, są tem samem strefami silnych odkształceń, więc i stopień rozpuszczalności ich w porównaniu do materiału, który nie uległ odkształceniu jest stosunkowo większy.



Rys. 93.

We wszystkich wypadkach, gdzie w materiale zachodzi kolejność warstw, które uległy odkształceniom, t. j. umocnionych (gęsto pokrytych liniami i figurami płynności) i warstw zniszczonych odkształceniami, lub też w małym tylko stopniu odkształconych, powstają pomiędzy takimi warstwami małe miejscowe galwaniczne bieguny. W wypadkach, gdy bieguny te są połączone wodą (co właśnie zachodzi w kotle paro-

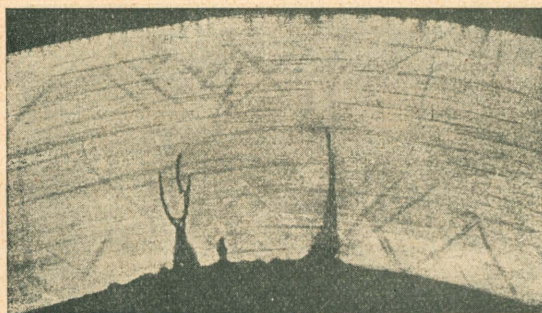
wym poniżej linii wodnej) powstają zjawiska podobne do krótko spiętego ogniwa galwanicznego. Zachodzi wtedy przyspieszone rozpuszczanie mniej trwałego materiału, a takim właśnie jest masek, który uległ odkształceniu w większym stopniu, t. j. materiał w miejscach największego nasycenia liniami płynności. Zwiększona rozpuszczalność w miejscach wyjścia linii płynności na



Rys. 94.

wewnętrzną powierzchnię dennicy kotła parowego doprowadza początkowo do utworzenia małych rys, a następnie wyżarć. Rys. 92, zapożyczony również z wyżej wymienionej pracy *F. Körber'a* i *A. Pomp'a*, przedstawia taki związek pomiędzy kierunkami linii płynności, ich wyjściami na wewnętrzną powierzchnię a miejscem i kierunkiem powstającej rysy-wyżarcia. Na rys. 93 i 94 przedstawiono przekrój wycięty z brzegu dennicy kotła parowego systemu Garbe, pracującego przez 13 lat przy średnim ciśnieniu roboczym 13 atm. Rys. 93 przedstawia przekrój wytrawiony odczynnikiem *Hein'a-Bauer'a*, a rys. 94 podaje to samo miejsce wytrawione odczynnikiem *Fry*, który wykrył charakterystyczne figury płynności, za znaczące miejsca odkształcone w stopniu największym. Większość powstających wyżarć bierze swój początek właśnie w miejscach wyjścia linii płynności na wewnętrzną powierzchnię*).

W następnych stadiach maleńkie te wyżarcia (p. rys. 95, zapożyczony z *F. Körber'a* i *A. Pomp'a*) wcinają się niejako swemi ostrymi

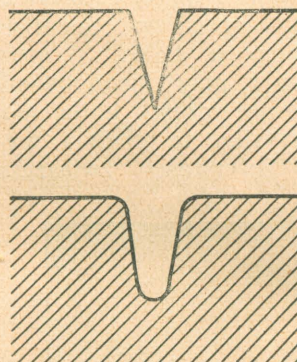


Rys. 95.

końcami w głębiej położoną kruchą strefę (gruboziarnistą, jak na rys. 95 lub nasyconą fosforem albo tlenem, jak na rys. 91, 93 i 94) i działają jak ostre karby. Działanie rys-karbów zwiększa się, gdy miejsca sąsiednie były poddane wielkim zginającym (łamiącym) naciężeniom, co ma miejsce na wewnętrznej powierzchni dennicy

kotłów parowych, wykonanej z niewłaściwym wybieniem. (p. formę *F* na rys. 89).

Normalny przebieg zjawiska powstawania szczeliny (rysy) może odbywać się niekoniecznie według wyżej przedstawionego szablonu; pragniemy ostrzedz czytelnika przed przedwczesnymi i nadmiernie uogólniającymi wnioskami. Zjawiska korozji mają niewątpliwie przyspieszający wpływ tylko w tych wypadkach, gdy na końcach powstającej rysy działają pewne momenty łamiące. W stanie spokojnym jednak działanie korozji, jak się nam zdaje, skierowuje się raczej do tego, aby wygrzeć ostry karb i unieszkodliwić go, zamieniając ostrze karbu na mniej szkodliwe wyżarcie z płaskim dnem. Myśl naszą ilustruje schemat przedstawiony na rys. 96, gdzie z góry przedstawiono powstałą



Rys. 96.

rysę, zakończoną głębokim ostrzem, na dole zaś podano tę samą rysę, lecz bez niebezpiecznego zaostrenia powstałą pod działaniem korozji bez udziału naprężeń łamiących na końcach rysy. W wypadku przeciwnym osłabiające działanie korozji będzie potęgować się przez coraz głębsze przenikanie ostrego karbu w głąb metalicznego ciała (p. rys. 22, gdzie

w głębi wytrawionej przez korozję szczelinki karb pozostaje nadal ostrym wskutek nieustającego wpływu obciążeń łamiących na ścianki i końce szczeliny).

§ 56. — Powyżej w § 22 zastanawialiśmy się szczegółowo nad mechanizmem powstawania rysy i złomu w próbkach statycznie obciążonych przez rozciąganie i stwierdziliśmy, że mechanizm powstawania złomów bywa w praktyce daleko bardziej skomplikowany, ponieważ prostym naprężeniami (rozciągającym lub ściskającym) towarzyszą w większości wypadków naprężenia łamiące, zginające, skręcające i t. p.

Dla powstawania powierzchniowych rys na blachach kotła parowego konieczną jest rzecz przyjąć obecność w słabych miejscach powierzchni jakichś rozciągających tę powierzchniową warstwę, lub ściślej łamiących naprężeń. Miejscem powstawania takich rys, jak to już wyżej zazaczyliśmy, są miejsca skupienia figur płynności czyli inaczej miejsca wyjścia płynności na powierzchnię, t. j. miejsca o najniższej granicy płynności, miejsca o największych naprężeniach i, co najważniejsze, zwłaszcza w zastosowaniu do konstrukcji kotłów parowych, miejsca o niewłaściwej formie geometrycznej. Stąd wynika, że powstawanie rys jest logicznym skutkiem współdziałania; 1) odkształceń, które doprowadzają do powstawania w materiale linii płynności, 2) wartości samego materiału w zależności od stanu jego poprzedniej mechanicznej obróbki, 3) chemicznego i elektrolitycznego działania zasilającej kocioł parowy wody, a głównie składu tej wody, 4) konstrukcji

*) Porównaj *H. Händler* und *E. Schulz* — „Ein neuer Weg zur Verminderung der Dauerbruchgefahr“ — Berichte der Fachausschüsse des Vereins deutscher Eisehüttenleute. Werkstoffausschuss. 48.

samego kotła, a głównie konfiguracji pewnych jego części konstrukcyjnych i wreszcie 5) warunków pracy kotła.

Silne wahania ciśnienia pary jako skutek nierównomiernego odbioru pary, różnica temperatur w przestrzeni paleniska podczas załadowywania paliwa, wahania temperatury ścian kotła parowego przy zasilaniu kotła świeżą wodą, wszystko to wywołuje w materiale powstawanie dodatkowych, często nieznacznych naprężeń, które przyspieszają powstawanie pęknięć poślizgu, a przez to i figur płynności i ułatwiają tworzenie się szczelin w najmniejbezpieczniejszym i najsłabszym miejscu. Jak tylko utworzy się pierwsza powierzchniowa rysa, skupiają się naprężenia obciążające wokół jej brzegów i w dalszym ciągu proces rozszerzania się takiej rysy odbywa się w ten sposób, jak to opisano w § 22—24. W wypadku powstawania gwałtownych (dynamicznych) obciążeń rysy odgrywają rolę karbu i to w ten bardziej fatalny sposób, im większe łamiące (zginające) momenty brały udział w tym dynamicznym obciążeniu (p. rys. 34 i tekst w § 28).

O TECHNOLOGICZNEJ WARTOŚCI PRÓB HARTOWALNOŚCI MATERJAŁU BLACH KOTŁOWYCH.

§ 57. W warunkach technicznych na dostawę blach kotłowych spotykamy często przepis badania hartowalności materiału w następujący sposób: Próby blach o grubości 20 mm. i szerokości 40 mm. przy długości nie mniejszej jak 250 mm. po ogrzaniu do jasno-czerwonej barwy należy szybko ochłodzić w wodzie a następnie zgąć o 180°. Przy grubości większej niż 20 mm. jedna strona próbki powinna być sheblowana do grubości 20 mm., a proces gięcia dokonany w ten sposób, aby strona sheblowana znajdowała się wewnątrz. Dobry materiał po takiej próbie nie powinien dawać pęknięć, kąt zgięcia, przy którym nastąpi pęknięcie jest miarą stopnia hartowalności stali.

Powstaje pytanie: co może dać opisana próba gięcia zahartowanych kawałków miękkiego żelaza, jak trzeba traktować wyniki tego badania i w jakim celu wymagany jest brak hartowalności materiału blach kotłowych.

Z metalografii wiadomo, że miękka stal, zawierająca około 0,1% węgla w zwykłych warunkach szybkiego chłodzenia w wodzie od temperatury nieco powyżej A_3 (906°), lecz nie wyżej 950° (temperatura jasno-czerwonej barwy) nie daje się hartować. *Sauvageot i H. Delmas* *) jednak dowiedli, że nawet bardzo miękka stal, zawierająca poniżej 0,1% węgla może być zahartowana, — lecz temperatura hartowania musi być bardzo wysoka, bliska do temperatur linii solidus'a (na rys. 97—AHJE) t. j. do temperatur początku topienia. Wyżej wymienieni autorowie badali hartowalność stali martenowskiej o zawarto-

ści węgla — 0,09%, manganu — 0,33% ze śladami innych domieszek. Okazało się przytem, że mechaniczne właściwości próbek, hartowanych od temperatury 950° i wyżej pozostawały prawie bez zmiany aż do temperatury hartowania 1350°. Próbki hartowane przy tej temperaturze wykazały znaczny wzrost wytrzymałości i twardości, a jednocześnie—zmniejszenie ciągliwości. Po hartowaniu w wodzie od temperatury 1450° osiągnięto takie maksymalne wartości: wytrzymałość około 90 kg/mm²; granica sprężystości zbliżona do wartości wytrzymałości; twardość — około 300 kg/mm²; wydłużenie jednostkowe, jak również i przewężalność wynosiły prawie zero. Próbki, hartowane od tych samych temperatur w oleju wykazały analogiczny charakter zmian właściwości mechanicznych może jednak nie tak ostry. Powolne stygnięcie próbek od 1450° C spowodowało objawy przegrzania, t. j. obniżenie właściwości mechanicznych. Odpuszczanie prób, hartowanych od 1450° powoduje takie same skutki jak i odpuszczanie zwykłych stali węglistych hartowanych.

Badania mikroskopowe potwierdzają wyżej opisaną analogję: próbki miękkiej stali, hartowane od 1450°, wykazały budowę martenzytową, a hartowane od tej temperatury i następnie odpuszczane — budowę troostytową lub sorbityczną zależnie od stopnia odpuszczenia, analogicznie jak dla stali węglistych termicznie ulepszonych.

Hartowanie żelaza — *Armco* (czyste żelazo, prawie bez żadnych domieszek) od tej samej temperatury nie wykazało jednak tak wyraźnej analogji. W odpowiedni sposób hartowana próbka żelaza-*Armco* wykazała wytrzymałość—54 kg/mm², a twardość—185 kg/mm².

Niżej umieszczono porównawcze badania twardości metodą Brinell'a czterech gatunków stali małowęglistej, zależnie od temperatury hartowania i szybkości chłodzenia. Okazuje się, że próbki, zawierające bardzo mało węgla i manganu nie wykazują tak wyraźnych zjawisk hartowania nawet przy ogrzewaniu do temperatury białego żaru.

Twardość w skali
Brinell'a (kg/mm²) prób hartowanych od temperatury

	1450° w wodzie	1450° na powietrzu	900°
--	-------------------	-----------------------	------

Miękkie żelazo martenowskie o zawartości 0,10% C i 0,42% Mn	254	117	110
Żelazo fryszerskie o zawartości 0,10% C i 0,48% Mn .	302	121	114
Żelazo szwedzkie o zawartości 0,10% C i 0,48% Mn .	267	117	110
Żelazo pudlarskie o zawartości 0,05% C i 0,08% Mn .	108	94	103

Stąd jasnym jest, że przyczyną hartowalności stali jest węgiel zawsze w niewielkich chociaż zawartościach obecny we wszystkich handlowych gatunkach miękkiej stali.

Stale, zawierające węgla 0,3% i więcej posiadają temperaturę hartowania normalną, która

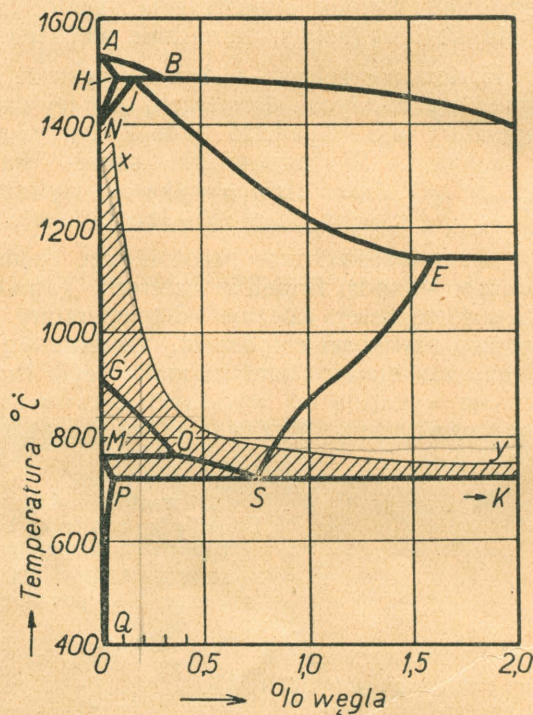
*) Revue de Métallurgie mem. 1923, 777—796.

znajduje się o 20—30° powyżej punktu A_3 . Lecz przy mniejszych zawartościach węgla temperatura hartowania szybko wzrasta i to w takim tempie, że stale zawierające 0,1% węgla posiadają temperaturę hartowania bliską do punktu topienia. Zgadza się to zupełnie z regułą wypowiedzianą przez Grenet'a i Dejan'a, że dla otrzymania największych skutków hartowania istnieje pewna krytyczna temperatura powyżej A_3 . Przy ogrzaniu poniżej tej temperatury hartowanie nie daje odpowiedniego efektu. Dla mało węglistych stali ta krytyczna temperatura leży blisko temperatury topienia.

Charakter zmian liczb twardości w skali Brinell'a dla dwóch gatunków miękkiej stali o zawartości węgla 0,13 i 0,20% zależnie od temperatury hartowania jest następujący:

Temperatura hartowania; °C:	950	1025	1100	1200	1300	1400	1430
Twardość w skali Brinell'a kg/mm ² :							
Stali zawierającej węgla 0,13%	218	228	232	232	330	345	345
0,20%	264	415	410	415	415	400	395

Na podstawie powyższych badań widzimy, że pomiędzy stałą bardzo miękką, która nie przyjmuje hartowania a stałą miękką lecz hartu-



Rys. 97.

jącą się istnieje ciągłe przejście, a różnica między temi gatunkami stali polega na istnieniu dwóch zakresów hartowania: a) zakresu niepełnego hartowania, kiedy po hartowaniu obok martenzytu występują składniki przejściowe, a mianowicie — troostyt i sorbit, wskutek czego nie osiąga się maksymalnej twardości; b) zakresu pełnego hartowania kiedy w próbkach zahartowanych od tych temperatur znajduje się jeden tylko składnik budowy — martenzyt o maksymalnej twardości. Dla stali bardzo miękkich, niehartujących się, ten zakres pełnego hartowania, jak to powyżej

mówiliśmy, leży blisko temperatury topienia. Z tego powodu hartując miękkie gatunki stali od temperatur choć wyższych od temperatury przemiany alotropowej „ $\alpha \rightarrow \gamma$ ”, lecz bliskich do niej, wyraźnych skutków hartowania nie osiągamy.

Proces hartowania stali polega na tem, że ogrzewając materiał wyżej przemiany alotropowej „ $\alpha \rightarrow \gamma$ ” (patrz § 29) przeprowadzamy żelazo w nową fazę „ γ ”. w której rozpuszczalność węgla (względnie tlenu i fosforu) jest większą niż w fazie „ α ”. Szybkim chłodzeniem przechodzimy gwałtownie temperaturę przemiany alotropowej „ $\alpha \rightarrow \gamma$ ”. Z tego powodu przemiana alotropowa obniża się i odbywa się, w normalnych warunkach hartowania, w temperaturach około 300° — 400°, t. z. w warunkach, kiedy drobne nowopowstałe ziarenka ferrytu nie mają czasu i możliwości powiększyć swych wymiarów, budowa pozostaje drobnoziarnistą, a domieszki węgla (tlenu i fosforu) pozostają zatrzymane w roztworze stałym lub wydzielone w postaci nadzwyczajnie rozdrobnionej, bliskiej do stanu „atomowego rozproszenia”. Jako skutek drobnoziarnistości zahartowanej budowy materiału i wynikającego ze stanu tej drobnoziarnistości utrudnienia ruchów plastycznych wewnątrz ziaren, wzdłuż płaszczyzn łatwego poślizgu (patrz § 8), wytrzymałościowe właściwości materiału podnoszą się a ciągliwość i odporność na uderzenia — zmniejszają się.

Teraz rozważmy co się dzieje z próbkami ogrzanimi do temperatury poniżej A_1 i następnie szybko chłodzonymi (hartowanymi w wodzie o temperaturze pokojowej)? Skutki takiego procesu obróbki termicznej mogą być korzystne tylko pod warunkiem, że materiał nie był poprzednio odkształcony. W temperaturach bliskich do temperatury przemiany alotropowej lecz niższych od niej rozpuszczalność węgla (tlenu i fosforu) w „ α ” — żelazie jest większą (patrz odcinek PQ na wykresie Fe-C, rys. 97) niż w temperaturach zwyczajnych. Stopień rozpuszczalności tych składników w „ α ” żelazie zmniejsza się w miarę obniżenia temperatury. Stąd wynika, że szybkie chłodzenie od temperatury A_{r2} zatrzymuje te składniki w roztworze stałym, a powolne przejście tego zakresu temperatur (700-400°) sprzyja wydzielaniu nowych faz międzymetalicznych, mianowicie Fe_3C , FeO i Fe_3P . Obecność tych faz w wielkościach nadzwyczajnych zwiększa kruchość materiału nie zmieniając prawie innych właściwości mechanicznych. Tego rodzaju kruchość nazywamy kruchością wyżarzania (temper brittleness, Anlasssprödigkeit, fragilité de revenu). O ile badany materiał poprzednio był odkształcony, a temperatura ogrzewania nie przekroczyła temperatury przemiany alotropowej, to w czasie przebywania tej próbki w temperaturach rekrytalizacji (patrz § 9-y) zachodzi proces wzrostu ziaren w tem większym przytem stopniu im dłużej materiał przebywał w zakresie temperatur rekrytalizacji. Zjawiska rekrytalizacji wpływają ujemnie na stan kruchości materiału.

Jeżeli temperatura, do której materiał był ogrzany jest wyższą od temperatury przemiany alotropowej „ $\alpha \rightarrow \gamma$ ” to materiał hartuje się lecz stopień pełnej hartowności wymaga ogrzania do temperatury powyżej krzywej xy (patrz rys. 97),

która leży tem wyżej im mniej węgla (według twierdzenia *Sauvegeot'a* i *H. Delmasa*) a według mego zdania również im mniej tlenu i fosforu zawiera dany materiał. Dla każdego miękkiego materiału istnieje odpowiednia temperatura hartowania, od której materiał daje wyraźne pęknięcie przy gięciu. Występuje ono przy tem mniejszym kącie zgięcia im więcej zanieczyszczeń zawiera dany materiał.

§ 58 — Poniżej podane są właściwości mechaniczne materiałów trzech blach kotłowych oznaczanych przez Nr. 13, 14 i 15 o składzie chemicznym jak niżej;

Nr 13: Węgla = 0,11%; krzemu = 0,022; manganu = 0,49; fosforu = 0,053; siarki = 0,04;
Nr 14: Węgla = 0,10; krzemu = 0,030; manganu = 0,51; fosforu = 0,086; siarki = 0,04;
Nr 15: Węgla = 0,09; krzemu = 0,025; manganu = 0,54; fosforu = 0,035; siarki = 0,035;

a mianowicie:		Blacha № 13 № 14 № 15			
Odporność na uderzenie (U) kgm/cm ²	{ przy — + + + + + }	15°C: =	5,1	1,3	2,9
		0° —	7,2	2,4	6,8
		+ 15	9,2	7,0	9,5
		+ 100	13,7	11,3	12,6
		+ 150	12,9	10,6	12,4
		+ 200	10,1	10,0	11,0
Twardość w skali Brinell'a (H) kg/mm ²		120,0	106,5	137	
Granica płynności (Q) kg/mm ²		25,2	22,3	23,0	
Wytrzymałość (R) kg/mm ²		40,3	38,7	38,1	
Wydłużenie (A) w %		33,0	30,0	29,3	
Przewężenie (C) w %		60,5	61,3	60,3	
Stosunek Q:R w %		62,5	57,6	60,5	
Stosunek H:Q		4,76	4,78	5,96	
Temperatura hartowania (w °C) powodująca powstawanie rys podczas gięcia		950	900	1150	

Z tego zestawienia stwierdzamy, że hartowanie od temperatury 900—1000° materiału blachy Nr. 15 i hartowanie od temperatury około 900° materiału blachy Nr. 13 w pewnym stopniu uszlachetniło powyższe materiały, które w stanie dostarczonym wykazały szeroki zakres kruchości na zimno i dość grube ziarno. Stosunek Q:R w stanie dostarczonym był znacznie niższy od stosunku Q:R w stanie hartowanym od tej temperatury. Stopień tego ulepszenia można ocenić porównyując własności mechaniczne blachy Nr. 13 w stanie dostarczonym i hartowanym w wodzie od 930°.

		w stanie dostar- czonym	w stanie hartowa- nym od 930°
Odporność na uderzenie (U) kgm/cm ²	{ przy— 15°C.	5,1	11,0
		0	11,5
		+ 15	12,4
		100	12,5
		+150	12,6
		+200	12,8
Twardość w skali Brinell'a (H) kg/mm ²		120,0	137*
Granica płynności (Q) kg/mm ²		25,2	38,8

*) Żelazo Nr. 13 w stanie dostarczonym posiadało twardość = 120 kg/mm²; wyżarzonym = 103,5; hartowanym od 700° = 115; 800° = 121 i 900° = 126 1000° = 137; 1100° = 143; 1200° = 163 kg/mm².

Wytrzymałość (R) kg/mm ²	40,3	52,3
Wydłużenie (A) w %	33,0	16,8
Przewężenie (C) w %	60,5	47,5
Stosunek Q:R w %	62,5	72,3
Stosunek H:Q	4,76	3,54

Wyjaśnienia wysokiego stopnia hartowności blachy Nr. 14 trzeba szukać w jej składzie chemicznym (wysoka zawartość fosforu), w jej budowie (znaczna zawartość żużli o charakterze tlenków, spowodowanych widocznie niezupełnem odtlenieniem metalu jeszcze w piecu martenowskim). Wysoki stopień hartowności powoduje silne obniżenie stosunku H:Q w stanie hartowanym.

§ 59. Gięcie prób stali w stanie przekutym i zahartowanym (badanie stopnia hartowności stali) jest decydującem przed spustem metalu z pieca martenowskiego. Wtedy kąt gięcia i charakter pęknięcia decyduje przede wszystkim o stopniu twardości materiału, t. zn. o zawartości węgla, a zatem o stopniu odtlenienia. Tego rodzaju zdanie możemy wypowiedzieć na podstawie wyników gięcia prób materiału blach kotłowych w stanie hartowanym od temperatur bliskich lecz nieco wyższych od Ac_3 , a praktycznie biorąc—od temperatury około 950°, którą określamy ogólnikowo w skali barw temperaturą jasno-czerwoną. Wtedy pęknięcie przy małym kącie gięcia wskazuje, że stal zawiera: a) nieco więcej węgla niż to jest koniecznem, by miękka stal hartowana od temperatury czerwonego koloru nie przyjęła hartu; b) że oprócz tego stal jest utlenioną, że stal zawiera liczne wtrącenia żużlowe o charakterze tlenków. Wpływy obu tych czynników sumują się, lecz wpływ pierwszego czynnika przeważa. Wydzielenie jednego z tych wpływów jedynie na podstawie próby gięcia materiału w stanie hartowanym jest niemożliwe. Niezbędne są dodatkowe badania metalograficzne.

Próba hartowności może być wskazaną jedynie przy ocenie blach miękkich, o zawartości węgla 0,10—0,12%. O ile zaczniemy korzystać z materiału o większej zawartości węgla, jak to obecnie dopuszczają normy amerykańskie aż do zawartości 0,25%C, to próba gięcia przestaje być celową.

Stopień hartowności stali miękkich zmniejsza się ze zwiększeniem stopnia ich wydłużalności. Dlatego, o ile wymagany jest wysoki stopień wydłużalności materiału blach kotłowych próby hartowności przez gięcie będą wskazane. Jednak słuszność prawie powszechnie przyjętego wymagania wysokiej ciągliwości materiału blach kotłowych jest wątpliwą, szczególnie kiedy stopień ciągliwości jest ustalony przez określenie wydłużenia jednostkowego na próbach rozerwania, dokonywanych w temperaturach zwyczajnych. Podstawy tego twierdzenia omówimy w następnym artykule.

O WARUNKACH TECHNICZNYCH DLA MATERJAŁU BLACH KOTŁOWYCH.

§ 60. Wśród kotlarzy utrzymuje się do-
tychczas pogląd, że miękkie żelazo jest materia-
łem najmniej wrażliwym na wszelkiego rodzaju
obróbkę mechaniczną i termiczną. Jednak pogląd
ten nie jest zupełnie słuszny.

Miękkie żelazo w większości wypadków
jest bardzo ciągliwe, nie kruche, a to znaczy
bardzo odporne na uderzenia. Ocenę warto-
ści konstrukcyjnej materiału blach kotłowych
przyjęto powszechnie opierać na podstawie liczby
wydłużalności jednostkowej, otrzymywanej z prób
na rozerwanie. Jest to co prawda zjawisko ogóln-
ne, że materiały ciągliwe są jednocześnie mało
kruche.

W § 26 i 27 omówiliśmy niektóre inne
właściwości mechaniczne, które obok stopnia
wydłużalności dają trwałe podstawy do stanow-

powietrzu o szybkości stygnięcia około 1,6°/sec.;
c) na powietrzu, analogicznie jak w „b“, lecz
odpuszczone przez ogrzewanie do 400° i następ-
nie powolnie chłodzone do temperatur zwyczaj-
nych wraz z piecem. Uzasadnienie takiego kom-
binowanego sposobu chłodzenia podano w koń-
cu § 30-go.

3) Próbkę, badane w stanie wyżarzonym
w temperaturze 930° w ciągu 1½ godz. poczem
studzone: a) powolnie razem z piecem o szyb-
kości stygnięcia około 0,04°/sec.; b) w wodzie
o szybkości stygnięcia około 30°/sec.; c) w wo-
dzie, analogicznie jak w „b“, lecz krótko odpu-
szczone przy temperaturze 400° i następnie po-
wolnie chłodzone do temperatur zwykłych wraz
z piecem; d) na powietrzu o szybkości stygnię-
cia około 0,5°/sec.; e) na powietrzu, analogicznie
jak w „d“ lecz krótko odpuszczone przy tempe-
raturze 400° i następnie powolnie chłodzone do
temperatur zwykłych wraz z piecem.

T A B L I C A Nr. 26.

Właściwości mechaniczne dziewięciu prób materiału blachy kotłowej Nr. 13 w różny sposób
termicznie obrobionych, o tej samej twardości = 111 kg/mm² w skali Brinell'a (wahania
± 0,05 m/m podziałki mikroskopu w czasie mierzenia średnicy odcisku kulki Brinell'a).

Znakowanie właściwości mechanicznych	Obróbka termiczna badanego materiału									Wahania w % w stosunku do najmniej- szej wartości
	Przegrza- ny od 1200°	Przegrza- ny od 1200°	Nieobro- biony	Wyżarzo- ny przy 930°	Wyżarzo- ny przy 930°	Termicz- nie ulep- szony	Termicz- nie ulep- szony	Termicz- nie ulep- szony	Termicz- nie ulep- szony	
<i>U</i> kg/cm ² przy — 15° C	1,2	1,3	2,3	7,3	6,9	9,7	10,5	12,6	11,9	900
— „ — 0	5,2	4,4	6,5	7,5	7,3	10,7	11,5	13,2	11,8	200
— „ — + 15	7,2	7,8	8,1	8,3	9,8	12,7	11,9	14,2	11,7	97
— „ — + 100	13,2	12,8	10,6	12,9	12,4	12,9	13,0	16,2	12,2	33
— „ — + 150	13,0	13,2	11,7	12,4	13,4	13,2	13,3	15,9	13,9	28
— „ — + 200	11,0	12,7	10,9	11,5	12,4	13,0	13,0	14,1	13,2	28
<i>H</i> kg/mm ²	106,5	106,5	106,5	111	115,5	115,5	111	115,5	111	0
<i>Q</i> — „ —	18,9	19,5	20,8	22,4	23,4	23,6	27,4	27,8	28,3	50
<i>R</i> — „ —	34,6	34,8	34,3	35,4	36,2	35,3	36,2	38,8	36,7	12
<i>A</i> w %	34,8	32,0	35,8	36,8	34,4	28,8	28,8	28,0	27,2	32
<i>C</i> — „ —	62,0	60,4	62,7	61,2	62,8	66,8	68,2	66,7	66,0	13
<i>Q : R</i>	54,6	56,0	60,4	63,4	64,7	66,8	75,7	71,6	77,2	42
<i>H : Q</i>	5,7	5,4	5,12	5,0	4,9	4,9	4,1	4,2	3,9	46
<i>R + 2A</i>	104,2	98,8	105,9	109,0	105,0	92,9	93,8	94,8	91,1	20
<i>R + 6A</i>	243,4	226,8	249,1	256,2	242,6	208,1	209,0	206,8	199,9	28

czej oceny wartości materiału, i które zmieniają
się w zależności od składu chemicznego danego
materiału, stopnia jego czystości, obróbki mecha-
nicznej i termicznej w sposób odmienny niż
stopień wydłużalności prób badanych na rozer-
wanie. Szczególnie widać to z wyników naszych
badań umieszczonych w tabelach 4 i 7.

W tabeli 25 umieszczone są wyniki
badań ośmnastu próbek materiału blachy kotł-
owej № 11 o składzie chemicznym $C=0,11:Si=$
 $=0,022:Mn=0,49:P=0,053:S=0,040$
w różny sposób termicznie obrobionych, a mia-
nowicie:

1) Próbkę, termicznie nieobrobioną, badane
w stanie dostarczonym.

2) Próbkę, badane w stanie przegrzanym
w ciągu 2 godzin przy temperaturze 1200° po-
czem chłodzone: a) powolnie razem z piecem
z szybkością stygnięcia 0,03 — 0,04°/sec; b) na

4) Próbkę, badane w stanie termicznie
ulepszonym, t. j. hartowane od 930° w wodzie,
poczem odpuszczone w ciągu ½ godz. przy
675° C i od tej temperatury chłodzone: a) powolnie
razem z piecem; b) w wodzie; c) w sposób kom-
binowany, t. zn. szybko studzone w wodzie od
temperatury odpuszczenia, ponownie odpuszczone
od 400° z następującym powolnym stygnięciem
od tej temperatury do temperatur zwykłych.

5) Próbkę, badane w stanie rekrytalizo-
wanym w ciągu 24 godz. przy temperaturze
780° i studzone: a) powolnie w piecu; b) na po-
wietrzu z następnym krótkim odpuszczeniem
w temperaturze 400° z powolnym stygnięciem
do temperatur zwykłych.

6) Próbkę „zastępczo ulepszone“. Pod spo-
sobem „zastępczego ulepszenia“ rozumiemy
proces termicznego ulepszania materiału
związany z jednym ogrzewaniem. Znaczy to, że

T A B L I C A 25.

Właściwości mechaniczne materiału blachy kotłowej № 11 w zależności od poprzedniej obróbki termicznej

Właściwości mechaniczne	Materiał i obróbka termiczna	Nieobrobiony termicznie	Przegrzany przy 1200°C.				Wyżarzony w ciągu 1½ godz. przy 930°					Termicznie ulepszony: hartowany od 930° w wodzie, odpuszcz. ½ godz przy 675°C.					Rekrytalizowany przy 780° w ciągu 24 godz.		Zastępcze ulepszenie	
			Powolnie studzony w piecu	Studzony na powietrzu	Studz. na powietrzu i odpuszcz. od 400°	Powolnie studzony w piecu	Studzony w wodzie	Studzony w wodzie i odpuszcz. od 400°	Studzony na powietrzu	Studz. na powietrzu i odpuszcz. od 400°	Studzony powolnie w piecu	Studzony w wodzie	Studzony w wodzie i odpuszcz. od 400°	Studzony na powietrzu	Studz. na powietrzu i odpuszcz. od 400°	Studzony powolnie w piecu	Studz. na powietrzu i odpuszcz. od 400°	Nº 1	Nº 2	
U kgm/cm ² przy — 15° C.		2,3	1,2	1,3	1,2	2,9	11,0	13,6	6,9	7,3	9,7	5,6	12,6	11,9	10,5	2,1	2,1	5,4	5,7	
0		6,5	1,6	4,4	5,2	4,1	11,5	14,4	7,3	7,5	10,7	7,0	13,2	11,8	11,5	3,5	5,0	8,7	9,5	
+ 15		8,1	2,7	7,8	7,2	5,4	12,4	13,6	9,8	8,3	12,7	7,7	14,2	11,7	11,9	3,8	9,7	10,3	13,8	
+ 100		10,6	10,6	12,8	13,2	13,9	12,5	15,4	12,4	12,9	12,9	9,3	16,2	12,2	13,0	12,1	14,4	11,4	14,2	
+ 150		11,7	13,9	13,2	13,0	14,1	12,6	17,3	13,4	12,4	13,2	10,3	15,9	13,9	13,3	14,3	13,4	13,9	16,5	
+ 200		10,9	12,5	12,7	11,0	13,1	12,8	12,7	12,4	11,5	13,0	11,2	14,1	13,2	13,0	13,5	12,6	11,6	11,6	
H kg/mm ²		106,5	99	106,5	106,5	103,5	137	120	115,5	111	115,5	126	115,5	111	111	99	99	111	106,5	
Q —,—		20,8	17,5	19,5	18,9	20,7	38,8	30,3	23,4	22,4	23,6	33,9	27,8	28,3	27,4	20,7	21,3	25,0	24,2	
R —,—		34,3	32,9	34,8	34,6	33,4	52,3	41,7	36,2	35,4	35,3	43,4	38,8	36,7	36,2	33,6	35,5	37,3	35,8	
A w %		35,8	38,4	32,0	34,8	36,8	16,8	23,2	34,4	36,8	28,8	24,0	28,0	27,2	28,8	36,0	32,8	26,4	28,0	
C —,—		62,7	62,0	60,4	62,0	64,0	47,5	59,4	62,8	61,2	66,8	63,6	66,7	66,0	68,2	64,1	63,7	61,1	63,5	
$Q : R$ —,—		60,4	53,2	56,0	54,6	62,0	72,3	72,6	64,7	63,4	66,8	78,1	71,6	77,2	75,7	61,6	60,0	65,7	67,6	
$H : Q$		5,12	5,60	5,44	5,70	5,00	3,54	3,96	4,93	4,95	4,89	3,72	4,16	3,92	4,05	4,78	4,65	4,44	4,40	
$R + 2A$		105,9	109,7	98,8	104,2	107,0	85,9	88,1	105,0	109,0	92,9	91,4	94,8	91,1	93,8	105,6	101,1	90,1	91,8	
$R + 6A$		249,1	263,3	226,8	243,4	254,2	153,1	180,9	242,6	256,2	208,1	187,4	206,8	199,9	209,0	241,6	232,2	195,7	203,8	
$R = 0,34H$		36,2	33,7	36,2	36,2	35,2	46,6	40,8	39,1	37,7	39,1	42,8	39,1	37,7	37,7	33,7	33,7	37,7	36,2	

T A B L I C A 27.

Właściwości mechaniczne pewnych gatunków materiału blach kotłowych w stanie termicznie nieobrobionym, wyżarzonym i termicznie ulepszonym.

Właściwości mechaniczne	№ blachy i obróbka termiczna	5			8			9			11			12			13			14		
		Nieobrobiony	Wyżarz.	Ulepsz.	Nieobrobiony	Wyżarz.	Ulepsz.	Nieobrobiony	Wyżarz.	Ulepsz.	Nieobrobiony	Wyżarz.	Ulepsz.	Nieobrobiony	Wyżarz.	Ulepsz.	Nieobrobiony	Wyżarz.	Ulepsz.	Nieobrobiony	Wyżarz.	Ulepsz.
$U \text{ kgm/cm}^2$ przy -15°C .		2,3	2,5	11,8	2,0	2,9	13,5	1,9	2,2	11,4	5,1	4,7	13,3	4,3	4,8	13,2	2,3	2,9	12,6	1,3	1,5	9,1
0		5,7	4,3	12,5	4,6	5,1	14,9	7,8	6,6	11,5	7,2	6,5	13,6	12,6	8,3	13,1	6,5	4,1	13,2	2,4	4,3	10,0
+ 15		8,3	6,9	14,6	7,3	8,1	17,9	11,4	9,7	11,1	9,2	9,3	15,3	15,9	15,2	16,6	8,1	5,4	14,2	7,0	6,6	11,1
+ 100		11,9	12,2	15,0	11,5	12,7	15,3	10,8	11,9	11,6	13,7	13,9	16,2	17,2	15,1	16,5	10,6	13,9	16,2	11,3	12,3	12,8
+ 150		12,0	12,0	13,9	12,3	14,0	14,3	12,3	10,6	11,5	12,9	12,7	15,9	16,1	12,9	14,8	11,7	14,1	15,9	10,6	10,1	13,4
+ 200		10,5	14,0	11,2	11,7	12,3	13,7	11,6	11,3	12,8	10,1	11,4	13,1	13,9	11,2	13,5	10,9	13,1	14,1	10,0	10,5	12,2
$H \text{ kg/mm}^2$		115,5	103,5	115,5	120,0	111,0	115,5	111,0	103,5	115,5	120,0	111,0	126,0	115,5	106,5	120,0	106,5	103,5	115,5	106,5	133,5	126
Q —,—		23,8	21,8	26,8	25,7	24,6	27,0	22,4	21,6	28,4	25,2	23,2	32,9	26,0	24,6	30,3	20,8	20,7	27,8	22,3	22,2	28,1
R —,—		36,2	33,7	37,4	38,7	38,0	39,2	35,7	33,4	38,8	40,3	39,1	46,6	37,4	36,0	42,3	34,3	33,4	38,8	38,7	38,6	41,2
A w %		27,7	34,8	31,9	29,0	36,0	33,0	27,0	32,0	32,0	33,0	33,0	29,0	30,0	32,0	28,5	35,8	36,8	28,0	30,0	31,0	26,5
C —,—		65,5	65,4	72,5	62,0	64,0	70,0	61,0	66,0	66,0	60,5	57,0	68,2	62,0	65,0	68,0	62,7	64,0	66,7	61,3	62,3	66,4
$Q : R$ —,—		65,7	64,7	71,6	66,4	64,7	70,0	62,8	64,6	73,2	62,5	57,0	70,6	69,5	68,3	71,6	60,4	62,0	71,6	57,6	57,6	68,2
$H : Q$		4,85	4,75	4,31	4,67	4,51	4,28	4,95	4,80	4,07	4,76	4,78	3,83	4,44	4,3	3,96	5,12	5,00	4,16	4,78	4,66	4,48
$R + 2A$		91,6	103,3	101,2	96,7	110,0	105,2	89,7	97,4	102,8	106,3	105,1	104,6	97,4	100,0	99,3	105,9	107,0	94,8	98,7	100,6	94,2
$R + 6A$		202,4	242,5	228,8	212,7	254,0	237,0	197,7	225,4	230,8	238,3	237,1	220,6	217,4	228,0	213,3	249,1	254,2	206,8	218,7	224,6	200,2
$R = 0,34H$		39,2	35,5	39,2	40,8	37,7	39,2	37,7	35,5	39,2	40,8	37,7	42,8	39,2	36,2	40,8	36,2	35,2	39,1	36,2	35,2	42,8

proces pierwszego hartowania jest przerwany właśnie w tym momencie, kiedy w hartowanej próbce pozostaje ilość ciepła wystarczająca do

samoodpuszczenia. Proces zastępczego ulepszenia stosowany był jeszcze w latach przedwojennych do częściowego ulepszenia niektórych wyrobów

ze stali półtwardej (procesy Sandberg'a, t-wa Sorbitic C-ie, Usine d'Hagondance, Usine de Neuves Maisons i Huty Nadeždenskaja na Uralu). Sposób ten, zastosowany przez nas do stali miękkiej, jak widać z wyników badań statycznych i dynamicznych z prób w stanie nieobrobionym, daje materiał o nieco lepszych właściwościach mechanicznych. Do ściślejszego określenia wartości technicznych tego procesu powrócimy nieco później.

Tabela 26 zawiera właściwości mechaniczne dziewięciu prób materiału blachy kotłowej № 13 o prawie stałej twardości 111 kg/mm^2 . Jedna z tych prób badana była w stanie nieobrobionym; dwie w stanie wyżarzonym i cztery — w stanie termicznie ulepszonym. Wahania w liczbach twardości przy układaniu tej tablicy dopuszczone są w granicach $106,5\text{—}115,5 \text{ kg/mm}^2$, czyli zaledwie $\pm 4\%$ od przeciętnej wartości, co odpowiada połowie podziałki w mikroskopie przy mierzeniu średnicy odcisku kulki aparatu Brinell'a, t. j. w granicach dopuszczalnego błędu przy określeniu twardości według Brinell'a. Wyniki tych dziewięciu badań ułożone są w ten sposób, że wartości granicy płynności wzrastają od strony lewej ku prawej od najmniejszej wartości $= 18,9 \text{ kg/mm}^2$ do największej $= 28,3 \text{ kg/mm}^2$.

Wahania innych właściwości mechanicznych (wydłużalności, wytrzymałości i odporności na uderzenia w temperaturach od -15°C do $+200^\circ \text{C}$) nie są podporządkowane ściślejszej regule, chociaż oczywiście wytrzymałość prób ulepszonych jest nieco wyższa niż prób w jakimkolwiek inny sposób termicznie obrobionych (przeznaczonych lub nawet termicznie nieobrobionych). Wahania w kruchości i wydłużalności tych prób są stosunkowo mniejsze. Prawie prawidłowo, odpowiednio do wzrostu granicy płynności wzrasta stosunek $Q:R$. Lecz w stanie termicznego ulepszenia, jak to wypływa z porównania trzech ostatnich prób stosunek ten nie zawsze może być miernikiem wysokiej odporności na uderzenia termicznie ulepszanego materiału w temperaturach zakresu kruchości na zimno.

Powszechnie przyjęty jest wzór $R+2A =$ $\approx$ około 100 jako warunek techniczny odbioru materiału blach kotłowych, w którym główną i decydującą rolę gra wydłużalność, a odpowiednia wysokość tej ostatniej, gwarantuje przyjęcie materiału przez odbiorców. Jak to wyraźnie wpływa z tabel 25 i 26 wysokość wydłużalności w lepszym wypadku nic nie mówi, a w gorszym maskuje zły stan materiału t. j. jego wysoką kruchość w temperaturach zwykłych i nieco niższych od zwykłych. Tak na przykład, w tab. 25 wartości $R+2A=105$ odpowiada w pierwszym wypadku materiał technicznie nieobrobiony, w drugim wypadku materiał silnie przegrzany, gruboziarnisty, łamliwy, w którym zakres kruchości na zimno został przesunięty do temperatur wyższych od zwykłych, w trzecim wypadku — materiał znor. malizowany przez wyżarzenie przy 930° z następnym stygnięciem na powietrzu a w czwartym wypadku — materiał rekrytalizowany o silnie przesuniętym zakresie kruchości na prawo, w stronę wyższych temperatur ($U_{50} = 4,2$). Wartości

$R+2A=109$ (patrz. tab. 25) odpowiada w pierwszym wypadku materiał przegrzany przy 1200° ; następnie powolnie studzony razem z piecem, a w drugim wypadku materiał wyżarzony na powietrzu do 400° i od 400° — w piecu. Natomiast $R+2A=95\text{—}98$ w pierwszym wypadku odpowiada materiał przegrzany w temperaturze 1200° w ciągu 2-ch godzin z następnym ochładzaniem na powietrzu, w drugim wypadku — materiał termicznie ulepszony o silnie posuniętym zakresie kruchości na zimno na lewo w stronę najniższych temperatur, co jest bardzo cenną właściwością materiałów używanych do budowy kotłów parowych, pracujących z przerwami okresowo. Wyżej przytoczone zestawienie wskazuje, że ze wzoru $R+2A$ możnaby korzystać tylko dla materiałów blach kotłowych termicznie ulepszonych. Wówczas wartość ta byłaby nie większa niż $90\text{—}92$ przy wydłużalności materiału w granicach $27\text{—}28\%$ zamiast obecnie wymaganych 30% i więcej.

Wzór $R+6A$ używany w innych wypadkach jest w mniejszym jeszcze stopniu miarodajny, a to z tego powodu, że stopień wydłużalności materiału badanego w temperaturach zwykłych ma we wzorze tym wielkie znaczenie i że od niego uzależniony jest ogólny wynik. Zestawienie liczb $R+2A$ i $R+6A$, umieszczone w tabelach 25 i 26 stwierdza haotyczność otrzymywanych wyników i bezcelowość korzystania z tych wzorów, nie posiadających bezpośredniego związku z istotnymi właściwościami mechanicznymi badanego materiału.

Stopień przewężalności dla miękkiej stali, nadającej się na blachy kotłów do pewnego stopnia może być miarodajnym przy ocenie konstrukcyjnej wartości tego materiału. Wysoki stopień przewężalności ($66\text{—}68\%$) odpowiada materiałom o wysoko położonej granicy płynności, o dobrej wydłużalności (nieco mniejszej co prawda od niesłusznie obecnie wbrew zasadom racjonalności wymaganej) i o nisko, do temperatur niższych od zwykłych, przesuniętym zakresie kruchości na zimno. Jednak całkowita zależność między dwoma najczęściej miarodajnymi czynnikami, a mianowicie — granicą płynności i odpornością na uderzenia, a stopniem przewężalności, jak to wyraźnie wypływa z tabeli 26 nie istnieje (porównaj wyniki prób 1-ej, 3-ej, 4-ej i 5-ej, gdzie prawie jedna i ta sama przewężalność $\approx$ około 62% odpowiada materiałom o różnym położeniu zakresu kruchości na zimno).

Cóż będzie jednak miernikiem ciągliwości materiału?

§ 61. W obecnych czasach przy stosowaniu wysokich ciśnień w kotłach parowych poszukiwany jest dla konstrukcyjnych materiałów o wysoko położonej granicy płynności. Wyżej (patrz § 53—55) zastanawialiśmy się bliżej nad rolą granicy płynności w materiałach konstrukcyjnych. Granica płynności znajduje się normalnie tylko nieco wyżej granicy sprężystości. Położenie tej ostatniej wskazuje na wysokość obciążeń wywołujących odkształcenia sprężyste; poziom pierwszej podaje wysokość obciążeń wywołujących w materiale

odkształcenia trwałe. Wydłużalność materiału jest do pewnego stopnia gwarancją, że w razie powstania odkształceń trwałych materiał nie będzie zniszczony natychmiast po przekroczeniu granicy płynności. Wysoka zdolność do tworzenia w materiale płaszczyzn łatwego poślizgu, której miernikiem jest do pewnego stopnia wydłużalność, ochraniać będzie materiał od powstania przedwczesnych rys i pęknięć.

Z danych, umieszczonych w tabeli 26 wynika, że materiał o stałym składzie chemicznym i o stałej twardości silnie różnić się może w swych właściwościach mechanicznych. Największe wahania przypadają na kruchość w zakresie temperatur zwykłych i nieco niższych od zwykłych (patrz § 30 i tabela 8), a następnie na temperatury na granicy płynności. W naszych badaniach wahania w wartości granicy płynności w stosunku do wartości najmniejszych (w %) wynoszą dla materiału blachy № 13 (z tabeli 25) jako maksimum — 120% a dla prób materiału o jednakowej twardości (z tabeli 26) — 50%. Wydłużalność w tych samych warunkach dla tych samych prób waha się w stosunku do wartości największych dla prób umieszczonych w tabeli 25 o 56%, a dla prób, umieszczonych w tabeli 26 o 26%. Prosty arytmetyczny rachunek doprowadzi do wniosku, że przy pracy materiału w wypadkach wyjątkowych i krótkotrwałych, pod obciążeniem zmienem przewyższającym nieco przeciętne obciążenie sprężyste, należy mniej mieć obaw o powstanie rysy (szczeliny) w materiałach o wysoko położonej granicy płynności (sprężystości) chociażby tą właściwość materiału osiągnięto kosztem obniżenia wydłużenia.

Z wyżej wymienionych badań (tab. 25 i 26) wyraźnie wypływa, że materiał posiadający wysoki stopień wydłużalności może posiadać niską granicę płynności oraz szeroki zakres kruchości na zimno przesunięty daleko na prawo, w stronę wyższych temperatur, podczas gdy materiał o wysoko położonej granicy płynności posiada prawie tą samą twardość, nieznacznie tylko zwiększoną wytrzymałość i znacznie większą przewężalność chociaż wydłużalność jednostkowa będzie nieco mniejsza. Łączny wpływ tych właściwości na zalety materiału będzie dodatni. Miernik dodatniego wpływu obróbki termicznej na wartość danego materiału określamy stosunkiem:

$$\frac{H}{Q} = \frac{\text{Twardość w skali Brinell'a } kg/mm^2}{\text{Granica płynności } kg/mm^2}$$

Ten stosunek dla stali przegrzanych jest bliski do 6; dla stali wyżarzonych (normalizowanych i szybko ochłodzonych w zakresie temperatur do 400°) = od 5,0 do 4,6 i dla stali termicznie ulepszonych = około 4,25 (wahania dopuszczalne 4,0 — 4,5).

Z tabeli 26 widzimy, że stosunek $H:Q$ stale obniża się od największych wartości (odpowiednio do najmniejszych wartości Q). Z tabeli 25 wynika, że próby o bardzo wysoko położonej granicy płynności (t. z. o nadmiernie

wysokim stosunku $Q:R > 75$ a wyraźniej o nadmiernie niskim stosunku $H:Q < 3,9$) posiadają nieco obniżony i przesunięty w prawo, w stronę wyższych temperatur, poziom zakresu kruchości na zimno, co jest charakterystyczną cechą stali hartownych i termicznie ulepszonych z następnem odpuszczeniem na twardo (t. j. przy niskich temperaturach). Polecany stosunek $H:Q = 4,25$ zapewnia stosunek $Q:R =$ około 70 i jednocześnie — wysoki stopień przewężalności (około 66%) oraz całkiem wystarczające dla celów praktycznych wydłużenie jednostkowe = około 28% dla materiału blach kotłowych o zawartości węgla około 0,1% i normalnej ilości innych domieszek napotykanych w handlowych gatunkach miękkiej stali. Stal o takich właściwościach będzie posiadać zakres kruchości na zimno daleko przesunięty na lewo, w stronę temperatur niższych, co zapewnia jednakowy stopień bezpieczeństwa tego materiału we wszystkich klimatycznych i atmosferycznych warunkach zmian temperatury Europy środkowej. Oprócz tego miękka stal o tak wysoko położonej granicy płynności a tem samem o wysoko położonej granicy sprężystości będzie posiadać prawie najwyższą, z możliwych dla tego materiału, granicę zmęczenia, t. z. — wytrzymałość materiału na zmienne podsprężyste obciążenia.

W tabeli 27 podane są właściwości mechaniczne siedmiu gatunków materiału blach kotłowych w stanie termicznie nieobrobionym, normalizowanym (przez wyżarcie z następnem powolnym ochłodzeniem) i termicznie ulepszonym. Chemiczny skład tworzyw № 5, 8 i 9 umieszczony został w tabeli 3 w § 22, tworzyw № 13 i 14 w § 58, tworzyw zaś № 11 i 12 jest następujący:

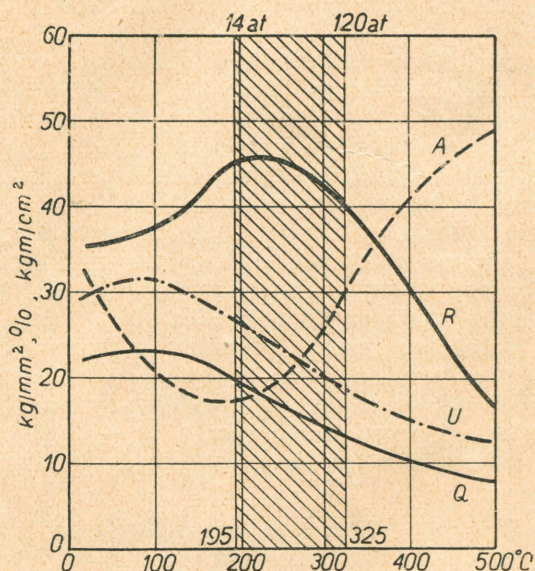
№ 11 $C — 0,10\%$, $Si — 0,015\%$, $Mn — 0,49\%$,
 $P — 0,42\%$, $S — 0,032\%$.

№ 12 $C — 0,11\%$, $Si — 0,041\%$, $Mn — 0,57\%$,
 $P — 0,067\%$, $S — 0,046\%$.

Blachy te są różnego pochodzenia: stopień ulepszenia każdej z nich nie jest ustalony. To znaczy, że temperatura hartowania, odpuszczenia i szybkość ochłodzenia w każdym z tych siedmiu przykładów nie były ściśle identyczne, a z tego powodu i stopień ulepszenia termicznego w każdym powyższym wypadku jest odmienny, co wskazuje najdokładniej stosunek $H:Q$, a częściowo stosunek $Q:R$. Całokształt wyników badań mechanicznych, statycznych i dynamicznych, tych siedmiu materiałów w najlepszy sposób potwierdza wyżej wypowiedziane zdanie o miarodajności i celowości korzystania ze stosunku $H:Q$ w celu oceny wartości konstrukcyjnej materiałów stalowych.

§ 62 — Praktycznie istnieją dwie drogi do nadania materiałowi blach kotłowych wysokiej sprężystości, to znaczy wyższej granicy płynności a mianowicie: 1) kosztowna droga obróbki termicznej, wymagająca dwóch ogrzewań: jednego — w celu hartowania i drugiego — w celu

odpuszczenia (ulepszanie termiczne) i 2) stosunkowo tańsza, droga chemiczna. To znaczy, że wprowadzając w skład tworzywa pewne nowe pierwiastki (nikiel), lub zwiększając zawartość domieszek istniejących (węgiel) otrzymujemy tworzywo o wyżej położonej granicy płynności (względnie—sprężystości). Ta ostatnia droga jest wypróbowaną w ciągu ostatnich lat dzięki rozpowszechnieniu się kotłów wysokoprężnych.



Rys. 98.

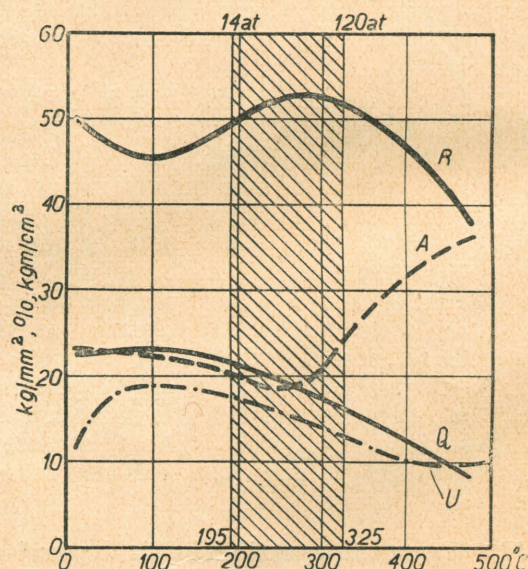
Dla tych kotłów stosowane są zarówno stałe niklowe, jak stałe o nieco zwiększonej zawartości węgla (kotły okrętowe).

Na rys. 98 — 101 przedstawiono pewne właściwości mechaniczne i zmiany tych właściwości zależnie od temperatury otoczenia dla czterech gatunków materiałów stalowych, a mianowicie: stali małowęglistej bardzo miękkiej o zawartości węgla 0,05% według *P. Goerens'a*¹⁾ (rys. 98), stali półmiękkiej o zawartości węgla 0,25% według *H. J. French'a*²⁾ (rys. 99), stali półtwardej węgla 0,51% według *Reinhold'a*³⁾ (rys. 100) i stali niklowej o zawartości 5% niklu według *P. Goerens'a*¹⁾ (rys. 101). Litera R oznacza wytrzymałość; Q = granicę płynności; A — wydłużalność i U = odporność na uderzenia (kruchość).

Z porównania zmian właściwości mechanicznych różnych gatunków stali o różnej zawartości węgla, względnie o różnej twardości, wytrzymałości i wydłużalności w temperaturach zwykłych wynika, że stal miękka i stal półtwarda w warunkach temperatur odpowiadających pracy kotła parowego o ciśnieniu 14—120 atm (195—325°C) posiadają mniejszą różnicę w ciągliwości (wydłużalności) niż w temperaturach zwykłych i że te różnice dla stali miękkiej i półmiękkiej są

bardzo znikome. Z tego powodu obawa kotlarzy przed pozornie silnie obniżoną ciągliwością stali o nieco większej zawartości węgla jest bezpodstawna. Jest jednak rzeczą zrozumiałą, że stałe o nieco większych zawartościach węgla posiadają obniżony i nieco przesunięty na prawo, w stronę wyższych temperatur, zakres kruchości na zimno. Właściwie ta ostatnia okoliczność jest bardzo ważną ponieważ wszystkie pęknięcia w materiale kotłów parowych według naszego mniemania zachodzą w temperaturach zwykłych, bliskich do nich i nieco niższych.

W obecnych czasach rozpowszechniają się badania wytrzymałościowe wykonywane w temperaturach odmiennych od temperatur zwykłych, a to w celu określenia zachowania się metalu w tych nienormalnych warunkach. Napotykane w praktyce wypadki są bardzo skomplikowane, bo naogół ani temperatura pracy metalu, ani temperatura otoczenia nie jest jednostajna. Za przykład służyć mogą ścianki walczaka w kotle parowym: zewnętrzna strona walczaka stykająca się bezpośrednio z produktami spalania posiada najwyższą temperaturę; wewnętrzna strona — wodna, najniższą. Cały przekrój blachy kotłowej posiada pewne stopniowanie temperatur w postaci mniej lub więcej łagodnego lecz ciągłego przejścia od najwyższej do najniższej temperatury a z tem związane są stopniowe zmiany właściwości wytrzymałościowych. Charakter tego stopniowania właściwości wytrzymałościowych jest decydujący przy wyborze materiału, którego za-



Rys. 99.

let nie mogą charakteryzować próby wykonane w temperaturach najwyższej i najniższej. Konieczny jest szereg prób w temperaturach pośrednich.

Ta ostatnia konieczność wpływa z charakteru pracy ścian kotła parowego.

Strona więcej rozgrzana może zawsze znieść większe obciążenia niżby wynikało z prób wytrzymałości, wykonanych w tej temperaturze

¹⁾ Z. d. V. d. I. 1924, 41.

²⁾ Chem. und. Metal. Eng. 1922, 1207—1209.

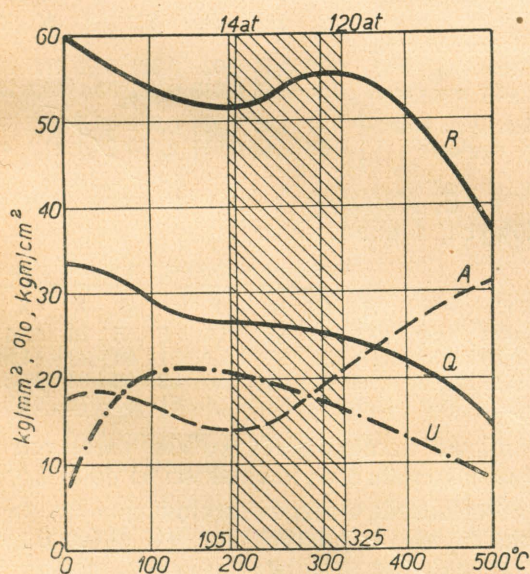
³⁾ Prof. P. Oberhoffer, — „Das technische Eisen“ 1926, str. 281.

dzięki wpływowi „podtrzymywania“ przez chłodniejsze wewnętrzne warstwy, których wytrzymałość jest nieco wyższą¹⁾.

§ 63. W celu podniesienia granicy płynności blach kotłowych może być zastosowana jeszcze trzecia droga, a mianowicie — „zastępcze ulepszenie“. Proces zwykłego ulepszenia termicznego jest niedogodny pod tym względem, że wymaga dwóch ogrzewań. Pierwsze ogrzewanie we wszystkich wypadkach jest konieczne; drugie (w celu następnego odpuszczania) można ominąć stosując proces „zastępczego ulepszenia“, w którym hartowanie doprowadzone zostaje nie do samego końca, lecz do pociemnienia powierzchni z takim obliczeniem, ażeby w hartowanym przedmiocie pozostało tyle ciepła, ile potrzeba na samoodpuszczenie, zachodzące w czasie dalszego stygnięcia.

W procesie „zastępczego ulepszenia“ materiał zostaje utwardzony na powierzchni nieco więcej, warstwy środkowe są więc cięśliwe. Ta kombinacja zwiększonej twardości na powierzchni i wysokiej cięśliwości wewnątrz może być pożądaną w konstrukcjach kotłów parowych gdzie największe naprężenie powstaje w warstwach zewnętrznych.

„Zastępcze ulepszenie“ może być stosowane przy wyrobie kotłów parowych po ostatecznym wyżarzeniu gotowego kotła i cały ten proces będzie wtedy tylko kombinowaniem chłodzeniem materiału od temperatury wyżarzenia (950—920°).



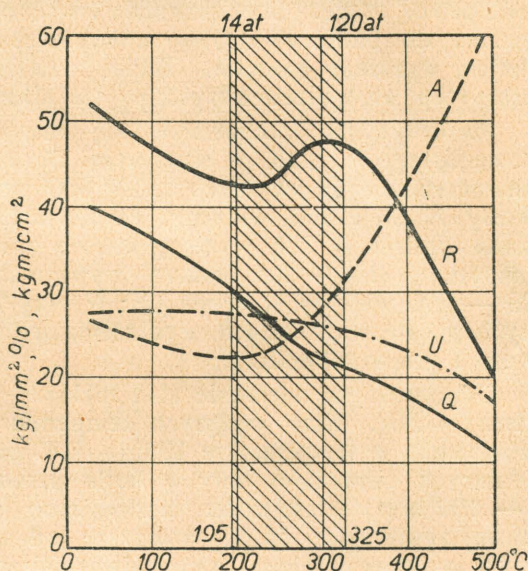
Rys. 100.

To znaczy: szybkie przejście zakresu temperatur do około 600°, następnie nieco powolniejsze stygnięcie do 400° i całkiem powolne stygnięcie poniżej 400°. Do zastosowania takiego kombinowanego ochładzania olbrzymich nowo-

czesnych kotłów parowych w warunkach fabrycznej ich produkcji, potrzebne będą niewątpliwie skomplikowane instalacje mechaniczne.

Lecz jest to sprawą lokalną, która może być rozwiązana pomyślnie w ten lub inny sposób.

Zasadnicza myśl podniesienia granicy płynności materiału w gotowym wyrobie drogą ta-



Rys. 101.

kiego kombinowanego ochładzania jest jak się nam wydaje, zupełnie racjonalną i godną uwagi konstruktorów.

O MATERJALE DLA KOTŁÓW WYSOKOPRĘŻNYCH.

§ 64. Panujące obecnie w zakresie budowy kotłów parowych dążenie do stosowania wysokich ciśnień pary posiada pewne ekonomiczne i technologiczne podstawy.

Na pierwszym miejscu trzeba postawić oszczędność paliwa, a następnie znany fakt, że przy wysokich ciśnieniach pewne reakcje, odbywają się w warunkach pracy fabrycznej szybciej i dobiegają bliżej końca, a z tego powodu ostateczny wynik tych reakcji jest ekonomiczniejszy i wydawniejszy. Znaczne zwiększenie ciśnienia pary wymaga od konstruktora zastosowania do budowy kotła parowego odpowiednich materiałów.

Zwiększona grubość ścian kotłów wysokoprężnych (40 — 101,6 mm) usuwa możliwość ich nitowania. Dlatego też kotły parowe o wysokich ciśnieniach (powyżej 35 atm) wyrabiane są obecnie z jednego bloku bez szwu drogą tłoczenia i walcowania, a tworzywem dla takich konstrukcji nie może być zwykłe żelazo małowęgliste.

Powszechnie przyjętą jest zasada, że części kotła parowego, bezpośrednio stykające się z ogniem, mogą być wyrabiane z materiału o wytrzymałości nie przewyższającej 41 kg/mm². Taki

¹⁾ Prof. W. Rozenhain, The Metallurgist, 29.1.1926, Skróć Malkiewiczza, Prz. Techn. 1927, str. 701.

materiał musi być plastyczny, łatwo zginalny w zwykłych temperaturach — a więc posiadać wysokie wydłużenie jednostkowe i nadawać się do wytłaczania pewnych części kotła parowego na gorąco bez pęknięcia (wytłaczanie dennic). Stąd pochodzi wymaganie od materiału blachy kotłowej tak wysokiej ciągliwości, ażeby materiał nie był skłonny do przyjmowania hartu.

Ze względów konstrukcyjnych nie jest pożądane zwiększenie grubości blachy kotłowej ponad pewną miarę. Stąd powstała konieczność używania do budowy kotłów wysokoprężnych materiału wyższego gatunku. Takim materiałem są stale stopowe, a przede wszystkim stal niklowa.

Porównyując zachowanie się materiału małowęglatego i stali z domieszką 5% niklu w temperaturach od zwykłych aż do 500° (patrz wykresy № 98 i 100) widzimy, że stal niklowa posiada prawie o 50% wyżej położoną granicę płynności, o 15 — 20% wyższą wytrzymałość, o 25 — 30% większy stosunek $Q : R$ przy tych samych prawie wielkościach wydłużenia jednostkowego i przewodności.

Odporność na uderzenie stali niklowej jest wyższa o 50%. Przy wyższych temperaturach, a mianowicie w temperaturze 190° — 318°, odpowiadających ciśnieniom pary w kotle parowym 14 — 100 atm, właściwości mechaniczne stali niklowej zawierającej 5% Ni są wyższe od właściwości miękkiego żelaza, a co najważniejsze — spadek Q ze wzrostem temperatury w stali niklowej jest powolniejszy niż w miękkim żelazie. Położenie wreszcie krzywej kruchości w stalach niklowych, w temperaturach pracy kotła parowego, jest dogodniejsze niż w materiale miękkim.

Nikiel rozpuszcza się w żelazie w stanie stałym w nieograniczonych ilościach.

Z metalografii stali specjalnych wiadomo, że obecność w stali stosunkowo niewielkich ilości niklu (3 — 5%) oprócz wyżej zaznaczonego wpływu sprzyja otrzymaniu w materiale drobnego ziarna, co zapewnia korzystniejsze właściwości mechaniczne. Pęknięcia powstają w stalach niklowych trudniej i rozszerzają się powolniej, niż to zachodzi w stalach zwykłych. Granica zmęczenia stali niklowych położona jest nieco wyżej. Obecność niklu w stalach, podobnie jak i manganu, w bardziej jednak delikatny sposób obniża temperaturę przemiany allotropowej, a tem samem zwiększa hartowalność stali niklowych. Obchodzenie się ze stalami niklowymi jest prawie takie same jak i ze stalami zwykłymi. Dlatego w praktyce bardzo często stale nikłowe są używane do celów konstrukcyjnych (żelazo mostowe, części automobilowe, a przede wszystkim osie, wały transmisyjne, osie wagonowe) i na odlewy stalowe. Odlewy ze stali niklowej są prawie wolne od baniek i pęcherzy, a proces odlewania jest łatwiejszy z powodu nieco niższej temperatury topienia stali niklowej. Stale nikłowe posiadają małą zdolność do likwacji. W praktyce ustalony jest pogląd, że stal niklowa o zawartości 3,5% niklu pracować może dwa razy dłużej niż zwyczajna stal małowęglista. Istnieje jeszcze jedna korzyść już czysto konstrukcyjna, a mianowicie, że w razie zastosowania stali niklowej o wyżej po-

łożonej granicy płynności i wytrzymałości może być użyta mniejsza masa materiału, a tem samem, przy niezmienionym stopniu bezpieczeństwa osiąga się konstrukcję o mniejszej wadze, w konstrukcjach zaś kotłów parowych — cieńsze ścianki, a stąd korzystniejsze warunki cieplne z powodu łatwiejszego przewodnictwa ciepła.

Stale nikłowe są mniej podatne na zjawiska korozji i rdzewienia, niż zwykle żelazo w warunkach atmosferycznych i w atmosferze dymu, w wodzie zwykłej i słonej i co najważniejsze — w warunkach pracy kotłów parowych. Z tego powodu używana jest stal niklowa 30% na wyrób rur do kotłów opłomkowych na statkach parowych.

Jednak bodaj, czy nie największą zaletą blach ze stali niklowej jest okoliczność, że stale te są nieczułe na zjawiska starzenia i rekrytalizacji. Przeszkodą do szerokiego zastosowania przemysłowego blach ze stali niklowej jest wysoka cena tych stali. Z tego powodu zastosowanie nieco twardszych gatunków stali do konstrukcyj kotłowych, jak to twierdzą F. Körber i A. Pomp ma pewną rację, a to dla nieco wyżej położonej granicy płynności, co pozwala na obciążenie takiego materiału większymi obciążeniami niż to jest możliwe przy miękkim materiale. Marynarka już oddawna używa dla budowy kotłów parowych nieco twardszego materiału (węgla 0,18 — 0,25%). W ostatnich latach takie blachy znajdują zastosowanie w przemyśle amerykańskim i angielskim. Tak np. H. J. French¹⁾ podaje skład chemiczny i właściwości mechaniczne czterech gatunków blach kotłowych ze stali nieco twardszej od zwykle używanej, a mianowicie:

	C	Mn	P	S	Q	R	A	C
1. Blacha Ameryk. Stow. Mat. Bud.	0,19	0,43	0,02	0,031	30,2	41,5	38	58
2. Kotły marynarki	0,25	0,18	0,019	0,031	33,1	45,1	36	60
3. Blachy na komo-	0,17	0,36	0,024	0,031	28,8	42,2	40	60
4. ry ogniowe	0,18	0,43	0,017	0,035	27,4	41,1	40	68

a E. Kothny²⁾ podaje to samo dla stali niklowych, a mianowicie:

	w stanie surowym							w stanie ulepszon.			
	C	Mn	Ni	Q	R	A	C	Q	R	A	C
A)	0,11	0,59	4,87	45	65	15,5	58	65	76	12,4	64
B)	0,19	0,71	5,18	51	67	15,3	51	66	78	14,6	65
C)	0,15	0,80	4,99	47	68	16,6	53	69	81	14,5	61
D)	0,13	0,58	4,96	40	55	19,4	61	61	74	14,5	66

Nowe warunki pracy kotłów parowych wymagają materiału o wytrzymałości 51 do 57 kg/mm.

Przeszkodą w rozpowszechnieniu nieco twardszych, czysto węglistych stali (C około 0,20%), w budownictwie kotłów parowych jest nie tyle ich nieco wyższy stopień hartowalności i nieco mniejsza ciągliwość i odporność na uderzenia, ile skłonność tych stali do starzenia i rekrytalizacji. Ciągliwość stali miękkich i półmiękkich w zakresie temperatur odpowiadających pracy kotła parowego jest prawie jednakowa (patrz § 61 i rys. № 99 i 101). Natomiast zdolność tych materiałów do starzenia i do rekrytalizacji w po-

¹⁾ Chemical and Metal. Engin. 1922. 1207 — 1209.

²⁾ Centralblatt Berg, Hütten—und Walzwerke 1920. 35/36. St. u. E. 1921. 481 — 482.

równaniu ze stałą niklową jest znaczna. Stale niklowe, jak tego dowiódł *P. Goerens* nie są prawie zupełnie czułe na te zjawiska (patrz tabele

nie różniących się od początkowych. Dużo jest powodów, wywołujących zjawiska zgniotu w materiale kotła parowego: giecie, wytłaczanie, dziur-

T A B L I C A N r . 28.

Właściwości mechaniczne żelaza niklowego w temperaturach wyższych od zwykłych, według
P. Goerens'a.

(Próby wycięte z walczaka bez szwu).

Materiał, obróbka termiczna i temperatura badania	Q	R	$\frac{Q}{R}$	A		C	U*)
				10 d	5 d		
A. Stal 3% Ni w stanie wyżarzonym, badana:							
przy 20° C	30	43,8	68,5	27,5	36,0	71	27,3
" 25°	20	40,5	50,0	21,9	28,6	63	26,6
" 35°	18	38,1	47,3	33,1	45,6	73	25,4
B. Stal 5% Ni w stanie wyżarzonym, badana:							
przy 20° C z walczaka, próbka podłużna**)	40	52,2	76,6	—	32,8	69	26,5
" " " " " " poprzeczna**)	38	50,8	74,8	—	30,8	66	18,0
" " z części giętej " podłużna .	34	50,1	67,8	—	32,3	69	27,8
" " " " " " poprzeczna .	35	49,6	70,5	—	31,2	65	14,6
przy 100°	38	46,6	81,6	26,5	36,7	69	27,0
" 205°	29	43,7	66,4	24,9	32,2	70	27,0
" 250°	25	43,3	57,9	21,9	27,8	67	—
" 310°	25	48,2	51,8	30,7	40,4	69	26,4
" 350°	23	43,3	54,0	36,7	49,2	76	—
" 410°	20	31,7	63,0	42,0	58,1	84	22,7
" 510°	12	20,4	58,8	67,0	92,6	88	16,5
C. Stal 3% Ni w stanie ulepszonym, badana							
przy 20° C	33	45,1	73,2	27,3	35,5	76	nie rozbita
D. Stal 5% Ni w stanie ulepszonym, badana:							
przy 20° C z walczaka, próbka podłużna	40	53,0	75,5	—	33,3	74	"
" " " " " " poprzeczna	40	50,8	78,7	—	33,3	74	20,4
" " z części giętej " podłużna	35	49,7	70,5	—	31,2	72	31,9
" " " " " " poprzeczna	35	49,9	70,1	—	33,3	71	20,7
przy 100°	38	46,8	81,2	24,6	34,2	76	nie rozbita
" 205°	30	47,2	63,6	26,3	34,8	76	"
" 250°	25	44,5	56,2	22,5	26,9	74	"
" 310°	25	49,5	50,5	28,7	35,9	72	32,9
" 350°	23	45,6	50,4	35,2	46,9	78	—
" 410°	20	35,8	55,8	40,1	50,3	83	27,1
" 510°	13	21,1	61,6	61,1	81,1	89	23,9

U w a g i: *) próbki o wymiarach: $30 \times 30 \times 160$ mm.

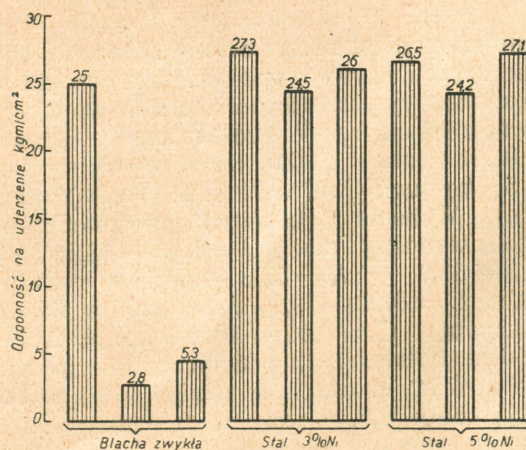
*) { podłużne próby — to są próby wycięte wzdłuż osi walczaka.
 { poprzeczne " " " " wpoprzek " "

28 i 29 i rys. 102), gdzie pierwsza kolumna oznacza stopień odporności, na uderzenia stali w stanie dostarczonym, druga — zgniecionym, trzecia — zgniecionym i potem rekrytalizowanym dla trzech gatunków materiału blach kotłowych, a mianowicie: miękkiej stali, stali niklowej 3% i stali niklowej 5%.

§ 65. W § 15-ym omówiliśmy dokładnie istotę procesu starzenia miękkich gatunków stali. W miękkich stalach przed tem zgniecionych na zimno zachodzi w ciągu pewnego czasu szereg zmian fizycznych, zazwyczaj niepozornych lecz bardzo ważnych, już w zwykłych temperaturach i nieco prędzej w razie podniesienia temperatury otoczenia.

Taka stał bezpośrednio po zgnieceniu posiada nieco obniżoną sprężystość. W ciągu procesu starzenia zmieniają się właściwości elektryczne, magnetyczne mechaniczne (zmniejsza się ciągliwość, zwiększa się kruchość, sprężystość i wytrzymałość) oraz właściwości dilatometryczne aż do pewnych wielkości stałych czasem znacz-

kowanie, prostowanie, oczyszczanie z kamienia. Do tego przyczyniają się również błędy obliczeniowe,



Rys. 102.

konstrukcyjne, nadmiernie wysoki nacisk nitów i t. d. Obecnie ukazał się na rynku ame-

Przewodnictwo ciepłe żelaza w wysokich temperaturach według obliczeń *M. Jacob'a* wynosi:

	przy 100°	300°	600°	900°C
Szwedzkie żelazo bardzo miękkie	0,13	0,12	0,09	0,08
Żelazo o zawartości węgla 0,1%	0,225	0,11	0,09	0,08
" " " 0,3%	0,10	0,09	0,07	0,07
" " " 0,6%	0,10	0,10	0,08	0,07
" " " 1,2%	0,105	0,10	0,09	0,08
" " " 1,5%	0,09	0,085	0,08	0,07

Zmiana przewodnictwa ciepłego stali miękkiej w zależności od zawartości niklu:

Zawartość:

Ni %	0	5	10	20	30	40	50
λ	0,10	0,07	0,06	0,04	0,03	0,025	0,03

Ni % 60 — 75 — 95

λ 0,04 0,06 0,08

Minimum przewodnictwa występuje przy zawartości niklu 30 — 40%.

TRWAŁOŚĆ OBRÓBKII TERMICZNEJ MIĘKKIEJ STALI MAŁOWĘGLISTEJ.

§ 68. Poprzednio (patrz § 29) omówiliśmy istotę procesu obróbki termicznej stali węglistych. Ze szkicu umieszczonego na rys. 96 wiemy, że przez szybkie ochładzanie od temperatur powyżej krzywej empirycznej xy do temperatur zwykłych można otrzymać stal w stanie zahartowanym.

Jak wiadomo bardzo trudno otrzymać drogą hartowania stal węglistą (niestopową) w stanie austenitycznym. Stale austenityczne jakkolwiek bardzo ciągliwe i wysoce odporne na uderzenia są miękkie. Z tego powodu hartowanie, stosowane w przemyśle ma za cel nadanie materiałowi hartowanemu budowy martenzytycznej, która powoduje wysoką wytrzymałość, wysoką twardość lecz małą ciągliwość i małą odporność materiału na uderzenia.

Twardość metali można podnieść: 1) przez wprowadzanie w siatkę przestrzenną metalu—rozpuszczalnika obcych atomów (ciała rozpuszczonego); 2) przez osiągnięcie wysokiego stopnia drobnoziarnistości metalu; 3) przez wydzielenie w masie metalu nowej krystalicznej fazy znajdującej się w stanie krytycznego rozdrobienia, za pomocą której płaszczyny poślizgów w kryształach metalu rozpuszczalnika ulegają zaklinowaniu.

Zwiększenie twardości osiągnięte sposobem pierwszym (t. z. drogą tworzenia roztworów stałych) nie jest zbyt wielkie. Znacznie większy przyrost twardości w stopach $Fe - C$ otrzymuje się dzięki temu, że w pewnych temperaturach odbywa się przemiana allotropowa, z którą jest związane powstanie nowej fazy krystalicznej („ α ” — żelaza). Zmieniając szybkość ochłodzenia możemy łatwo regulować ilość nowopowstających ośrodków krystalizacji, a ilość tych ośrodków krystalizacji będzie tem większa im większa była szybkość stygnięcia i w im większym wobec tego stopniu została obniżona temperatura przemiany allotropowej. Im większą jest liczba ośrodków krystalizacji, im krótszy był przebieg procesu tej ponownej krystalizacji, tem większą staje się liczba ziaren w danym konglomeracie i tem większy jest stopień drobnoziarnistości danego materiału.

Jak z powyższego widzimy, twardość hartowanych stali węglistych pochodzi od współdziałania trzech wyżej wspomnianych przyczyn, lecz główną przyczyną wybitnej twardości stali hartowanych jest obecność w żelazie wyraźnej i dostatecznie wysoko położonej przemiany allotropowej.

W przemysłowych procesach hartowania dobiera się taką szybkość hartowania, ażeby przemiana allotropowa mogła odbyć się w temperaturze około 300°C, co pociąga za sobą powstanie drobnoziarnistej budowy o największej prawie twardości i wytrzymałości lecz o minimalnej wydłużalności.

Dzięki temu, że odmiana allotropowa „ α ” — żelaza, trwała w temperaturach niższych od temperatury przemiany aż do temperatur najniższych, posiada w porównaniu z odmianą „ γ ” — żelaza zyt niski stopień rozpuszczalności węgla, cała prawie ilość węgla zostaje po ukończeniu przemiany allotropowej wydzielona z roztworu stałego w postaci atomowego rozproszenia. Ten jednak pseudostały roztwór nawet w temperaturach zwykłych dąży do osiągnięcia stałej wewnętrznej równowagi między dwoma naturalnymi składnikami budowy stali węglistych, a mianowicie: cementytem i ferrytem. Aby osiągnąć tę równowagę dyfundują atomy węgla w siatce przestrzennej „ α ” — żelaza (ferryt) dopóty, dopóki nie utworzą drobin Fe_3C . Takie dążenie węgla do skupienia się dokoła odpowiednich ośrodków (w celu utworzenia cząsteczek Fe_3C) jest istotą procesów odpuszczania.

Jest rzeczą zrozumiałą, że im wyższa jest temperatura środowiska, tem większe będą ruchy atomowe, tem energiczniej przebiegać będzie proces koagulacji drobin Fe_3C . Podczas przebiegu procesu odpuszczania stali zahartowanej zachodzi ciągłe skupianie składników stali; rosną jednocześnie ziarna ferrytu i ziarenka cementytu. Już w pierwszych stadiach odpuszczania stali węglistych hartowanych o martenzytycznej budowie wzrasta gwałtownie odporność tej stali na uderzenia, silnie wzrasta ciągliwość, stosunkowo powoli lecz stale zmniejszają się wytrzymałość i twardość.

Stąd wynika wyraźnie, że składniki budowy stali węglistych termicznie ulepszonych znajdują się w stanie równowagi niestajej i że wyrównaniu tej równowagi w temperaturach zwykłych przeszkadza mała ruchliwość atomowa i wysoka sztywność siatki przestrzennej. Lecz z podwyższeniem temperatury środowiska i ze zwiększeniem ruchliwości atomów wzrasta aktywność tego naturalnego dążenia do stanu absolutnej równowagi i to w coraz większym stopniu.

Na tej podstawie możemy wnioskować, że stan ulepszania termicznego stali małowęglistych w warunkach pracy kotła parowego nie jest trwałe i że w temperaturach 195—325°C w materiale blach kotłowych termicznie ulepszonych odbywać się będą ciągłe procesy rośnięcia ziaren ferrytu a wraz z tem — powiększenie się ziarenek cementytu. Właściwości fizyczne będą się przy tem ciągle zmieniać; pomiędzy innemi zmieniać się będą także właściwości mechaniczne,

dążąc do stanu zwykłego (nie ulepszonego) Nie ulega wątpliwości, że tak jest faktycznie.

§ 69 — Leczą zachodzi pytanie, z jaką szybkością odbywają się procesy, w jakim czasie może zająć takie pogorszenie i w jaki sposób można by było spostrzec i zmierzyć stopień tego pogorszenia?

Najczulszą właściwością mechaniczną materiałów stalowych jest ich odporność na uderzenia i to w temperaturach zwykłych i nieco niższych od zwykłych. Na tej podstawie w celu kontroli stanu fizycznego technicznie ulepszonych materiałów blach kotłowych badaliśmy zmienność tej właściwości fizycznej (patrz § 26, wniosek 4-y).

Trzeba było przedewszystkiem znaleźć najlepsze warunki ulepszania termicznego czyli temperaturę hartowania i czas odpuszczania.

Materiał doświadczalny, zestawiony w tabelach 30 i 31 ma na celu ustalenie najlepszych warunków ulepszania termicznego. Takimi wa-

minimalnych są następujące: (porównaj z wynikami ulepszania w końcu § 29):

W temperaturze badania	— 15° C	wahania	= 200%
" "	" 0 "	" "	= 100%
" "	" + 15 "	" "	= 90%
" "	" + 100 "	" "	= 74%
" "	" + 150 "	" "	= 56%
" "	" + 200 "	" "	= 48%

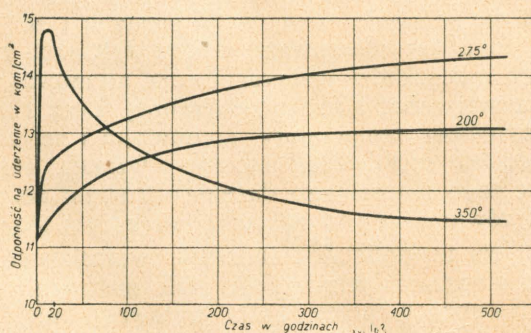
W celu pozostawienia materiałowi możliwości osiągnięcia w ciągu swej pracy optimum ulepszenia w nieco podwyższonych temperaturach braliśmy w swoich dalszych badaniach czas odpuszczania tylko 1/2 godz. przy zmiennej temperaturze odpuszczania = 700, 650, 600 i 500° C, z następującym szybkim ochładzaniem w wodzie (od temperatury odpuszczania). W ten sposób termicznie ulepszone próbki poddawaliśmy ponownemu odpuszczaniu w temperaturach 350, 275 i 200° C, a to znaczy — poddawaliśmy materiał działaniu temperatur odpowiadającym wa-

T A B E L A 30.

Odporność na uderzenie blachy Nr. 13 termicznie ulepszonej, w zależności od temperatury hartowania $kgm./cm^2$.

Temperat. Badania °C.	Hartowana od temperatur						Wahania w %, pomię- dzy najmniejszą a naj- większą wartością
	875°	900	925	950	975	1000	
	Następnie odpuszczona w ciągu 1/2 godz. przy temperaturze 675°C.						
— 15	2,5 i 6,9= 4,7	10,2 i 6,0= 8,1	14,2 i 11,0=12,6	11,2 i 11,8=12,0	11,8 i 10,4=11,1	8,1 i 8,3= 8,2	168
0	9,5 i 6,5= 8,0	13,4 i 13,0=13,2	13,5 i 12,9=13,2	12,4 i 13,6=13,0	11,7 i 13,7=12,7	11,8 i 11,1=11,4	65
+ 15	8,3 i 8,7= 8,5	13,9 i 13,9=13,9	12,8 i 15,6=14,2	12,0 i 13,6=12,8	12,6 i 14,2=13,4	11,5 i 11,3=11,4	67
+100	13,7 i 12,0=12,9	15,4 i 16,2=15,8	17,9 i 14,6=16,2	13,1 i 14,7=13,9	14,1 i 14,8=14,4	10,7 i 13,2=12,0	35
+150	12,1 i 10,6=11,4	11,5 i 12,2=11,9	17,3 i 14,4=15,9	13,4 i 13,5=13,4	12,7 i 14,5=13,6	12,8 i 12,9=12,8	43
+200	11,7 i 10,5=11,1	12,2 i 11,1=11,7	14,1 i 14,0=14,1	12,7 i 12,8=12,7	13,1 i 13,8=13,5	11,5 i 12,0=11,7	22

runkami dla materiału blachy kotłowej Nr. 13 są: temperatura hartowania = 925—930° C, i temperatura odpuszczania = 675° C przy czasie od-



Rys. 103.

puszczania około 1 1/2—2 godz. Wahania w wartościach minimum i maksimum odporności na uderzenia dla wyników umieszczonych w tabelach 30 i 31 wyrażone w procentach wartości

runkom pracy kotła parowego w ciągu 1/2, 2, 4, 10, 25, 100, 250 i 500 godzin. Z każdego próbnego kawałka wybierano trzy próbki badane następnie na 10-cio kgm. taranie wahadłowym Charpy'ego w zwykłych temperaturach (15—18° C). Wyniki tych czterech potrójnych seryj badań umieszczono w tabeli 32.

Charakter przebiegu zmian odporności na uderzenie materiału o jednakowym stopniu ulepszania termicznego lecz o różnym czasie przebywania w podwyższonych temperaturach otoczenia (350, 275 i 200° C) jednakowy dla wszystkich czterech seryj badań jest podobny do schematycznego wykresu na rys. № 103. Poszczególne serje różnią się bezwzględną wielkością swego maksimum. Dla temperatury środowiska 350° C te maksymalne wartości są najwyższe, dla temperatury otoczenia 200° C — najniższe. Znaczący to, że im wyższa jest temperatura otoczenia tem wcześniej osiągnie się maksimum ulepszania (mierzone wielkością odporności na uderzenie) po któ-

T A B E L A 31.

Odporność na uderzenie kgm/cm^2 blachy kottowej Nr. 13, termicznie ulepszonej. Temperatura hartowania = $930^{\circ}C$; odpuszczania = $675^{\circ}C$.

Czas odpuszczania	0	$\frac{1}{2}$	1	2	4	8
Próbki po odpuszczeniu ochłodzone powolnie (razem z piecem)						
Twardość kg/mm^2	137	115,5	111	111	111	106,5
$U \frac{kgm}{cm^2}$: - $15^{\circ}C$	10,2] = 11,0 11,7]	10,8] = 9,6 8,4]	8,4] = 8,6 8,7]	7,8] = 8,4 8,9]	9,5] = 10,3 11,1]	7,3] = 7,6 7,9]
0	11,3] = 11,5 11,7]	10,7] = 10,7 10,7]	12,3] = 12,3 12,2]	10,2] = 10,2 10,2]	11,8] = 12,1 12,5]	9,3] = 8,6 8,0]
+ 15	12,1] = 11,9 11,7]	12,6] = 12,7 12,8]	12,4] = 12,7 13,1]	11,9] = 12,1 12,4]	11,6] = 13,0 14,3]	10,6] = 10,7 10,8]
+100	12,5] = 12,5 12,5]	13,0] = 12,9 12,8]	11,8] = 11,9 12,1]	12,1] = 11,2 10,2]	12,3] = 12,0 11,8]	11,8] = 11,2 10,6]
+150	12,6] = 12,6 12,5]	12,4] = 13,2 14,0]	11,8] = 11,3 10,8]	10,3] = 11,3 12,2]	11,5] = 11,7 11,9]	11,1] = 11,0 11,0]
+200	12,3] = 12,8 13,3]	13,1] = 13,0 12,9]	10,0] = 11,1 12,2]	12,6] = 11,3 9,9]	10,6] = 10,5 10,4]	10,8] = 10,6 10,4]
Próbki po odpuszczeniu ochłodzone szybko (w wodzie)						
Twardość kg/mm^2	137	126	120	120	120	120
$U \frac{kgm}{cm^2}$: - $15^{\circ}C$	= 11,0	6,7] = 6,6 6,6]	7,6] = 7,9 8,2]	9,3] = 8,0 6,7]	9,1] = 9,3 9,5]	7,6] = 7,2 6,8]
0	= 11,5	6,7] = 7,5 8,4]	10,8] = 9,6 8,5]	9,0] = 9,6 10,2]	9,5] = 9,4 9,3]	8,3] = 8,1 7,9]
+ 15	= 11,9	8,0] = 7,9 7,8]	13,6] = 12,3 11,0]	9,6] = 9,9 10,2]	10,0] = 10,2 10,5]	11,7] = 10,7 9,8]
+100	= 12,5	9,1] = 9,3 9,5]	12,0] = 11,6 11,1]	11,0] = 11,1 11,2]	11,7] = 11,7 11,7]	10,8] = 10,0 9,1]
+150	= 12,6	10,4] = 10,3 10,1]	12,4] = 12,0 11,6]	11,1] = 11,3 11,4]	10,7] = 10,9 11,0]	10,5] = 10,3 10,1]
+200	= 12,8	9,8] = 11,2 12,6]	12,0] = 11,4 10,9]	11,8] = 12,1 12,5]	10,3] = 10,7 11,1]	10,1] = 10,7 11,3]
Próbki po odpuszczeniu ochłodzone w sposób kombinowany						
Twardość kg/mm^2	137	115,5	115,5	115,5	115,5	111
$U \frac{kgm}{cm^2}$: - $15^{\circ}C$	= 11,0	14,2] = 12,6 11,0]	15,3] = 13,5 11,8]	14,5] = 14,0 13,5]	10,6] = 10,3 10,0]	10,8] = 9,1 7,4]
0	= 11,5	13,5] = 13,2 12,9]	13,5] = 13,6 13,7]	15,5] = 15,0 14,5]	14,2] = 15,0 15,8]	9,5] = 9,4 9,3]
+ 15	= 11,9	12,8] = 14,2 15,6]	15,0] = 14,1 13,1]	14,4] = 15,0 15,5]	14,4] = 14,0 13,6]	11,8] = 11,5 11,3]
+100	= 12,5	17,9] = 16,2 14,6]	14,2] = 15,0 15,8]	15,9] = 16,0 16,2]	12,5] = 14,6 16,7]	11,9] = 11,8 11,6]
+150	= 12,6	17,3] = 15,9 14,4]	13,8] = 15,4 17,0]	16,1] = 16,1 16,0]	12,0] = 14,1 16,1]	11,0] = 11,0 11,1]
+200	= 12,8	14,1] = 14,1 14,0]	13,1] = 13,2 13,3]	15,4] = 15,7 16,1]	13,0] = 13,0 13,0]	11,2] = 10,6 10,0]

rem następuje ciągłe pogorszenie własności materiału (wzrost kruchości)*).

Naprzykład, dla materiału odpuszczonego w ciągu $\frac{1}{2}$ godz. przy 700° optimum występuje wyraźnie już po 10-tej godz. leżenia w środowisku o temperaturze 350°. Natomiast w środowisku

W miarę obniżenia temperatury odpuszczania w granicach od 700° do 500° zachodzące w materiale termicznie ulepszonym reakcje, dążące do ustalenia najbardziej trwałej równowagi przebiegają coraz powolniej w szybszym tempie dla wyższych temperatur otoczenia (naprzykład 350°,

T A B E L A 32.

Trwałość obróbki termicznej.

Blacha kotłowa Nr. 13, temperatura hartowania 930°C. Odporność na uderzenie $kgm/cm.^2$ przy temperaturze 15° — 18°C.

Temperatura odpuszczania	700°	650°	600°	500°	
A. Temperatura otoczenia = 350°C.					
Czas leżenia w godzinach	0	10,9, 11,2, 11,2=11,1	11,2, 9,5, 11,9=10,9	10,8, 11,0, 10,1=10,6	10,4, 10,4, 9,8=10,2
	1/2	12,2, 12,9, 11,3=12,1	12,3, 10,8, 11,6=11,6	12,4, 11,3, 11,7=11,8	10,8, 11,3, 10,9=11,0
	2	14,3, 13,6, 14,0=14,0	12,0, 11,2, 12,3=11,8	13,4, 12,5, 11,0=12,3	12,5, 11,8, 12,3=12,2
	4	14,1, 12,9, 12,5=13,2	12,7, 12,1, 11,7=12,2	10,9, 11,9, 14,1=12,3	12,0, 12,5, 11,8=12,1
	10	15,2, 14,1, 15,0=14,8	12,7, 15,8, 14,5=14,3	14,3, 14,5, 14,0=14,3	14,2, 13,4, 13,3=13,6
	25	12,8, 11,8, 12,6=12,4	12,7, 12,6, 14,0=13,1	12,6, 12,8, 12,0=12,5	11,0, 11,8, 11,6=11,5
	100	13,7, 11,1, 13,3=12,7	12,6, 12,1, 13,1=12,6	11,2, 11,8, 11,7=11,6	10,2, 11,5, 11,7=11,1
	250	12,6, 10,4, 11,8=11,6	11,5, 12,2, 13,4=12,4	11,3, 11,0, 10,7=11,0	10,6, 10,2, 10,3=10,4
500	10,3, 12,6, 11,2=11,4	10,9, 13,6, 10,6=11,7	9,8, 11,0, 11,2=10,7	10,8, 10,4, 9,8=10,3	
B. Temperatura otoczenia 275°C.					
Czas leżenia w godzinach	0	11,1	10,9	10,6	10,2
	1/2	13,1, 11,8, 12,4=12,4	11,4, 11,8, 12,1=11,8	11,4, 10,5, 10,8=10,9	10,6, 10,2, 10,7=10,5
	2	13,6, 11,9, 11,2=12,2	11,7, 12,2, 11,3=11,7	10,5, 11,0, 11,2=10,9	10,8, 10,3, 11,2=10,8
	4	11,3, 11,8, 11,8=11,6	10,6, 11,1, 12,2=11,3	10,9, 10,5, 11,5=11,0	11,5, 11,2, 10,3=11,0
	10	13,6, 11,5, 11,1=12,1	11,9, 13,0, 12,7=12,5	12,1, 10,2, 13,1=11,8	10,6, 10,6, 11,2=10,8
	25	12,3, 11,8, 12,5=12,2	11,4, 12,5, 12,2=12,0	12,5, 11,1, 10,9=11,5	10,3, 11,2, 11,3=10,9
	100	15,0, 13,7, 14,1=14,3	11,2, 13,1, 13,5=12,6	11,8, 12,4, 10,9=11,7	11,0, 13,3, 10,5=11,6
	250	11,7, 11,4, 16,6=13,2	15,6, 14,4, 14,1=14,7	11,9, 12,6, 12,9=12,5	14,5, 13,3, 12,9=13,6
500	15,0, 15,5, 15,2=15,2	14,0, 16,5, 12,7=14,4	12,7, 13,5, 12,6=12,9	13,2, 15,1, 13,4=13,9	
C. Temperatura otoczenia = 200°C.					
Czas leżenia w godzinach	0	11,1	10,9	10,6	10,2
	1/2	11,7, 10,0, 12,5=11,4	11,1, 10,6, 12,5=11,4	9,5, 9,6, 11,0=10,0	10,1, 9,7, 10,4=10,1
	2	11,7, 11,6, 10,6=11,3	11,4, 10,6, 11,5=11,2	12,0, 11,5, 11,8=11,8	11,9, 11,5, 12,2=11,9
	4	11,8, 11,2, 11,3=11,4	10,9, 11,7, 11,4=11,3	12,0, 11,2, 10,2=11,1	12,1, 10,7, 12,3=11,7
	10	11,6, 10,9, 11,2=11,2	11,8, 11,0, 14,1=11,9	11,6, 10,9, 11,9=11,4	10,9, 9,2, 12,8=10,9
	25	11,2, 12,4, 11,9=11,8	11,9, 11,3, 12,4=12,3	13,4, 13,2, 13,0=13,2	13,6, 12,9, 13,1=13,2
	100	12,5, 13,0, 12,8=12,8	13,3, 12,2, 13,6=13,0	13,4, 12,9, 13,9=13,4	13,4, 13,2, 14,4=13,7
	250	12,4, 12,2, 13,7=12,8	12,9, 12,8, 12,4=12,7	12,4, 13,2, 12,6=12,7	13,1, 13,5, 12,7=13,1
500	12,2, 12,4, 12,9=12,5	12,4, 13,3, 12,9 12,9	12,9, 13,2, 12,6=12,9	12,8, 13,0, 12,7=12,8	

sku o temperaturze 275° optimum nie było osiągnięte nawet po 500 godzinem leżeniu, a wcale nie było osiągnięte przez leżenie nawet 500 godz. w temperaturze otoczenia 200°.

kтора jest bliską do temperatury pary kotłów wysoprężnych) i w znacznie powolniejszym tempie dla temperatur bliskich do 200°, co odpowiada mniej więcej temperaturze pracy kotłów nisko-prężnych.

Mówiąc inaczej, termicznie ulepszony materiał niezależnie od warunków swej pracy co-

*) O teorii tego zagadnienia patrz mój artykuł „Samo-ulepszanie podczas starzenia” Przegl. Gór. Hut. 1926 str. 44.

dziennej będzie dawał oznaki swego „życia“ i to tem wyraźniejsze im wyższa będzie temperatura w której musi pracować.

§ 70. Z powyższej serii badań wyciągamy takie praktyczne wnioski. Normalny materiał małowęglisty (węgla około 0,1%) nadaje się w stanie termicznie ulepszonym do budowy kotłów niskoprężnych. Chociaż obróbka termiczna wprowadza materiał w stan nietrwałej równowagi, lecz w temperaturach otoczenia nie przekraczających 250° stan ten jest dostatecznie trwały; natomiast w temperaturach powyżej 275° C po upływie pewnego czasu zmniejszają się skutki ulepszania i materiał kruszeje. Z tego wypływa twierdzenie, że dla konstrukcji kotłów wysokoprężnych nie nadają się miękkie gatunki stali czysto węglistych, nawet termicznie ulepszone. Do tego celu stosować można jedynie stale stopowe, a przede wszystkim stale niklowe. Dla stali niklowych warunki i objawy podobnego „życia“ (to znaczy—ciągłej zmiany kruchości) są nieco utrudnione z powodu ich odmiennego charakteru (patrz § 56 i 57). Jedno można powiedzieć a priori, że domieszka niklu do miękkiej małowęglistej stali przesuwaa zakres wyraźniejszego „życia“ tej termicznie ulepszonej stali o kilkadziesiąt (a może sto i więcej!) stopni w górę. Konkretnie mówiąc, o ile takim krytycznym zakresem życia stali małowęglistych w stanie termicznego ulepszania jest temperatura 300—350°, to dla stali niklowej 3%-ej ten zakres temperatur podnosi się nieco w górę, a dla stali niklowej 5%-ej podnosi się jeszcze wyżej.

Lecz, do jakich temperatur? Odpowiedź na takie zapytanie mogą dać tylko w odpowiedni sposób przeprowadzone specjalne badania.

§ 71 — Jak widzimy z powyższego, fizyczne właściwości metali i stopów metalowych związane są w znacznym stopniu z ich budową i strukturą.

Lecz nie tylko z ich budową i z ich strukturą! *Osmond* w końcu zeszłego stulecia zauważył, że już ówczesna nauka traktowała metal jako organizm żyjący, co logicznie biorąc pociągało za sobą studja jego anatomji, czyli określenie fizycznego i chemicznego składu, jego biologji, czyli określenie wpływów obróbki mechanicznej i termicznej na jego własności; jego patologji, czyli wpływu zanieczyszczeń i wadliwości obróbki na jego stan normalny.

Metody nowoczesnych badań pozwalają wykryć nie tylko wszelkie szczegóły anatomji badanego przedmiotu, lecz również objawy jego biologji i zdobyć wskazówki co do nienormalności patologicznych. Pozostaje nam tylko uzasadnić co będziemy rozumieć przez wyrażenie „życie“ metalu.

Nie będzie ściśtem rozumienie jako definicji „życia“ jedynie tych zmian, których doznają metale pod wpływem tlenu, powietrza i innych czynników i gdzie mamy właściwie do czynienia z przejawami pewnych praw fizycznych i chemicznych. Lecz rozumiemy pod tym tajemniczym pojęciem „życia“ metali, przebiegi pewnych reakcyj o naturze fizyko-chemicznej, których kierunek jest z góry z zewnątrz określony!.. Rozumiemy tu pewne procesy odbywające się w metalach i w stopach metali i dążące do osiągnięcia najwyższego stopnia równowagi (zgniot, rekrytalizacja, starzenie, samoczynne uszlachetnianie, kruszenie stali ulepszonych termicznie w środowisku temperatur podwyższonych i t. d.) który powoduje stan bierności wewnętrznej i maksymalnej jednolitości w układzie międzyatomowym. Są to zagadnienia o charakterze biologicznym a w §§ 67 — 69 daliśmy jeden z jaskrawych przykładów przebiegu życia w metalach i stopach metalicznych.

Praca powyższa jest zbiorową: w jednej swej części kompilatywną, w większości oryginalną. Jest to odbitka artykułów umieszczonych na całą kolumnę w „Technice Ciepłej” w latach 1926 i 1927. Część oryginalną wykończono w Zakładzie Metalografii Akademii Górniczej w Krakowie. Wszystkie tabele w liczbie 32 z wyjątkiem tabeli 28 i 29 ułożono na podstawie oryginalnych badań; oryginalnych jest również 90% umieszczonych w pracy tej mikro-i makrofotografii. Rozwiązanie niektórych z pośród omówionych tu zagadnień zaproponowało Stowarzyszenie Dozoru Kociołów w Warszawie, niektóre jak n. p. poszukiwanie odpowiedniego miernika dla oceny wartości konstrukcyjnej materiału blach kotłowych, lub rozwiązanie zagadnień dotyczących: a) istoty kruchości wyżarzania, b) trwałości obróbki termicznej materiału termicznie ulepszanego w warunkach (temperatura) pracy kotła parowego, podjął autor samodzielnie. Tekst powyższej pracy ułożony został w pewnej mierze chronologicznie w miarę rozwiązywania zagadnień, z tego powodu brak może tej książce wyczerpującej kolejności. Poprawienie będzie możliwem w następnym wydaniu.

W zakończeniu tej pracy pozwalam sobie wyrazić podziękowanie Dyrekcji Stowarzyszenia Dozoru Kociołów w Warszawie, a mianowicie WSzP. Dyrektorowi inż. K. Bizańskiemu, inżynierowi okregowemu R. Biedrzyckiemu, i Przewodniczącemu Podkomisji Kotłowej prof. inż. E. Chromińskiemu za utrzymanie stałego kontaktu naukowego z Zakładem Metalografii i współpracownikom Zakładu Metalografii: adjunktowi inż. W. Łoskiewiczowi, asystentowi inż. Z. Jasiewiczowi, i asystentowi inż. T. Malkiewiczowi za techniczną pomoc w wykonaniu analiz chemicznych badania materiałów, makro-i mikrofotografii i licznych wykresów.

Wszelkie procesy obróbki termicznej wykonałem osobiście. Książka zawiera kilka przykrych omyłek druku, ważniejsze z nich umieszczamy poniżej z uprzejmą prośbą o dokonaniu poprawek przed czytaniem książki.

Autor

SPROSTOWANIA.

Strona i §	Łam	Wiersz	Wydrukowano:	Powinno być:
3—2	II	7 z góry	odgrywają one	odgrywa mangan
4—3	I	8 „	i niezależnie	i prawie niezależnie
4—3	I	13 „	podczas krzepnięcia	po skrzepnięciu
4—5	II	8 z dołu	największy	najmniejszy
6—7	II	17 z góry	rys. 4	rys. 7
6—6			Rys. 4	Rys. 4 krzywa „1“ oznacza wytrzymałość 2—granicę płynności; 3—wydłużenie; 4—twardość według Schor'a; 5 — rozpuszczalność w H_2SO_4 ,
8—11	II	23 z dołu	ponownego	powolnego
8—11	II	22 „	ogrzewania przedłużnicy czas przy 800° ziarnko znowu zwiększy swoje rozmiary	ogrzewania do 1100° lub ogrzewania przez czas dłuższy przy 800° takie ziarnko zwiększy swe wymiary
16—19	I	13 z góry	allotropowej „ $\alpha \rightarrow \gamma$ “ powodujemy	allotropowej „ $\gamma \leftrightarrow \alpha$ “ przeprowadzamy równocześnie materiał w pewien stan naprężony, co podczas pracy materiału może spowodować fatalne skutki (n. p. pęknięcia, złomy). Tego rodzaju wewnętrzne napięcia powstałe skutkiem szybkiego ochłodzenia można usunąć przez zmianę szybkości ochłodzenia i to w ten sposób, by od t-ry 400° aż do t-ur zwyczajnych zachodziło powolne ochłodzenie. Kruchość wyżarzania może być spowodowana zmianami ziarnistości materiału w stanie powolnego ochłodzenia od t-ur przemiany allotropowej „ $\gamma \leftrightarrow \alpha$ “ kiedy odbywa się
19—26	II	5 z góry	draktyki	praktyki
19—27	II	odnośnik	por. o „badaniach kruchości“, § 26, Prof. E. Chromiński. O potrzebie wyżarzania ścian kotłów parowych, Technika Ciepła, 1925, str. 102 — 102.	
23—29	I	15 z dołu	§ 23	§ 29
28—29	II	3 „	+ 10°	+ 18°
29—30	I	4 z góry	Dla ułatwienia	§ 30. Dla ułatwienia
39—43	I	17 z dołu	$5C_2H_2 + 5O_2 = 4CP_2 + 2H_2O$	$2C_2H_2 + 5O_2 = 2H_2O + 4CO^2$
39—43	II	22 „	§ 43	§ 44
39—43	II	3 „	§ 44	§ 45
40	Tabela	17 № 4	U K	UH
40	Tabela	18	patrz tablica № 14	patrz tabela 17.
43 i 49	Tabele	№№ 19 i 24	zamiast litery „z“ trzeba postawić literę „r“, co zgodnie ze znakowaniem w tabeli 14 oznacza: „r“ = próbka rozłamana.	
44—47	I	6 z góry	1217	12,17
47—51	I	4 z dołu	sfery	strefy
47—51	II	4 „	§ 5.	§ 52.
53—55	II	5 „	zniszczonych	nie zniszczonych
54—55	I	odnośnik		dotyczy rys. 96
54—55	I	17 z dołu	Heine'a — Bouer'a	Hein'a

SPIS NAZWISK

Alpeter, H	6	Jones, A	3, 10, 12, 15
Austen, Charl.	47	Körber, F	14, 51, 53, 54, 64
Archer, R	9, 14, 27	Kornaczewski, M	44
Bain, E.C	23, 27	Kothny, E	64
Bauer, O	12, 14	Le-Chatelier, H	24
Bauschinger	12	Lokomotyw, A. T	44
Biedrzycki, R	73	Luders	18, 51
Bizański, K	73	Ludwik, P	51
Bismark — Huta, A,S	50	Łoskiewicz, W	22, 73
Broer J.R.	39	Maurer E	10, 11, 14
Chromiński, E	20, 50	Mailander	12
Czochrański, J	7	Martens	34, 73
Dreyer, A	14	Neesse, H	30
Delnas H	55, 57	Oberhoffer, P	5, 30
Dejan	56	Pfeil, L. B	47
Edwards C.A	47	Pomp, A	51, 52, 54, 64
Feszczenko — Czopiński	7, 9, 27, 29	Reinhold	62
Felser	4	Siebel E	54, 52, 53
Fettweis	13	Steed	16
Fitzner W, Gamper K.A.T.	50	Straus, B	51
French H. J.	62, 64	Sykes	5
Freund A.G.	00	Sanvageot	55, 57
Fry	18, 53	Simidu	66
Goerens P.	10, 13, 54, 62, 65, 66	Szumowski, A	41
Griffith, W. T.	12, 16	Szulz, E	54
Greaves R.H.	9, 10, 12, 15	Talbot	4
Grenet	56	Tritton, F.S	30
Händler, H.	54	Turner, T.H	18
Hartmann	51	Wüst, F	4
Hanson D	30	Werner, M	51, 53
Heyn, E.	18, 45	Wimmer, A	30
Jasiewicz, Z	73	Ziamba	50
Jacob, M	66, 67		
Jeffries, Z	9, 14, 27		
Jevons D	18		

S p i s r z e c z y.

	Str.
BLACHY KOTŁÓW PAROWYCH.	3
Ogólne uwagi — § 1. Wpływ zanieczyszczeń — § 2. Niejednorodność bloku — § 3 — 4. Wpływ obróbki mechanicznej na gorąco § 5 i 6. Wpływ obróbki na zimno. Siatka przestrzenna „ α ” i „ γ ” żelaza Płaszczyzny poślizgów. Zasada umocnienia—§ 7—9. Rekrytalizacja i rozrastanie się ziaren—§ 10—12.	
WYTRZYMAŁOŚĆ BLACH KOTŁOWYCH W TEMPERATURACH POKOJOWYCH I BLISKICH DO NICH .	10
Zmiana właściwości mechanicznych materiału blach kotłowych w zależności od zmian temperatury otoczenia — § 13. Kruchość w temperaturze niebieskiego nalołu. Kruchość na zimno i na gorąco — § 14. Starzenie — § 15 — 16.	
RYSY W MATERJALE BLACH KOTŁOWYCH I PRZYCZYNY ICH POWSTAWANIA.	14
Napężenia wewnętrzne w materiale kotła parowego — § 17. Wrażliwość miękkiej stali na zmiany temperatur w granicach t-ur zwyczajnych — § 18. Kruchość wyżarzenia — 19. Kruchość kaustyczna — § 20. Wpływ korozji — § 21. Mechanizm powstawania rysy — § 22. Charakter przebiegu rys i posuwanie się ich w głąb materiału — § 23. Zastosowanie zjawisk rekrytalizacji do wykrycia zmian naprężeń obciążających brzegi rys — § 24. Sposoby wykrycia naprężeń — § 25. Metody badań materiału blach kotłowych — § 25.	
JAKĄ POWINNA BYĆ OBRÓBKĄ TERMICZNĄ BLACH KOTŁOWYCH	19
Wahania w wartościach Q, R, A, C, U i H w jednym i tym samym materiale w zależności od obróbki termicznej — § 27. Układ metalograficzny materiału blach kotłowych. Charakter przebiegu rys w materiale kotłów parowych — § 28. Przemiana allotropowa „ γ ” — „ α ” w żelazie, znaczenie jej i istota obróbki termicznej żelaza i stali. Istota ulepszania termicznego — § 29 — 31.	
TRWAŁOŚĆ SZWU SPAWANEGO W ŁUKU ELEKTRYCZNYM	29
Istota spawania elektrycznego. „Właściwy” szew spawania i „rzeczywisty” szew spawania. „Widoczna” granica spawania i „istotna” granica spawania. Zawartość we szwie tlenu i azotu i wpływy tych pierwiastków na wytrzymałościowe właściwości szwu — § 32 — 33. Niejednorodność szwu — § 34. Mechaniczne właściwości szwu. Ulepszanie szwów drogą obróbki termicznej — § 35 — 41. Stopień ulepszenia szwu drogą obróbki termicznej i stopień osłabiania blachy kotłowej przez szew spawania—§ 42.	
TRWAŁOŚĆ SZWU SPAWANEGO ACETYLENEM.	39
Istota spawania acetylenowego. Granica spawania — § 43. Mechaniczne właściwości szwu i skutki ulepszania go drogą obróbki termicznej — § 44 — 46. Wady szwów spawanych acetylenem — § 47.	
TRWAŁOŚĆ SZWU SPAWANEGO GAZEM WODNYM.	46
Istota spawania gazem wodnym — § 48 — 49. Granica spawania. Wygląd granicy spawania pod wpływem rekrytalizacji — § 50 — 51. Wytrzymałościowe właściwości szwu spawanego gazem wodnym — § 52.	
OGÓLNE WNIOSKI O SZWIE SPAWANIA	50
O LINJACH PŁYNNOŚCI NA BLACHACH KOTŁA PAROWEGO, PRZYCZYNY ICH POWSTAWANIA I ZWIĄZEK Z POWSTAJĄCEMI RYSAMI	51
Sposoby wykrycia figur i linii płynności (linij działania sił) na powierzchni kotła parowego; rola ich przy powstawaniu wyżarć i rys. — § 54 — 55. Przyczyny powstawania rys. — § 56.	
O TECHNOLOGICZNEJ WARTOŚCI PRÓB HARTOWALNOŚCI MATERJAŁU BLACH KOTŁOWYCH	55
Teoria hartowalności miękkiego żelaza — § 57. Badania hartowalności — § 58. Celowość zastosowania prób hartowalności — § 59.	
O WARUNKACH TECHNICZNYCH DLA MATERJAŁU BLACH KOTŁOWYCH	58
Granice wahań we właściwościach mechanicznych materiału blachy kotłowej o stałej twardości Brinell'a = 111 kg./ ² w razie zastosowania do niej różnej obróbki termicznej. Wartość technologiczna stosunku Q:R, wzorów R+2A i R+6A — § 60. Stosunek H:Q jako liczba charakterystyczna dla oceny technologicznej i konstrukcyjnej wartości materiałów stalowych — § 61. Zmiany właściwości mechanicznych materiału blach kotłowych w zależności od zmiany temperatury otoczenia — 62. Zastępcze ulepszanie — § 63.	
O MATERJALE DLA KOTŁÓW WYSOKOPRĘŻNYCH	63
Stale o zwiększonej zawartości węgla. Stale niklowe — § 64. Stale nie podlegające starzeniu — § 65. Stale krzemowe — § 66. Przewodnictwo cieplne materiałów — § 67.	
TRWAŁOŚĆ OBRÓBKĄ TERMICZNĄ MIĘKKIEJ MAŁOWĘGLISTEJ STALI	67
Optimum ulepszania. Straty ulepszania materiału w temperaturach pracy kotła parowego — § 68 — 69. Wnioski — § 70 — 71.	
S ROSTOWANIA	74
SPIS NAZWISK	75
SPIS RZECZY	76



BIBLIOTEKA
GŁÓWNA



AKADEMII
GÓRNICZO
HUTNICZEJ

41868

Nie

wypożycza się

NZB

12672