

VYSOKÁ ŠKOLA STROJNÍ A TEXTILNÍ V LIBERCI

ŠKODA n. p. PLZEŇ



Kandidátská disertační práce

O B S A H

Strana

Obecní kandidátské disertační práce z hlediska potřeb n. p. SKODA PLZEŇ	1
Obecné znalosti o dané problematice	4
Ochranný materiál použitý pro metalizaci, důvod jeho volby a ověření vlastností ochranných vrstev	6
3.1 Úvod	6
3.2 Koroze - ochrana proti korozi	6
3.3 Zkoušky různých povrchových ochranných vrstev v n.p. SKODA	9
Teoretický rozbor vlivu nametalizované hliníkové vrstvy na vlastnosti základního materiálu, sva- řového kovu a spoje	16
4.1 Úvod, základní teoretické úvahy o vlivu sva- řování na vlastnosti základního materiálu, svařového kovu a spoje	16
4.2 Základní teoretické úvahy o stárnutí ocelí ..	22
4.3 Přídavný vliv nametalizované hliníkové vrst- vy na vlastnosti základního materiálu, sva- řového kovu a spoje	27
4.31 Přídavný vliv nametalizované hliníkové vrstvy na metalurgické děje při tavbě svařování elektrodami a z toho vyplýva- jící změny vlastností svařového kovu a spoje	28
4.311 Základní teoretické úvahy o meta- lurgických dějích při tavbě sva- řování elektrodami	28
4.312 Vliv nametalizované hliníkové vrst- vy na ionizaci elektrického oblou- ku	30
4.313 Vliv nametalizované hliníkové vrst- vy na dezoxidační a krystalizační tavné lázně /velikost zrna/ a stár- nutí svařového kovu	31

4.314 Vliv nametalizované hliníkové vrstvy na vznik nových fází v přechodové oblasti svaru	39
4.32 Přídavný teplotní vliv nametalizované hliníkové vrstvy na stárnutí základního materiálu a svařového spoje	46
4.4 Návrh zkoušek pro ověření správnosti teoretických údajů	54
Experimentální část kandidátské práce	55
5.1 Použitá technologie metalizace pro zkoušky	55
5.2 Hlavní technické údaje použitého ochranného materiálu	55
5.3 Strukturální složení nametalizované hliníkové vrstvy	56
5.4 Základní materiál použitý pro zkoušky	57
5.5 Přídavný materiál použitý pro zkoušky	61
5.6 Změna mechanických vlastností svařového kovu vlivem nametalizované hliníkové vrstvy	65
5.7 Změna mechanických vlastností svařového spoje vlivem nametalizované hliníkové vrstvy	73
5.71 Roznostní zkoušky svařových spojů	75
5.72 Zkoušky vrtavé houževnatosti svařového spoje	78
5.73 Ohybové zkoušky svařového spoje	84
5.74 Průběh tvrdosti svařového spoje	86
5.75 Návarová zkouška ohybová	91
5.76 Návarová zkouška rázová	96
5.77 Tržné zkoušky	101
5.8 Metalografické vyhodnocování a chemický rozbor svařových spojů	106
5.9 Podrobné ověření vlastností přechodové oblasti svařový kov - základní materiál	131

5.91	Ověření mechanických vlastností	131
5.92	Metalografický rozbor optickou a elektro- neovou mikroskopii	137
5.93	Elektronová difrakce, identifikace disperzního precipitátu	133
5.94	Rozložení nečistot, vrástek ve svařovém kovu	134
10	Ověření přídavného teplotního vlivu namota- vané hliníkové vrstvy na stárnutí základního materiálu a svařového spoje	136
5.101	Teploty dochované na povrchu základního materiálu při různých tloušťkách namota- vané vrstvy	136
5.102	Ověření přídavného teplotního vlivu na- tavení na stárnutí základního materiá- lu a svařového spoje	131
11	Rozbor dosažených výsledků a závěry	197
oprava materiálu a technologie svařování navržené základě zkoušek		201
užitá literatura		202

V souvislosti s odevzdáním této kandidátské disertační práce považuji za svou milou povinnost poděkovat svému šéfovi n. p. prof. Ing. Josefu Ditlevi CSc. za odborné vedení ke studiu, za cenné rady při zpracování této práce.

Rovněž chci poděkovat vedení n. p. ŠKODA Plzeň za poskytnutí možnosti zvýšit si touto cestou svoji kvalifikaci, za umožnění provést experimentální zkoušky.

Dále bych chtěl poděkovat doc. Ing. Václavu Pilcovi DrSc., Františku Janděšovi CSc. z Ústředního výzkumného a zkušebního ústavu n. p. ŠKODA za cenné rady při konzultaci dílčích problémů a při zpracování závěrečné práce.

Závěrem bych chtěl poděkovat s. Čadkovi z Oázeru zveřejněné analýze a ss. Vysrálovi a Světlíkovi z Ústředního výzkumného a zkušebního ústavu n. p. ŠKODA za zajištění a provedení měření.

el kandidátské disertační práce z hlediska potřeb
p. ŠKODA

=====

eliosvětovým projevem soudobého rozvoje techniky je snaha
imální hospodárnost a snižování vlastních nákladů výroby.
tšími položkami nákladů jsou materiál a mzdy, např. v n.p.
Plzeň činí náklady na materiál cca 41 %, mzdy 40 % z cel-
h nákladů na výrobu /11/. Tyto uvedené údaje nám jasně uká-
cesty, kterými je nutno se ubírat, má-li se dosáhnout nej-
ch ekonomických výsledků v našem národním hospodářství -
it se na úspory materiálu a mezd /pracnosti/.

Cestou nastoupenou v n.p. ŠKODA Plzeň, vedoucí k dosažení
atných úspor materiálu, je přechod z odlitků a výkovicí na
nce ve všech ekonomicky výhodných případech. Řada konstruk-
kte navržených přinesla úspory materiálu v rozsahu 25 - 55 %
i variantě lité /11 - 14/.

Ve druhé fázi boje za hospodárnost výroby, soustřeďují se
vníci podniku přímo na oblast svařovaných konstrukcí, na
ní snížení pracnosti a vlastních nákladů při jejich výro-
ledají možnosti úspor nejen ve vlastním svařování /automa-
e svařetských prací, použití nejvhodnějších způsobů svařo-
apod./, ale i v přípravných a dokončujících fázích výroby
nů /výroba detailů svařenců řezáním kyslíkem na moderních
kových řezacích strojích řezných fotoelektricky s využitím
hořáků současně, moderní výroba návarových hran speciálními
i např. typu Trumpf, Pullmax, použití výlisků, konečné povr-
ě úpravy svařenců apod./.. Tyto fáze výroby, jako možný zdroj
r pracnosti a výrobních nákladů, byly dosud opomíjeny, byla
ána hlavní pozornost jednotlivým svařeckým technologiím.
lasti vlastního svařování jsou většinou již rezervy úspor
rpány, ale jsou stále ještě právě v oblasti přípravných a
dávajících fází výroby svařenců. Nejlépe se možnosti úspor
dnutlivých fázích výroby svařenců objevily při úpravě
jektu centrální svařovny n.p. ŠKODA Plzeň, kdy byl komplexně
ován, po technické a organizační stránce řešen celý výrobní
svařence. Práce v tomto oboru ukázaly, že takový komplexní
tup k řešení výroby musí přinést maximální snížení pracnos-
výrobních nákladů /11/.

Jako jeden důležitý technický problém vyvstal požadavek ře-
otázku vhodné povrchové ochrany plechů a profilů:

ed svařováním,
nem průběhu výroby svařence,
svaření jako vhodné základní povrchové úpravy před koneč-
a nátěrem.

lechlost sortimentu svařenců, ovlivněná velkým množstvím různých oborů v podniku přinesla různorodost požadavků na řádné povrchové úpravy. Proto byla v Odboru rozvoje techniky, odd. výzkum a technologie svařování, ověřována vhodnost různých povrchových úprav polotovarů i hotových svařenců s ohledem na technické a ekonomické požadavky jednotlivých etap výroby a využití konstrukcí. Účelem úkolu bylo navrhnout takovou ochranu ochrany plechů a profilů pro výrobu svařenců, která by byla následující hlavní technické a ekonomické požadavky:

1. zajišťovala skladovatelnost plechů pod přístřeškem po dobu 2 roku, aniž by došlo k rezivění, aby odpadlo čištění před zpracováním plechů /výroba polotovarů řezáním kyslíkem apod./

2. byla účinná i během celého průběhu výroby svařence, aby nebylo zapotřebí provádět čištění zrezivělých hotových svařených konstrukcí před konečnou povrchovou úpravou - nátěrem.

3. umožnila by případně vynechání základování pod konečný nátěr, který by se prováděl přímo na ni.

4. navržená povrchová úprava musí vyhovět z hlediska dobré přilnavosti konečného nátěru.

5. aby bylo možno použít této ochrany v některých případech jako náhradní povrchové úpravy. Musí proto navržená povrchová úprava splňovat požadavky vzhledové a kvalitativní, kladené na povrchové úpravy. Z tohoto důvodu je nutná její maximální životnost a dlouhodobá odolnost vůči korozi. Tato podmínka je zvláště aktuální u složitých svařenců, kde je řada míst, kam je obtížný přístup při konečné povrchové ochraně konstrukce, členité svařence apod./.

6. čištění hotových svařenců by ji nemělo znehodnotit, aby nebylo zapotřebí provádět nákladné čištění před konečnou povrchovou úpravou nátěrem.

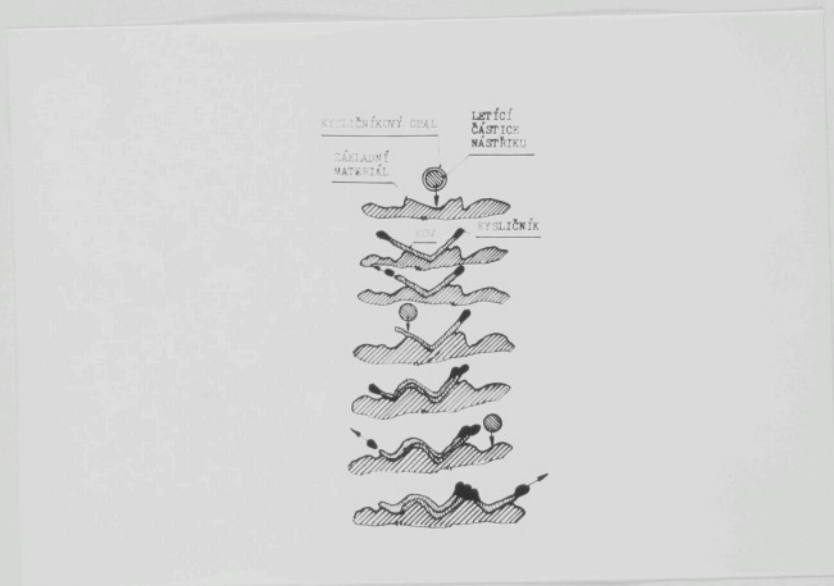
7. navržená povrchová úprava nesmí být zábranou pro další technologické zpracování, nesmí ani podstatně zhoršovat ekonomii z ní následujícími použitými technologiemi. Musely být proto ověřeny vlastnosti plechů s navrženou povrchovou úpravou při dalších jejích zpracování: řezání kyslíkem, tvarování, svařování, rovnání plamenem, žihání apod./19; 30/.

8. navržená povrchová úprava musí být ekonomicky únosná, nesmí přinášet podstatné zvýšení nákladů.

9. při svařování musí být hygienicky nezávadná pokud se týče vznikajících škodlivin, výparů, kouřů apod.

Vlivem kinetické energie částice dojde při dopadu k její deformaci. Kinetická energie závisí na rychlosti částice a její váze. Podle stavu kysličnickového obalu, podle toho, zda je tekutý nebo tuhý, dojde rovněž k různé deformaci částice při dopadu.

Na obr.1 je naznačeno schéma tvoření vrstvy při metalizaci.

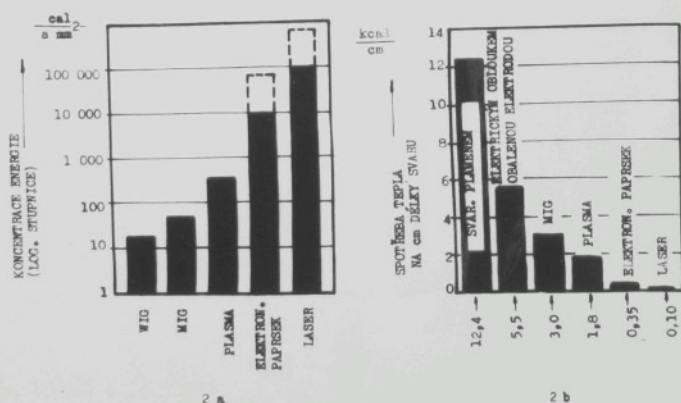


Obr. 1 - Schéma tvoření vrstvy při metalizaci

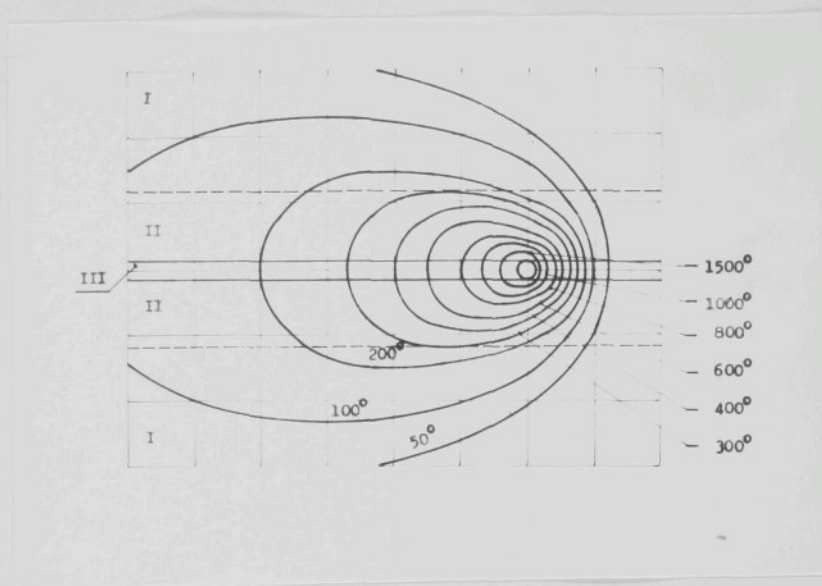
svařovaných konstrukcí vyplynulo, že poruchy jsou způsobené únavou hlavně v místech koncentrátů napětí při provozu za nízkých teplot. K poruchám dochází vlivem nevhodně navržených nebo dimenzovaných konstrukcí, nevhodné technologie svařování /otáčka vrubů, vad, přídavného materiálu atd./ a nevhodné volby základního materiálu. S ohledem na základní materiál je nutno brát v úvahu pevnostní hodnoty, hodnoty vrubové houževnatosti za normální a provozní teploty, hodnotu vrubové citlivosti materiálu a rovněž náchylnost ke zpevnění a zkrěnutí vlivem deformačního stárnutí.

Z uvedeného je vidět, že svařováním se vlastnosti základního materiálu podstatně mění, hlavně: struktura, pevnost, plasticita atd. Ke změnám dochází vlivem:

- a/ Teplotního účinku, vyvolaného zdrojem tepla použitého při svařování. Rozsah působení tohoto závisí na druhu použité technologie, neboť jednotlivé svařečské způsoby se podstatně liší intenzitou teplotního účinku /např. elektrický oblouk, plazma, elektronový paprsek atd./. Velkou úlohu zde hraje koncentrace tepla, která jak je vidět z obr. 2a, je u některých nových způsobů velká.



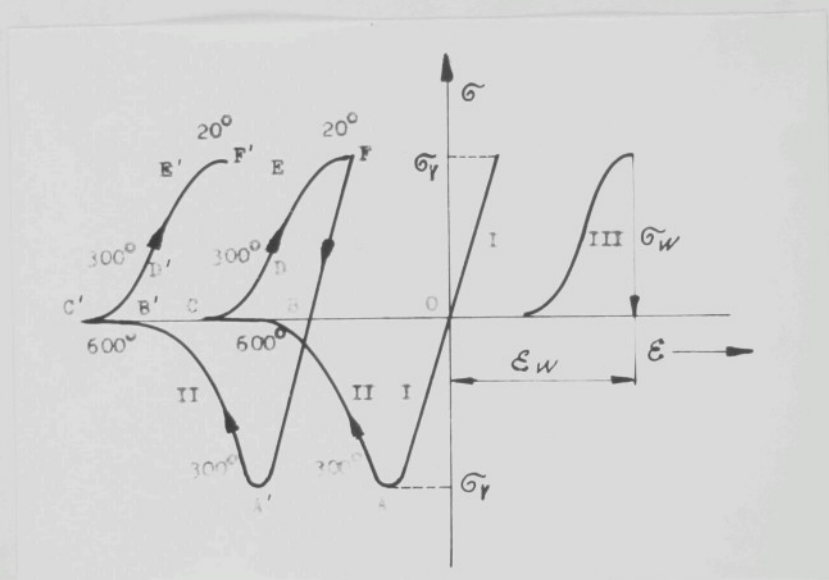
Obr. 2 - Koncentrace a spotřeba tepla při různých



Obr. 3 - Oblasti tepelně deformačního ovlivnění
svarového spoje

- Oblast I, což je přibližně ta část základního materiálu, kde teplota nepřesáhla 300°C a došlo zde k elastické deformaci materiálu.
- Oblast II, zde materiál byl zahřát nad teplotu 300°C .
- Oblast III, svarový kov, kde bylo dosaženo teploty tavení.

Prof. W. Soete /53/ vyjádřil vztah mezi napětím a přetvořením těchto oblastí na $\sigma - \epsilon$ diagramu, obr. 4.



Obr. 4 - Vztah napětí - přetvoření v jednotlivých tepelně ovlivněných oblastech svarového spoje /I-III/

Napětové poměry v oblasti I vychází z Hookova zákona. V některých částech materiálu je tahové napětí, v jiných tlakové, ve formě vnitřních pnutí.

Poměry napětí - přetvoření v oblasti II jsou graficky znázorněny v diagramu $\sigma - \epsilon$ na obr. 4. Při ohřevu během svařování se materiál stlačuje podle čáry OABC, přičemž teplota v bodě A je okolo +300°C.

Mez kluzu klesá a v blízkosti bodu B se začíná objevovat plastické přetvoření tlakem, což odpovídá přibližně teplotě 600°C , kdy je mez pružnosti zanedbatelně malá. Po dobu chlazení se pak materiál přetváří tahem podle čáry CDEF, přičemž teplota v blízkosti bodu D klesla na teplotu 300°C . Materiál v bodě E opět získává svoji pevnost, dosahuje meze kluzu v tahu a začíná se plastická deformace za studena podle čáry EF. Z diagramu je zřejmé, že tato tepelně ovlivněná oblast je při ohřevu a chlazení vystavena tlaku a tahu při různých teplotách. Konečný stav napětí a přetvoření reprezentuje bod F, z čehož se dá pak usuzovat, že tato tepelně ovlivněná oblast je materiál deformovaný tlakem a pak tahem, při kterém se odbourají plastickou deformací špičky tahového napětí. Při vícevrstevném svaru přechází materiál vícenásobné podobné cykly A B C D E F /obr.4/. Tato střídavá deformace tlakem a tahem způsobuje pak známé deformační stárnutí, jak bude podrobně popsáno v další části této kapitoly.

Poměry napětí - přetvoření v oblasti III jsou graficky znázorněny čarou III, z čehož je zřejmé, že i tento materiál podléhá výraznou plastickou deformaci.

Pro výsledky svařování je důležitá také oblast částečného natavení v rozhraní svarový kov - základní materiál. V důsledku rychlého ochlazování nemůže totiž dojít k řádnému a pravidelnému rozložení jednotlivých složek taveniny, která je pak na některé složky s nižší teplotou tavení bohatší vlivem jen částečného natavení v této oblasti. Zde dostáváme oblast chemicky velmi nestejnorožou, obsahující řadu nečistot, bohatou na některé složky, oblast, jejíž vlastnosti podstatně ovlivňují vlastnosti svarového spoje.

Vlivem dříve popsaného tepelně deformačního účinku svařování dochází k změnám mikrostruktury a mechanických vlastností ocelí v oblasti sousedící se svarem a v přechodové zóně. Vlastnosti svarem ovlivněných oblastí se liší podle typu řázových přeměn, eventuálně precipitačních procesů, vyvolaných svařováním a též v důsledku lokálně koncentrovaných napětí vytvořených svařovacím tepelným cyklem /32/. Dochází k tzv. stárnutí materiálu, což je velmi důležitá otázka zvláště u typu ocelí zvolených v našem případě pro zkoušky /neuklídněná, nízkouhlíkatá ocel/. Proto bude nutno tomuto v dalším věnovat zvýšenou pozornost.

Pokud se týče vlivu druhých interstitiálních prvků, tj. kyslíku a uhlíku na stárnutí, vyplývá ze zkoušek prováděných doc. Ing. Hrivnákem CSo /44/ :

Kyslík tvoří v celém intervalu teplot stabilní kysličníky. S ohledem na známou velkou afinitu kyslíku k uhlíku, železu, křemíku a některým dalším prvkům s ohledem na možnost tvorby kysličníků v celém intervalu teplot od likvidu až po nízké teploty nedá se předpokládat, že by nějaká část kyslíku zůstala ještě v intersticiálním tuhém roztoku.

Uhlík má o mnoho větší rozpustnost v austenitu než ve ferritu. Při přeměně $\gamma \rightarrow \alpha$ tvoří karbid železa - cementit Fe_3C . Dá se předpokládat, že část uhlíku zůstane i po přeměně $\gamma \rightarrow \alpha$ intersticiálně rozpuštěna v α železe. Protože se dokázalo, že dusík a uhlík mohou z tuhého přesyceného roztoku železa precipitovat při nízkých teplotách ve formě hexagonálních ϵFe_3N a ϵFe_3C , které mohou v sobě rozpouštět určité množství uhlíku, resp. dusíku, je předpoklad účasti uhlíku na dříve popsaném stárnutí. Když převládá v tuhém roztoku α železa intersticiální uhlík nad dusíkem, dusík netvoří vlastní fázi, ale vstupuje do ϵFe_3C a nebo opačně uhlík vstupuje do ϵFe_3N , má-li převahu dusík.

Časovou závislost vyprecipitovaného množství přísady v železe za dobu t lze vyjádřit tzv. Wertovým a Zenerovým vzorcem (49) :

$$W = 1 - e^{-\left(\frac{t}{\tau}\right)^n}$$

- W poměr vyloučených atomů k počtu atomů schopných precipitace
- τ časová konstanta, zahrnující koeficient difuze a další faktory pochoodu /počáteční koncentrace, teplota stárnutí/
- n závisí na tvaru precipitující částice, pro kulový tvar $n = \frac{3}{2}$, pro diskový tvar $n = \frac{5}{2}$

Celkově lze shrnout vliv na velikost změny mechanických vlastností tak, že hlavně záleží na:

- a/ typu, tvaru a koncentraci precipitátů /N, C/ v mřížce železa α
- b/ poměru $\frac{N}{C}$
- c/ hustotě a uspořádání mřížkových poruch.

Ze všech poznatků dříve uvedených je zřejmý maximální vliv dusíku na stárnutí. Předpokládá se, že obsah dusíku 0,001 - 0,002% je hranicí, kdy ještě ke stárnutí nedochází /44/.

Při tomto průběhu stárnutí ale nedojde k uspořádání celého tuhého roztoku dusíku v α železe /což je zřejmé i z Wertova a Zenerova vzorce/, ale jen jeho část, která odpovídá množství příčkových poruch, které mohou vázat precipitát. Když se pak nějakým vnějším zásahem, např. deformací vnese do materiálu dostatečný počet nových poruch /dislokací/, může proces uspořádávání nitridové fáze pokračovat. Tím se dostáváme, s ohledem na mechanismus a příčiny vzniku, k dalšímu druhu stárnutí, tzv. deformačnímu.

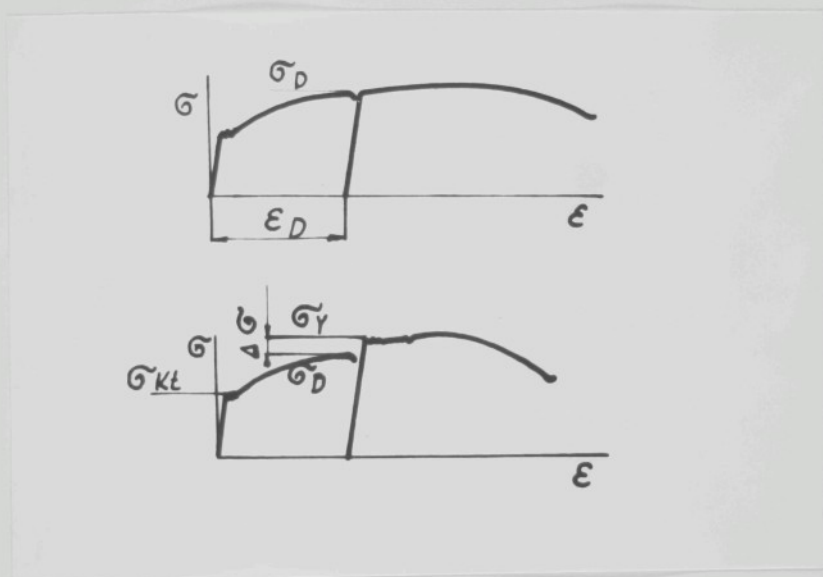
b/ Deformační stárnutí

Tento druh stárnutí je způsoben interakcí mezi volnými dislokacemi vytvořenými v oceli plasticou deformací za studena a atomy přísady interstiticky rozpouštěnými v mřížce feritu a difundujícími během stárnutí k dislokacím. V tepelně ovlivněné oblasti základního materiálu dochází, jak bylo dokumentováno v úvodní části této kapitoly k deformačním pochoďům. V oblasti ovlivněné teplotami mezi A 1 - A 3 deformací do 3 %, v oblasti ovlivněné teplotami mezi A 1 - A 3 deformací do 10 %, v oblasti svaru, kde je velký odvod tepla lze předpokládat plastické přetvoření minimálně 10 %, spíše více /31/. Podle současných názorů /8/ dochází během deformačního stárnutí k segregaci interstiticky rozpouštěných atomů dusíku a uhlíku na dislokacích, k tvorbě tzv. Cottrellových atmosfér a v konečné fázi ke vzniku precipitátu na dislokačních liniích. Lžřítkem velikosti stárnutí je opět změna mechanických vlastností - hlavně zkřehnutí materiálu. Plastická deformace je podmíněna vznikem a pohybem volných dislokací. Majou-li v materiálu volné dislokace, schopné skluzového pohybu, má ocel sníženou přetvárnou schopnost.

Deformační stárnutí právě podstatně ovlivňuje a snižuje možnost pohybu dislokací, dvojnásobem:

- a/ Vlivem tváření za studena se zvýší o několik řádů hustota dislokací v materiálu a tím se vytvoří četné překážky pro pohyb volných dislokací, čímž se znesnadní plastická deformace - dojde ke zkřehnutí materiálu.
- b/ Vlivem vlastního stárnutí po deformaci, tj. obsazením dislokací atomy dusíku a uhlíku vyprecipitovaných z feritu. Během stárnutí po deformaci dochází difuzí k hromadění atomů dusíku v dislokacích, k vytvoření shluků /atmosfér/ interstiticky rozpouštěných atomů. Tímto se brání dislokacím v pohybu, dojde k tzv. zakotvení dislokací. Atomy se hromadí, ale také na hranicích zrn, hranicích oizích částic a hmoty tuhého roztoku. Tato hranicní místa pak fungují jako zdroje nových dislokací. Nová plastická deformace při zatěžování nastává pohybem těchto nových dislokací. K vytvoření čerstvých dislokací a k dovilení další

protlačit seskupením dislokací zakotvených během stárnutí shluky interstiticky rozpuštěných atomů /32, 48, 49, 50/ respektive k uvolnění zakotvených dislokací a shluků, je třeba větší přetvárné síly. Tímto druhem stárnutí dojde k zpevnění materiálu a jeho zkřehnutí. Zpevnění lze vyjádřit např. zvýšením meze kluzu ke kterému dochází vlivem deformačního stárnutí /obr.5/.



Obr. 5 - Zpevnění materiálu vlivem deformačního stárnutí

Velikost zpevnění lze vyjádřit vzorcem:

$$\Delta\sigma = \sigma_Y - \sigma_D$$

- σ_D napětí potřebné pro vyvození plastické deformace, která vyvolala deformační stárnutí.
- σ_Y napětí potřebné na vyvození plastické deformace po stárnutí /mez kluzu po stárnutí/.

4.31 Přídavný vliv nametalizované hliníkové vrstvy na metalurgické děje při tavném svařování elektrodami a z toho vyplývající změny vlastností svarového kovu a spoje

4.311 Základní teoretické úvahy o metalurgických dějích při tavném svařování elektrodami

Metalurgie obloukového svařovacího procesu má svoje zvláštnosti:

- kontinuálnost svařovacího procesu
- vysokou intenzitu reakcí
- krátkou dobu trvání reakcí.

Kontinuita svařovacího procesu je v tom, že během trvání elektrického oblouku mezi základním materiálem a koncem elektrody dochází k neustálému přechodu svarového kovu v kapkách do tavné lázně. V každém okamžiku svařování probíhají současně všechny metalurgické děje svařovacího procesu. Z toho vyplývá, že tu nedochází k homogenizaci v celém objemu taveného kovu, ale jen v mikroobjemech /64/.

Vysoká intenzita metalurgických reakcí v elektrickém oblouku je vyvolána hlavně vysokou teplotou a velkým reakčním povrchem mezi kovem a struskou. Metalurgické reakce svařovacího procesu probíhají převážně v mikroobjemech drobných kapek. Tyto tzv. mikrometalurgické reakce se vyznačují tím, že probíhají ve velmi krátkém časovém intervalu a nedochází tu k rovnovážnému stavu reakcí mezi kovem a struskou.

Pouze existující přebytek strusky a v ní nadměrné množství intenzivně reagujících složek, může zabezpečit zvýšenou čistotu svarového kovu i v krátkém časovém intervalu.

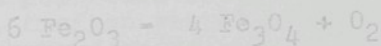
Působení nametalizované hliníkové vrstvy na metalurgické děje při svařování, bude velmi podstatně ovlivněno právě dříve uvedenými zvláštnostmi.

Při úvahách o metalurgických dějích při svařování, musíme vzít ještě v úvahu druh použité elektrody s ohledem na její obal.

Jako přídavného materiálu bude použito obou základních druhů elektrod: s obalem bázeickým /E 44.83/ a s obalem kyselým /E 44.72/. Chceme tím ověřit vlastnosti svarového kovu ovlivněného nametalizovanou hliníkovou vrstvou a ukladněného /bázeická elektroda/ a svarového kovu neukladněného /kyselá elektroda/. Je všeobecně známo, že ať lze dostat u obou elektrod svarový kov obdobných fyzikálně chemických vlastností, má druh obalu podstatný vliv na další speciální vlastnosti svarového kovu, např. na odolnost proti křehkému porušení.

Teplota oblouku hořícího mezi elektrodou a základním materiálem je při použití proudu 250 - 280 A cca 5500 až 5900°C /54/. Se zvětšujícím se proudem roste i teplota. Při těchto vysokých teplotách svařování dochází k změnám ve svarovém kovu.

Roztavený kov je okysličován působením kyslíku ze vzduchu a kyslíku, který je při vysoké teplotě oblouku uvolňován ze rozkladu vyšších kysličníků obsažených v obalu elektrod na kysličníky nižší např. podle rovnice:



Dochází pak k spalování prvků např. uhlíku, křemíku, manganu. Nejprve dochází k spalování uhlíku a vznikající kysličník uhelnatý probublává lázní, působí její silné vrhání a rozstřík kovu.

Přechod kyslíku a kysličníků do svaru se snažíme maximálně omezit. A zde sehrávají rozhodující úlohu odkysličovačla obsažená v obalu elektrod, působení roztavené strusky na kov. Podle druhu obalu je průběh dezoxidační rozdílný:

- a/ Kyselé obaly: patří do skupiny elektrod s obaly s kysličníky železa. Jsou tavitelné vyššími proudy. Odkysličování se provádí hlavně feromanganem.



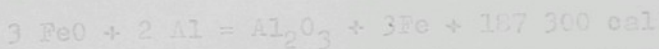
Vzniklý kysličník manganatý je ve svarovém kovu nerozpustný a přechází do strusky. Při dezoxidační manganu, tento reaguje velmi pomalu a dochází ale ještě také současně k reakci s uhlíkem:



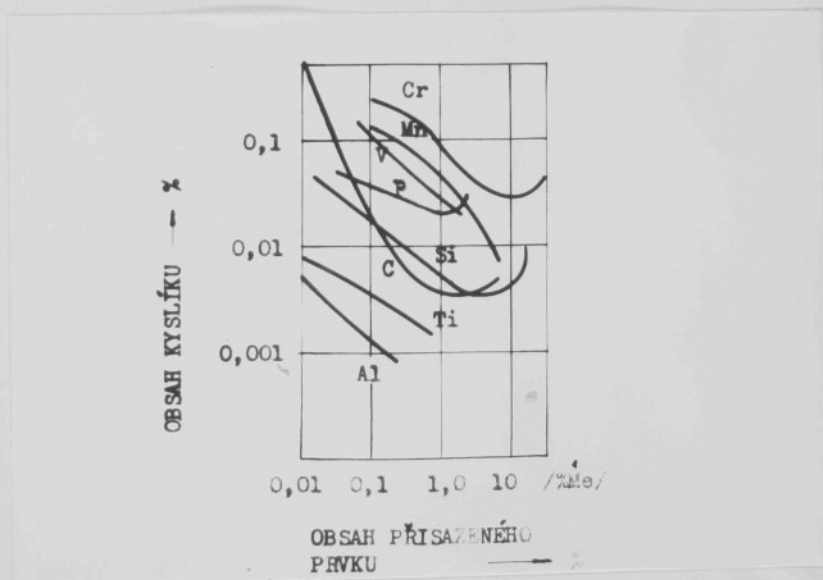
a tato reakce probíhá ještě při tuhnutí. Vznikající CO z větší části uniká, ale je možnost vzniku porů /obdobu neukladněné oceli/.

4.313 Vliv nametalizované hliníkové vrstvy na dezoxylaci a krystalizaci tavné lázně /velikost zrn/ a strukturu svarového kovu

Jak je zřejmé z obr.6 je hliník velmi dobrým dezoxidačním prostředkem. Dezoxydace probíhá podle rovnice:



Jde tedy o exotermickou reakci, při které vzniká teplo a produktem je kyslíčnan hliníkový Al_2O_3 .



Obr. 6 - Dezoxidační schopnost jednotlivých prvků při 1600°C

Zkouškami bylo zjištěno, že malé přídavky hliníku při dezoxydaci oceli mají vliv na velikost zrna a mechanické vlastnosti. Bern a Koch provedli řadu zkoušek a dokázali, že zmenšení zrna a zvýšení meze pružnosti jsou způsobeny sloučením hliníku, ale nikoliv toho podílu hliníku, který zůstane v oceli ve stavu kovovém, tedy jako legující přísada /67/. Hlavní vliv má Al_2O_3 a nitridy hliníku.

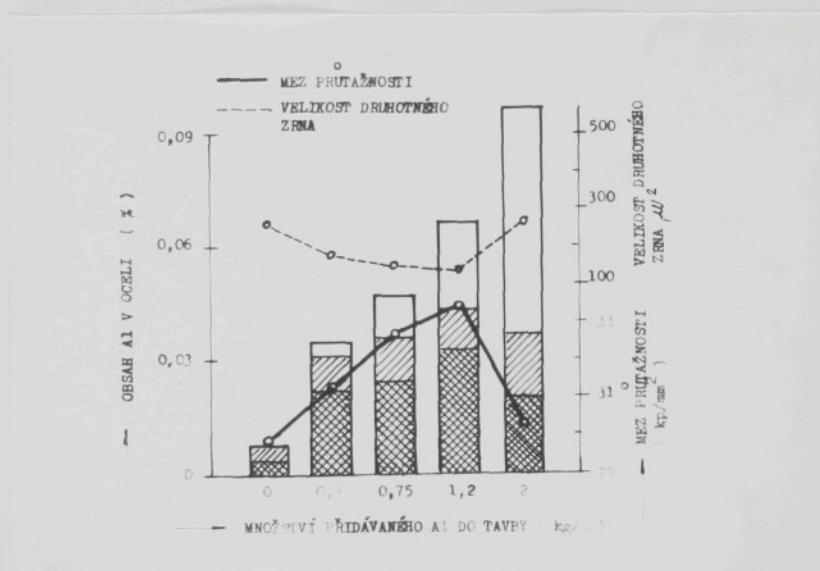
Při dezoxydaci vznikající Al_2O_3 je v oceli rozptýlen ve formě vměstků. Rovněž tak nitridy hliníku /AlN/. Pokud jsou tyto ve svaru v submikroskopické formě, působí na sjednocení struktury svarového kovu příznivě, neboť tvoří jádra krystalizace. Přeměna taveniny v tuhou fázi neprobíhá totiž v celé hmotě najednou. Začne v řadě míst vytvoření krystalizačních zárodků /nukleací/. Pro průběh krystalizace je důležitý počet krystalizačních zárodků, který vznikne v jednotce objemu taveniny za jednotku času. Tyto zárodky mohou vznikat přímo z taveniny vlivem kolísání teploty a energie - tzv. homogenní nukleace. Rychlost tvorby a růstu zárodků závisí na podchlazení taveniny, na změně energie. Krystalizace může být také zahájena a probíhat na cizích zárodcích, tzv. heterogenní nukleace. Zde mohou působit nekovové vměstky, s vysokou teplotou tavení, v našem případě Al_2O_3 .

Nukleace na cizím zárodku může proběhnout jen ale v tom případě, jestliže je smáčen kovem. Určitý úhel smáčení mezi kovem a zárodkem je proto důležitou podmínkou heterogenní nukleace. Je-li tento úhel malý /při dokonalém smáčení/, mezifázové napětí mezi cizím zárodkem a kovem je malé a krystalizace snadno pokračuje při malém podchlazení. Úhel smáčení závisí na chemické povaze cizího zárodku a jeho krystalové struktuře. Jako cizí zárodky se nejlépe uplatňují částice, jejichž mřížka se co nejvíce blíží mřížce krystalizujícího kovu. L. Guin /67/ zkoumal smáčení Al_2O_3 rostaveným kovem a zjistil, že na rozhraní kovu s Al_2O_3 tvoří nová mezifáze, skládající se z hlinítanu železnatého. Zjistil, že mezi úhel smáčení kovu je u mezifáze vznikající na styčné ploše Al_2O_3 ostrý. Znamená to tedy, že Al_2O_3 se vzniklou mezifází je smáčen kovem velmi dobře. Protože se látky, které se snadno smáčejí, obtížně oddělují od kovu, je zde vysvětlení z hlediska povrchových jevů, proč Al_2O_3 se těžko odstraňuje z kovu. Na druhé straně svědčí snadná smáčivost vměstků Al_2O_3 o tom, že tyto mohou být zárodky pro krystalizaci. Při větším počtu krystalizačních zárodků a jejich rovnoměrném rozptýlení vzniká mnoho krystalů, ocel je jemnozrná, má lepší mechanické vlastnosti. Jakmile mají vměstky větší rozměry, zhoršují mechanické vlastnosti svarů.

Podle obsahu hliníku v oceli se výrazně bude tedy měnit tvar a uspořádání kyslíčnickových, nitridických a oxysulfidických vměstků /sira se při tuhnutí vylučuje ve formě sulfidů, oxysulfidů, s hliníkem jako sirník hlinitý - Al_2S_3 /.

Toto je tedy příznivý vliv hliníku, jako tzv. korofilního prvku, snižujícího povrchovou energii krystalu na minimum a tím náchylnost zrna tuhého roztoku k růstu při přehřátí.

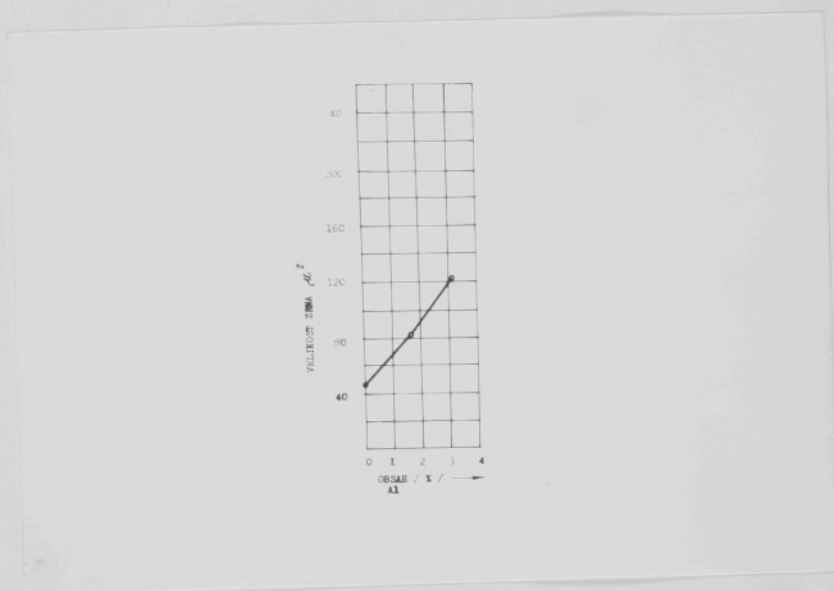
Ovšem z výsledků prací Borra a Kosha se ukázal i nepříznivý vliv zbytkového kovového hliníku na velikost zrna a mechanické hodnoty oceli /67/. Při překročení určité hranice obsahu zbytkového kovového hliníku, mizí zlepšující vliv sloučenin hliníku Al_2O_3 , AlN na velikost zrna a mechanické hodnoty. Vlivem většího množství zbytkového kovového hliníku v oceli dochází k maximálnímu růstu velikosti zrn a poklesu mechanických hodnot /obr.7/.



Obr.7 - Vliv množství přidávaného hliníku do oceli a způsob jeho přidání na velikost zrna a mez průtažnosti /67/

diagramu na obr.7, který je sestaven pro ocel s chemickým
ožením: C = 0,15 %, Si = 0,25 %, Mn = 0,53 %, N = 0,008 %,
= 0,021 %, je vidět veliký negativní vliv zbytkového kovo-
ho hliníku v oceli na mez průtažnosti a velikost zrna.

obr. 8 je vidět negativní vliv zbytkového kovového hliníku
růst zrn při teplotě přehřátí 900 - 920°C / 67/.



Obr. 8 - Vliv množství hliníku v oceli na růst
zrna při teplotě přehřátí 900 - 1000°C / 67/

Na základě všech těchto poznatků, dá se i v našem případě po-
čítat s negativním vlivem zbytkového kovového hliníku na oblast
varového kovu a přechodové zóny. Dojde pravděpodobně k velkému
zhrubnutí struktury, což bude pak mít také vliv na mechanické
vlastnosti, vč. vrubové houževnatosti, protože tato je rovněž
ovlivňována podstatně velikostí zrna, jak je vidět z obr. 9.

Úspěšný průběh metalurgických reakcí, rozmístění vrstev, jejich přechod z kovu do strusky, a vznik porů při svařování bude záviset ve značné míře na viskozitě roztaveného kovu a strusky. Tavení elektrody i základního kovu je převáženo vývinem velkého množství plynů. Jejich objem několikanásobně převyšuje objem nataveného kovu. Intenzivní vývin plynů a vysoká teplota způsobují, že se důkladně promíchává kov a že se prakticky všechny kov v kapce zúčastní chemických reakcí. Dostí velká část plynů se tvoří redukcí kyslíčnických obsažených v jádru elektrody, uhlíkem přítomným v elektrodě. Dále vznikají plyny ze složek obalu, ale i z vody obsažené v obalu, do svaru se mohou dostat i plyny z okolní atmosféry při nedokonalé ochráně. Tyto plyny se v kovu rozpouští a při tuhnutí se z kovu uvolňují. Velká viskozita tavné lázně a strusky zhoršuje podmínky pro vyplavování nekovových vrstev, může omezit průběh reakcí mezi struskou a kovem i zpomalit uvolňování v kovu rozpouštěných plynů a tím umožnit vznik porů. Má se předpokládat, že nametalizovaná hliníková vrstva podstatně ovlivní viskozitu tavné lázně i strusky.

Je známo, že viskozitu roztavené oceli výrazně ovlivňuje množství, tvar a velikost nekovových vrstev. Vliv vrstev na viskozitu roztaveného železa je možno vyjádřit Binghamovou rovnicí /66/.

$$\eta_x = \eta (1 + 2,5 \varphi + 7 \varphi^2)$$

η_x dynamická viskozita taveniny s dispergovanými částicemi

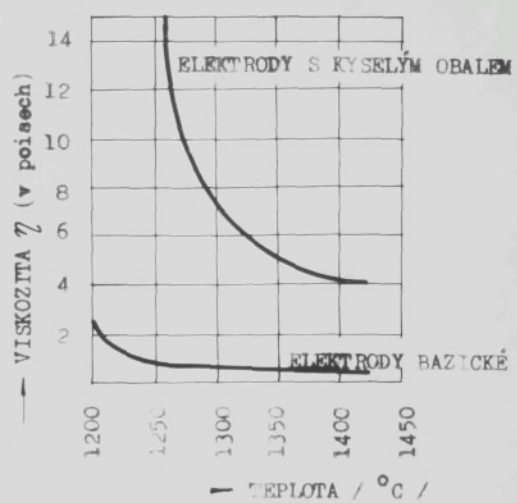
η dynamická viskozita taveniny bez dispergovaných částic

φ specifický objem dispergovaných částic

Pro specifický objem Al_2O_3 o hodnotě $0,25 \text{ dm}^3/\text{kg}$ /66/ vychází viskozita oceli s dispergovaným Al_2O_3 :

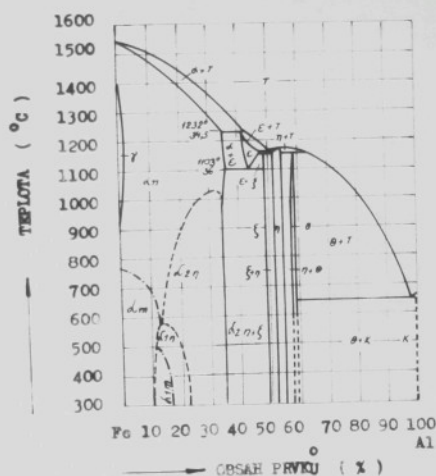
$$\eta_x = 2,061$$

Z tohoto je vidět, že viskozita oceli se vlivem v ní dispergovaného Al_2O_3 podstatně zvyšuje, což bude zhoršovat přechod vrstev do strusky. Při tom je nutno vzít v úvahu, že Al_2O_3 se do tavné lázně dostane také s nástřikem, který je obsahující určité množství, část kovového hliníku a vrstvy se vlivem vysoké teploty elektrického oblouku oxydační změny tak na Al_2O_3 a část může vzniknout při dezoxidační tavné lázni hliníkem.



Obr. 10 -- Viskozita strusek kyselých a bázických

- b/ Vlivem vysokého množství zbytkového kovového hliníku v tavné lázni může dojít k zvětšení velikosti zrna.
- c/ Hliník může ovlivnit proces stárnutí svarového kovu.

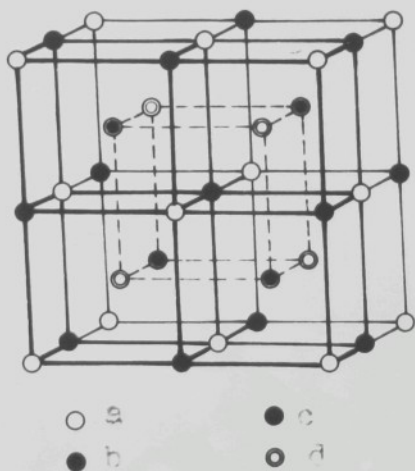


Obr. 11 - Rovnovážný diagram slitin Fe-Al

Označení struktur na diagramu:

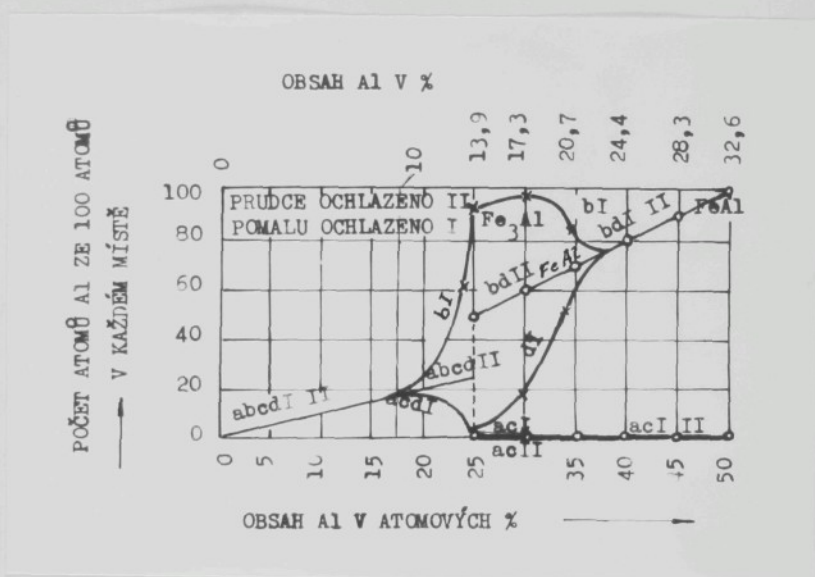
- δ_{m1} neuspořádaný, nemagnetický tuhý roztok
- δ_{m2} neuspořádaný, magnetický tuhý roztok
- δ_{n1} uspořádaná, nemagnetická nadstruktura Fe_3Al
- δ_{n2} uspořádaná, magnetická nadstruktura Fe_3Al
- δ_{n3} uspořádaná, nemagnetická nadstruktura Fe_3Al
- $\{$ intermediární fáze $/\text{Fe Al}_2/$
- η intermediární fáze $/\text{Fe}_2\text{Al}_5/$
- θ intermediární fáze $/\text{Fe Al}_3/$

Hliník se rozpouští v železe α nejvýše do 36 % a rozpustnost se s klesající teplotou jen málo zmenšuje. Železo se velmi rychle uzavírá, takže při 1 % hliníku je již zcela uzavřeno. Curieho bod se hliníkem dosti rychle snižuje. V tuhém roztoku se odehrává více přeměn směřujících k pravidelnému uspořádání atomů - k nadstruktuře. Řada autorů popsala ve svých pracích průběh uspořádávání tuhých roztoků hliníku v železe /68-71/. Tito autoři vyznačili v kubické, prostorově centrované mřížce železa α čtyři druhy význačných poloh atomů, označených a, b, c, d /obr.12/.



Obr. 12 - Význačné polohy atomů v kubické, prostorově centrované mřížce /68/

Ve slitinách s obsahem do 18 at.% hliníku jsou oba druhy atomů uspořádány náhodně /neuspořádaný tuhý roztok/, at jsou slitiny prudce ochlazený z vysoké teploty /600-800°C/ nebo ochlazený pomalu /60/. Od 18 do 25 at.% hliníku je stále neuspořádaný tuhý roztok u prudce ochlazených slitin. V pomalu ochlazených slitinách začínají atomy hliníku segregovat do míst "b", až při 25 at.% hliníku, což odpovídá stechiometrickému složení Fe_3Al a objevuje se nové uspořádání, ve kterém atomy hliníku zaujímají místa "b" a atomy železa místa "a", "c", "d". Graficky je toto uspořádání znázorněno na obr.13.



Obr.13 - Rozmístění atomů hliníku a železa mezi čtyřmi polohami /68/

Polohy atomů hliníku jsou zde vatašeny na objem 100 atomů uvedených mřížky. V náhodném uspořádání je každé místo /"a", "b", "c", "d"/ obsazeno stejným počtem atomů hliníku a křivka rozmístění je pro všechny čtyři místa totožná. Jakmile však atomy hliníku začnou segregovat do míst "b", křivka pro tato místa stoupá a pro místa "a", "c", "d" klesá, až při složení Fe_2Al dosahuje křivka charakterizující obsah atomů hliníku v místě "b" hodnoty téměř 100 a křivka "a, c, d" klesá téměř na nulu.

Mezi 25 a 30 at.% hliníku počet atomů hliníku v místech "a, c" postupně dosahuje nuly v pomalu ochlazovaných slitinách, kdežto v prudce ochlazených je hodnota pro místa "a, c" nulová v celém rozsahu. V prudce ochlazovaných slitinách je křivka rozmístění pro místa "b, d" totožná. U pomalu ochlazovaných slitin bylo zjištěno, že od 25 do 30 at.% hliníku zůstala téměř všechna místa "b" obsazena atomy hliníku a navíc atomy hliníku obsazují postupně místa "d".

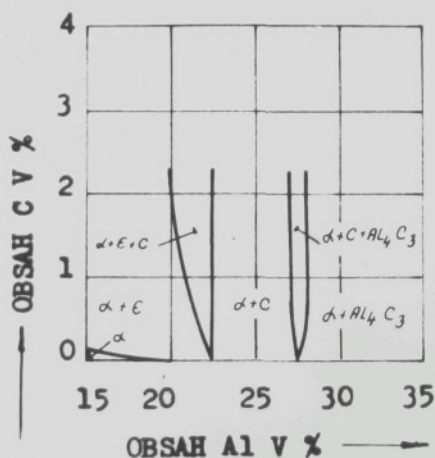
Mezi 30 a 40 at.% hliníku se místa "b, d" shodně obsazují tak, že se stoupajícím obsahem hliníku jeho atomy zaplní všechna místa "b" a zaplní místa "d" a to až do 37,5 at.% hliníku, kdy obě místa jsou stejně obsazena. U slitin s vyšším obsahem hliníku zaplní atomy hliníku další místa "b, d" a při 50 at.% hliníku jsou všechna tato místa plně obsazena. Tento stav odpovídá nadstruktuře Fe_2Al .

Nadstruktura Fe_2Al je stabilní až do teploty cca 570°C . Nad touto teplotou je tuhý roztok vždy neuspořádaný. Rozsah výskytu nadstruktury Fe_2Al za nízkých teplot sahá zhruba od 10 do 23 % hliníku, při větším jeho obsahu existuje jen Fe_2Al .

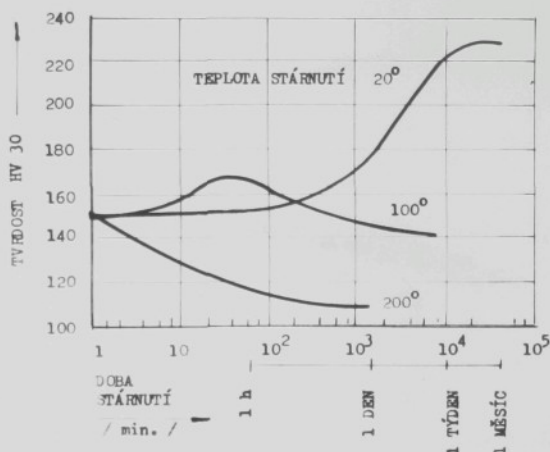
Druhé oblasti v rovnovážném diagramu není zapotřebí rozsbírat, protože tak vysoký obsah hliníku v našem případě nepřichází v úvahu. Je ale nutno s ohledem hlavně na obsah hliníku v základním materiálu a na poměry v přechodové oblasti rozsebrat stav v soustavě Fe-Al-C . V této soustavě je třeba uvažovat mimo tuhého roztoku C ještě další tři fáze podmíněné přítomností uhlíku. Je to jednak fáze ϵ /nejedná se o stejně označenou fázi z obr. 11/, grafit a karbid hliníku Al_4C_3 . Rovnovážný diagram Fe-Al-C dala autorů /Vogel, Ueber, Lühberg, Morral, Schmidt/, čast s rozdílnými výsledky. Podstatným příspěvkem pro popsání stavů v soustavě Fe-Al-C přinesly práce Dr. Fluhaře a Ing. Vyklického /57-60/, hlavně v oblastech s vyšším obsahem hliníku.

Naše úvahy, ale musí být zaměřeny na poměry v oblastech rovnovážného diagramu Fe-Al-C s nízkým obsahem hliníku.

Podle nejnovějších výzkumů, prováděných Ing. Vyklíčkým z SVÚT Praha, nelze souhlasit s tím, že fáze ϵ se objevuje ve slitinách Fe-Al-C již od 0 % hliníku, jak je uváděno na obr. 14 na diagramech Löhberga a Schmidta. Autor toto svoje tvrzení zdůvodňuje mimo jiné tím, že tato fáze v diagramech v oblastech velmi nízkých obsahů hliníku zastupuje obvyklý typ karbidu Fe_3C . Z tohoto pak usuzuje, že se stoupajícím obsahem hliníku od 0 % nebude okamžitě karbid Fe_3C , s podstatně odlišnou mřížkou od fáze ϵ , přecházet v tutéž fázi. Je pravděpodobné, že teprve při jistém vyšším obsahu hliníku vznikne fáze ϵ . Autor na základě zkoušek klade existenci fáze ϵ do oblastí slitin Fe-Al-C s obsahem hliníku cca 8 - 22,5 % a její množství bude záviset na obsahu uhlíku. Autor vypracoval izotermický řez rovnovážným diagramem slitin Fe-Al-C pro obsahy 15 - 35 % Al, z kterého lze odvodit, že při nižším obsahu hliníku a uhlíku, bude slitina tvořena tuhým roztokem hliníku v železe /obr. 15/.



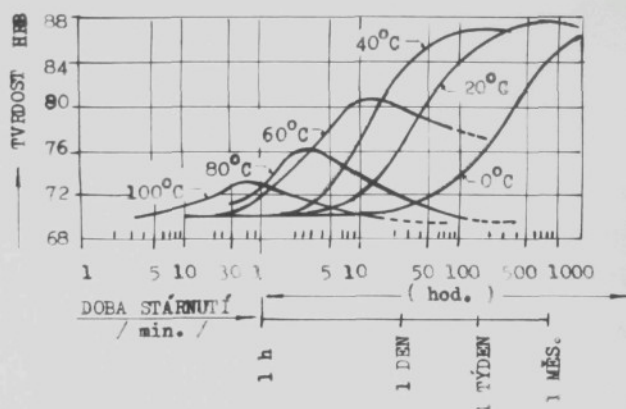
Obr. 15 -- Izotermický řez rovnovážným diagramem slitin Fe-Al-C při 1000°C / 60/



Obr. 16 - Tvrdost v závislosti na teplotě a době stárnutí po zakalení ze 700°C u oceli ČSN 41 1373

Stárnutí po zakalení při 20°C způsobuje značné zvýšení s maximem po jednoměsíčním stárnutí. Naopak tomu stárnutí při 200°C dochází k snížení tvrdosti v důsledku vzniku vyprecipitovaných částic. Má tedy význam u tohoto druhu oceli uvažovat o stárnutí jen při teplotách o málo vyšších než je pokojová teplota. Probíhá-li jejich stárnutí při vyšších teplotách než 100°C, vytvrzení je buď málo výrazné nebo k němu vůbec nedojde. Další vliv pak má doba setrvání na teplotě.

Na obr.17 je uvedeno zvýšení tvrdosti vlivem stárnutí po kalení z 720°C u oceli podobného chemického složení jako je námi sledovaná ocel ČSN 41 1373. Průběh tvrdosti je uveden pro celou řadu teplot stárnutí /63/.



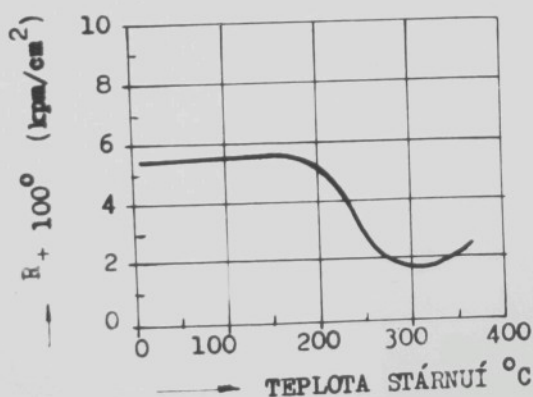
Obr.17 - Tvrdost v závislosti na teplotě a době stárnutí po zakalení ze 720°C u nízkouhlíkaté oceli /63/

Z průběhu křivek je vidět, že k podstatnému ovlivnění zpevnění dojde při nízkých teplotách až po delší době působení. Tento poznatek je pro náš případ sledování vlivu teploty odmetalizační důležité.

Z dříve uvedeného lze předpokládat, že během zpracování plechů při jejich výrobě a vlivem ovlivnění svarů, dochází k vytvoření podmínek pro vznik přesyceného tuhého roztoku dusíku v δ -železe. Metalizací se zvýší teplota na povrchu základního materiálu /ať již u plechů, nebo hotových svařenců/,

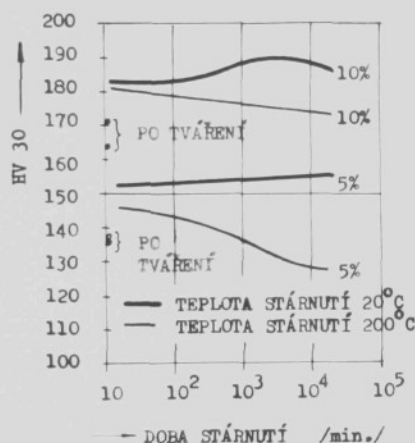
kteřá může uspišit stárnutí. Velikost ovlivnění bude záviset na výši teploty a na době jejího působení. Dá se předpokládat, že metalizací nedojde k podstatnému zvýšení teploty, že nedosáhne hodnoty 100°C a že tato teplota bude působit po velmi krátkou dobu. S ohledem na toto, by podle průběhu vytváření uvedeného na diagramech na obr. 16, 17 nemělo dojít v našem případě k žádnému podstatnému urychlení stárnutí, nebo zvýšení jeho velikosti /zvýšení zpevnění/. Toto tvrzení bude nutno ověřit zkouškami.

Na obr.18 je uvedena změna hodnot vrubové houževnatosti vyvolané deformačním stárnutím. Zkoušky proběhly při 5 % deformaaci a stárnutí po 1 hodině v teplotním intervalu 20°C až 350°C při teplotě zkoušení 100°C /49/.



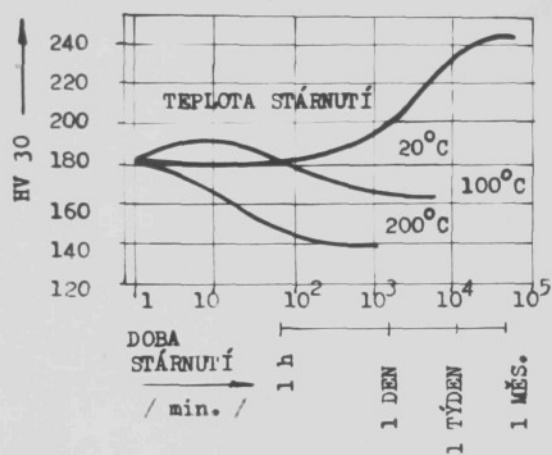
Obr.18 - Závislost vrubové houževnatosti při 100° na teplotě deformačního stárnutí

Na obr.19 je uveden časový průběh tvrdosti po deformačním stárnutí při 20°C a 200°C , pro plastickou deformaci 5 % a 10 % po ochlazení vzorku je 700°C v peci /49/. Tvrdost se zvýšila tvářením za studena z hodnoty cca 100 HV na hodnoty uvedené v diagramu. Pak po velmi krátké době stárnutí došli k jejímu dalšímu zvýšení. Další časový průběh tvrdosti je zřejmý z diagramu.



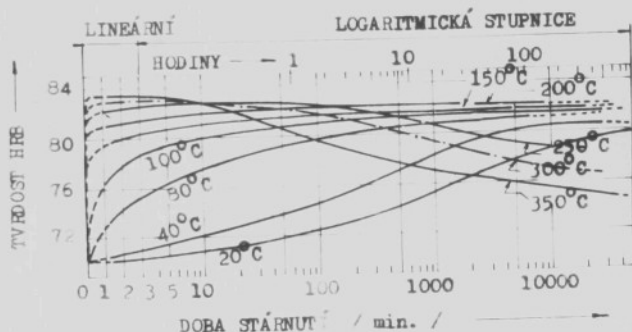
Obr.19 - Závislost tvrdosti na době deformačního stárnutí při 20°C , 200°C , po deformaci 5 % a 10 %

Průběh tvrdosti po deformačním stárnutí u oceli s vysokým přesyacením tuhého roztoku interstitickými atomy je uveden na obr.20. Stárnutí proběhlo při teplotách 20, 100, 200°C . Vysokého přesyacení interstitickými atomy se dosáhlo zakalením z teploty 700°C do vody, před deformací 5 %.



Obr.20 - Závislost tvrdosti na době a teplotě stárnutí po deformaci

Na obr.21 je uvedeno zvýšení tvrdosti vlivem deformačního stárnutí /deformace 15 %/, u nízkouhlikaté oceli podobného chemického složení jako má ČSN 41 1373, při různých teplotách stárnutí /63/.



Obr.21 - Průběh tvrdosti v závislosti na době a teplotě stárnutí po deformaci 15 % u nízkouhlikaté oceli /63/

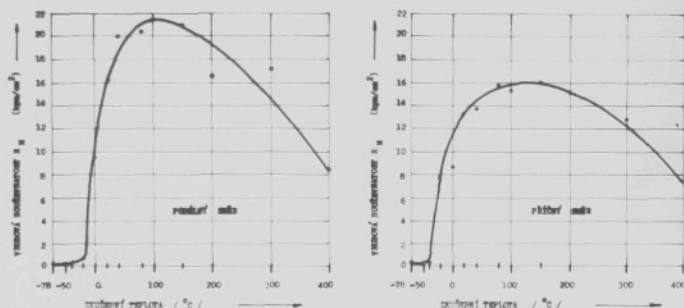
Na tab.11 jsou uvedeny pro informaci normou předepsané základní mechanické hodnoty daného druhu materiálu drátu. Ověřovací zkoušky mechanických hodnot použitého drátu nebyly prováděny, protože nejsou rozhodující pro požadavek ochrany. Rozhodující je zde chemické složení a jeho dodržení. Jak ukazují výsledky v tab. 10 chemické složení použitého drátu odpovídá údajům normy.

Tab.11 Předpis základních mechanických hodnot drátu
ČSN 42 4005.21 - stav polotvrdý

Materiál	Mez pevnosti σ_{Pt} (kp/mm ²)	Tažnost δ_{10}	Tvrdost P-50 ² HB
ČSN 42 4005.21	min. 10	min. 6	25 - 30

5.3 Strukturní složení nametalizované hliníkové vrstvy

Pro zjištění složení nametalizované hliníkové vrstvy, kolik obsahuje hliníku v kovové formě a kolik Al_2O_3 , byl proveden její chemický rozbor. U všech tlouštěk nametalizované vrstvy byl obsah Al_2O_3 v rozsahu 0,068 - 1,15 %, zbytek byl hliník v kovové formě. Obsah Al_2O_3 v nametalizované vrstvě je poměrně nízký, dle literárních údajů i osobní konzultace s Ing. Veselým ze Státního výzkumného ústavu ochrany materiálu v Praze se obsah Al_2O_3 pohybuje v rozmezí 0,5 - 10 %, podle způsobu metalizace a zvolené technologie. V našem případě lze vysvětlit poměrně nízký obsah Al_2O_3 ve vrstvě, metalizací z krátké vzdálenosti /což se předpokládá pro případ metalizace v automatické lince/. V tomto případě letící částice nastaveného hliníku prodělává minimální oxidaci. Pro metalizaci je podle nejnovějších poznatků nejvhodnější ta vzdálenost, ve které je rychlost a teplota částice v určitém optimálním poměru, při kterém se dosahuje nejlepšího zakotvení nametalizované vrstvy.

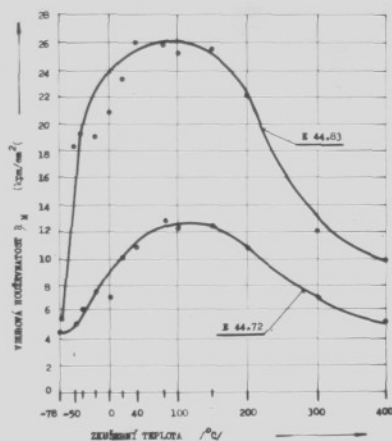


Obr. 22 - Průměrné hodnoty vzdušné houževnatosti oceli ČSN 41 1373 při teplotě přehřátí $-78^{\circ}\text{C} \div 400^{\circ}\text{C}$

Náchylnost oceli ČSN 41 1373 ke stárnutí byla ověřována zkouškami vzdušné houževnatosti uměle stárnutých, ten. zpracovaných za kritických poměrů pro stárnutí: 10 % deformace a chlív na 250°C po dobu 0,5 hod. s ochlazením na vzduchu. Dosáhnuté hodnoty jsou uvedeny na tab.17 /minimální, maximální a průměrné hodnoty/.

Tab.17 - Stárnutí oceli ČSN 41 1373 - příčný směr

Stav mater.	Neovlivněný zákl.mater.	10 % defor.	10 % defor. + 250°C	Zkřehnutí /průměrné hodnoty/		
				def.	stár.	stár.
				R_{σ}	$R_{\sigma 25}$	R_{σ}
Vzdušná houževna- tost R_{σ} (kPa/cm ²)	$\frac{12,8-14,0}{13,4}$	$\frac{4,6-6,0}{5,3}$	$\frac{1,8-4,3}{3,3}$	8,2	10,1	2,0



Obr. 23 - Průměrné hodnoty vrubové houževnatosti svarového kovu elektrod použitých pro zkoušky v závislosti na teplotě přehřívání

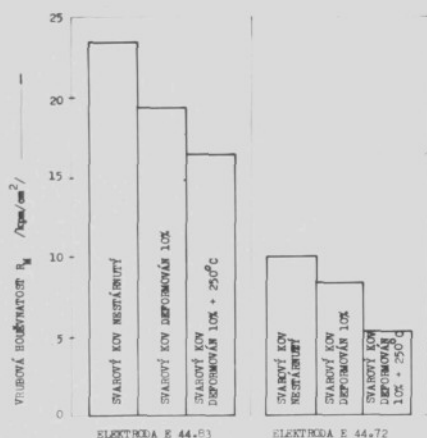
Odolnost svarového kovu proti stárnutí byla zjišťována zkouškami vrubové houževnatosti po deformaci 10 % a žíhání 250°C/10,5 hod.-vzduch.

Získané hodnoty jsou uvedeny na tab.23 /min, max. a průměrné hodnoty/.

Tab.23 - Hodnoty vrubové houževnatosti svarového kovu po 10 % deformaci a žíhání 250°C

Elektroda	R _H (kgp/cm ²)	
	10 % deformace	10 % deformace + 250°C 1/2 hod. vzduch
E 44.83	<u>16.5 - 22.3</u> 19,4	<u>15.4 - 17.1</u> 16,5
E 44.72	<u>7.2 - 9.1</u> 8,3	<u>4.2 - 6.7</u> 5,4

Na obr. 24 jsou porovnány průměrné hodnoty vrubové houževnatosti při 20°C nestárnutého svarového kovu obou typů elektrod s hodnotami po deformaci 10°C a žitání 250°C.

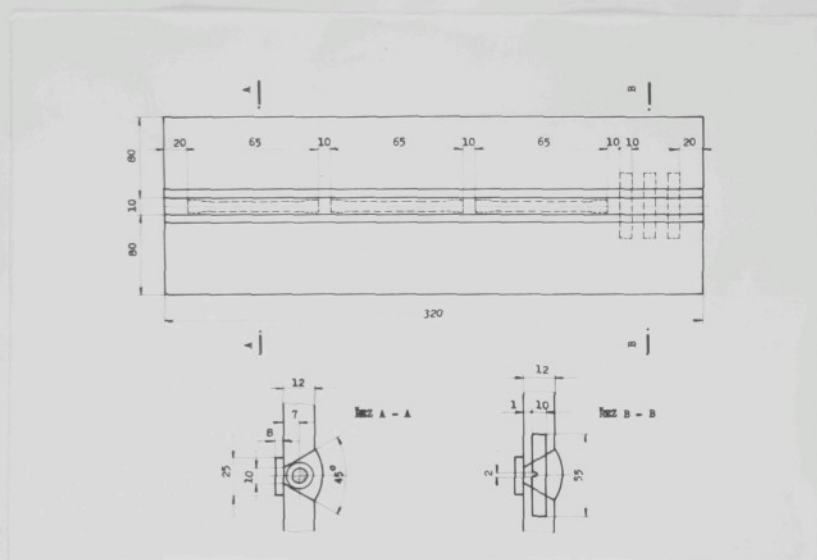


Obr. 24 - Hodnoty vrubové houževnatosti svarového kovu z elektrod E 44.83 a E 44.72 bez stárnutí a se stárnutím

3.6 Změna mechanických vlastností svarového kovu vlivem nametalizované hliníkové vrstvy

Jak je uvedeno v teoretické části kandidátské práce, dá se předpokládat, že nametalizovaná hliníková vrstva bude podstatně ovlivňovat mechanické vlastnosti svarového kovu, působením: vlnění, hliníku v kovové formě, velikosti zrna a změnou poměrů při metalurgických procesech během svařování.

Abychom ověřili vliv nametalizované hliníkové vrstvy na vlastnosti svarového kovu, byla provedena řada zkoušek a výsledky porovnány s výsledky u neovlivněného svarového kovu, uvedenými v kapitole 5.5. Rozměry zkušebních desek jsou uvedeny na obr. 25.



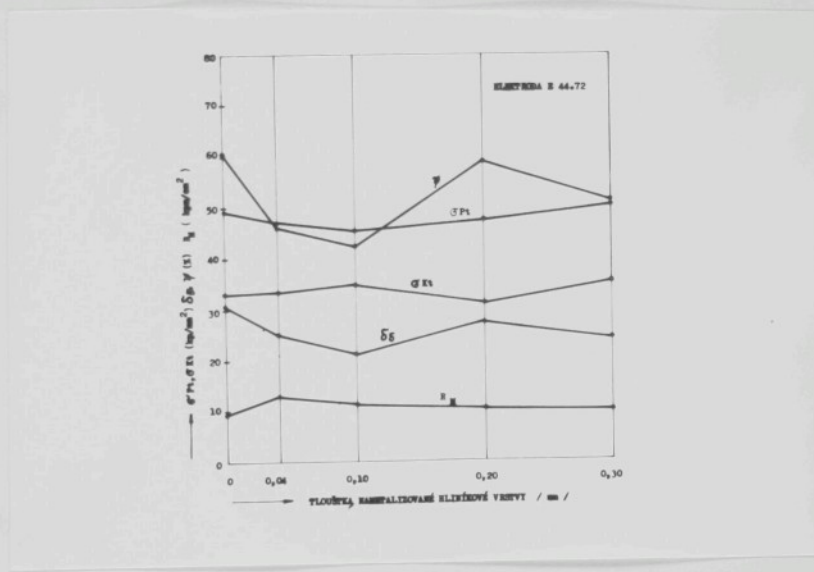
Obr.25 - Zkušební desky na ověření základních mechanických vlastností svarového kovu v závislosti na tloušťce nametalizované hliníkové vrstvy

Zkušební desky byly nametalizovány hliníkem o tloušťce vrstvy 0,04; 0,10; 0,20; 0,30 mm z obou stran, vč. návarových ploch. Tím byl podchyten ten nejnepríznivější případ, svařování detailů svařených, opatřených ochrannou hliníkovou vrstvou až po výrobě návarových ploch, kdy je předpoklad, že dojde i k jejich nametalizování.

Na tab.24 jsou uvedeny získané základní mechanické hodnoty svarového kovu při teplotě 20°C v závislosti na tloušťce nametalizované hliníkové vrstvy /minimální, maximální/průměrné hodnoty/. Pro porovnání jsou v tabulce uvedeny i hodnoty pro svarový kov neovlivněný nametalizovanou vrstvou.

Na obr.26 je vyznačen průběh průměrných mechanických hodnot svarového kovu elektrody E 44.83 v závislosti na tloušťce nametalizované vrstvy hliníku.

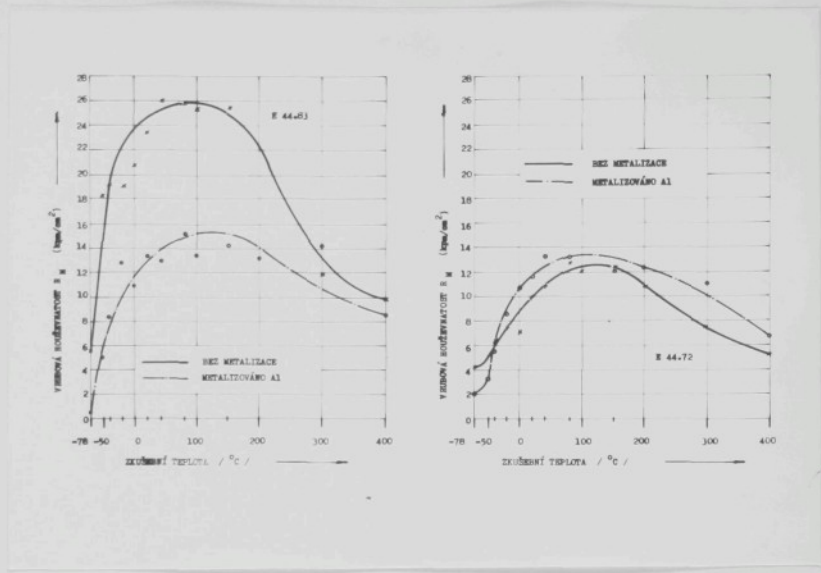
obr.27 je pak uveden průběh těchto hodnot pro elektrodu 44.72.



Obr.27 - Průběh průměrných mechanických hodnot svarového kovu z elektrody E 44.72 v závislosti na tloušťce nametalizované hliníkové vrstvy

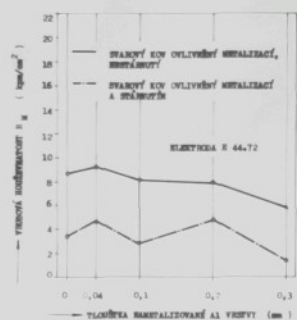
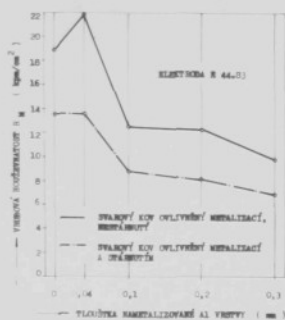
Při svařování zkušebních desek s nametalizovanou hliníkovou vrstvou elektrodou E 44.72 docházelo k vření tavné lázně, eviště při větších tloušťkách metalizace. Povrch zkoušek byl v důsledku toho nekvalitní, s řadou porů. U elektrod základních /E 44.83/ k tomuto jevu nedocházelo.

diagramu na obr.28 je viděna průměrná hodnota vrubové houbovosti v závislosti na teplotě pro tento případ. Pro srovnání jsou v diagramu uvedeny průměrné hodnoty vrubové houbovosti srovnatelné s touto typů elektród proov-
něného metalizací.



Obr.28 - Průměrné hodnoty vrubové houbovosti svarového kovu z elektród E 44.83 a E 44.72 neovlivněného a ovlivněného metalizací hliníkem tloušťky 0,10 mm, v závislosti na teplotě přeměny.

tolnost metalizací ovlivněného svarového kovu pro i stárnutí při tříštivé zkoušce vrubové houbovosti po 10 % deformaci - při 250 °C/0,5 hod. - viz tab. 26. Pro porovnání jsou uvedeny pro oba typy elektród na tab. 26. Pro porovnání jsou uvedeny rovněž hodnoty pro metalizaci ovlivněný svarový kov.



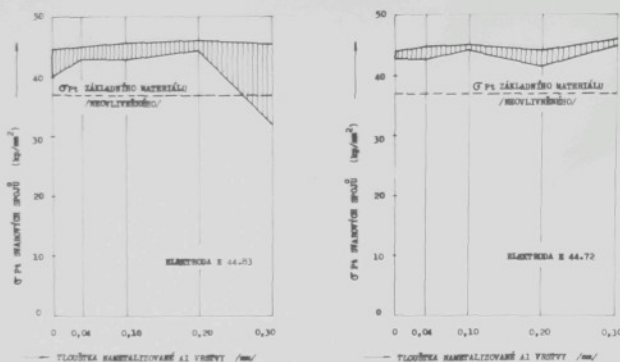
5.29 - Zkouška mechanických vlastností symetrické dvojitého spoje s různou tloušťkou nánosů zinku a mědi na povrchu ocelového podkladu. Zkouška byla provedena na vzorcích s různou tloušťkou nánosů zinku a mědi na povrchu ocelového podkladu. Zkouška byla provedena na vzorcích s různou tloušťkou nánosů zinku a mědi na povrchu ocelového podkladu.

5.7 Zkouška mechanických vlastností symetrické dvojitého spoje s různou tloušťkou nánosů zinku a mědi na povrchu ocelového podkladu. Zkouška byla provedena na vzorcích s různou tloušťkou nánosů zinku a mědi na povrchu ocelového podkladu.

5.8 Zkouška mechanických vlastností symetrické dvojitého spoje s různou tloušťkou nánosů zinku a mědi na povrchu ocelového podkladu. Zkouška byla provedena na vzorcích s různou tloušťkou nánosů zinku a mědi na povrchu ocelového podkladu.

5.9 Zkouška mechanických vlastností symetrické dvojitého spoje s různou tloušťkou nánosů zinku a mědi na povrchu ocelového podkladu. Zkouška byla provedena na vzorcích s různou tloušťkou nánosů zinku a mědi na povrchu ocelového podkladu.

5.10 Zkouška mechanických vlastností symetrické dvojitého spoje s různou tloušťkou nánosů zinku a mědi na povrchu ocelového podkladu. Zkouška byla provedena na vzorcích s různou tloušťkou nánosů zinku a mědi na povrchu ocelového podkladu.



Obr. 31 - Porovnání pevnosti svarových spojů při různé tloušťce nanatalizované hliníkové vřetvy

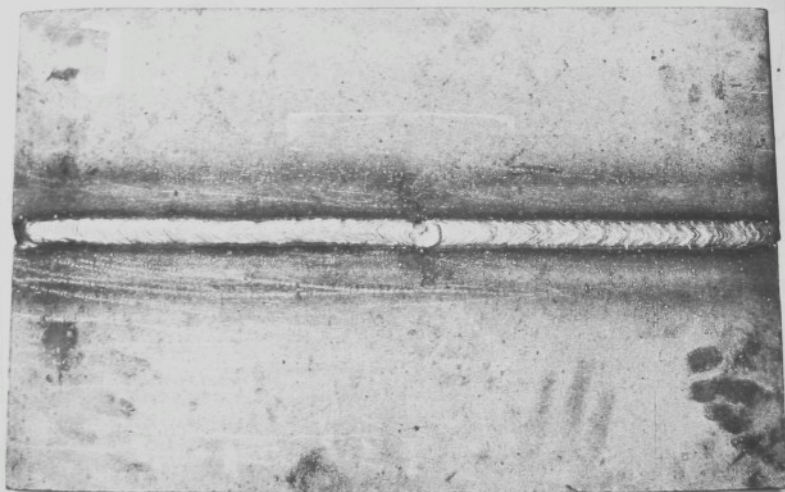
Pevnostní hodnoty svarových spojů odpovídají ve většině případů hodnotám základního materiálu. Pouze ve dvou případech bylo dosaženo minimálních hodnot základního materiálu, skoušky proběhly v přechodu svaru, kde zřejmě došlo vlivem vřetevy k vytvoření hliníku k vytvoření křehké oblasti. Jedná se o skoušky s nejmenší tloušťkou nástřiku 0,3 mm.

Při svařování skouškových desek elektrodou s kyselinou obalenou E 44.72 došlo opět jako u skoušek svarového kovu k vření taveniny, již při tloušťce nástřiku 0,10 mm. Na obr. 32 - 36 je porovnání kvality povrchu svarů a je na nich vidět vzniklé pory na povrchu.

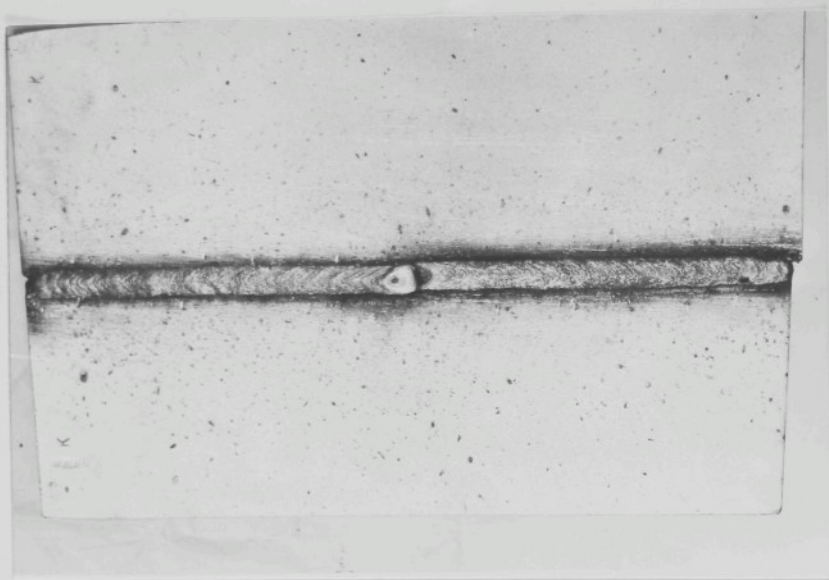
4.72 Zkoušky vrubové houževnatosti svarového spoje

Skušební tělísko bylo rovněž získáno zekušebními řezky provedených podle obr.36. Tento druh zkoušky nám umožňuje velmi přesně zachytit pokles hodnot vrubové houževnatosti v ovlivněných oblastech svarového spoje.

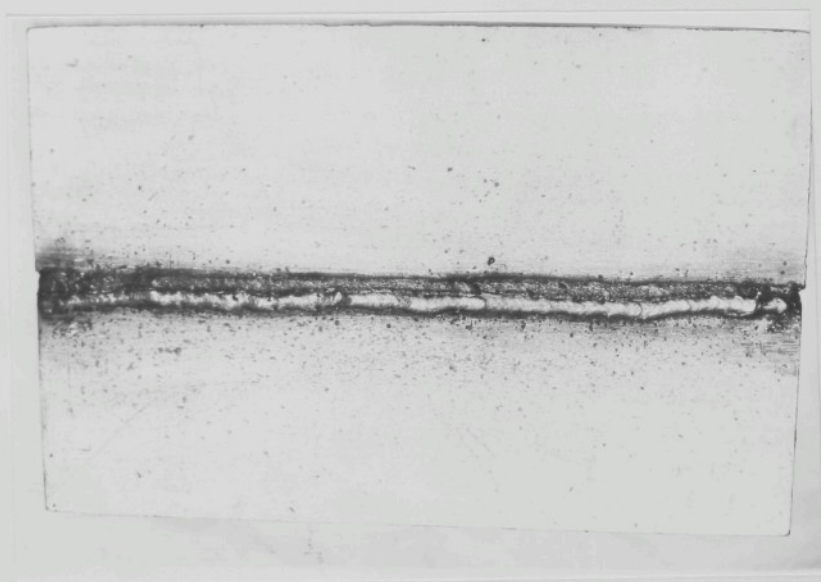
Na tab.38 jsou uvedeny hodnoty vrubové houževnatosti svarového spoje, v různé vzdálenosti od přechodu svaru, v závislosti na tloušťce nametalizované hliníkové vrstvy. Na diagramu na obr.37 jsou vyneseny hodnoty vrubové houževnatosti pro elektrodu E 44.83 a různé tloušťky nametalizované hliníkové vrstvy. Na diagramu na obr.38 jsou uvedeny hodnoty vrubové houževnatosti pro elektrodu E 44.72.



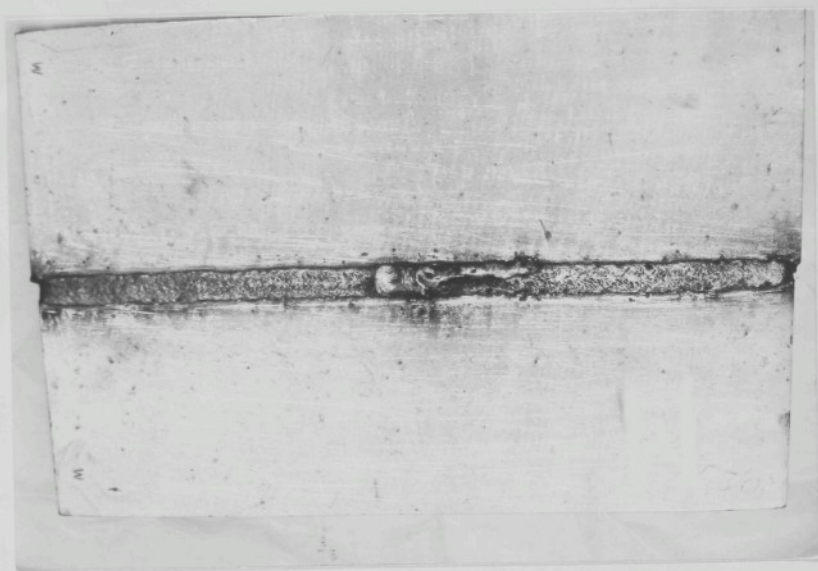
Obr.32 - Vzhled povrchu svaru zkoušky vlastností svarového spoje, při použití elektrody E 44.72 u řezek bez nametalizované hliníkové vrstvy



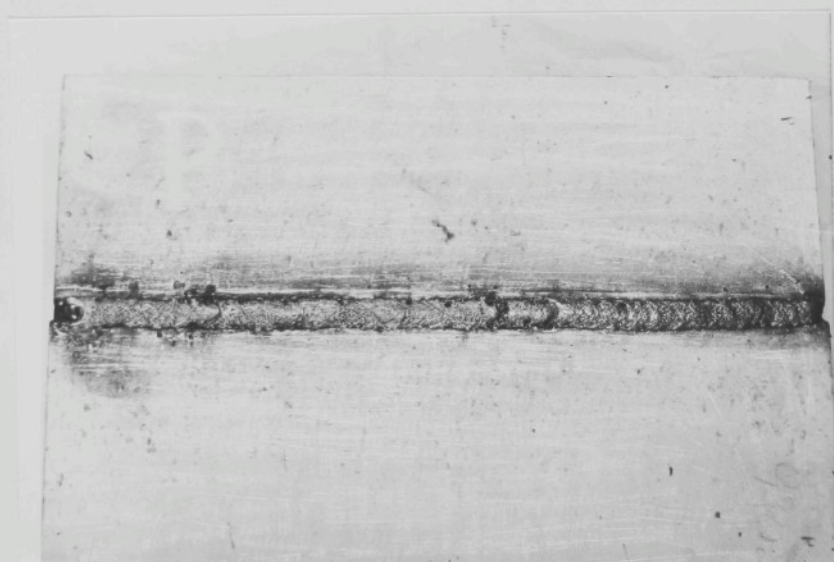
Obr. 33 - Vzhled povrchu svaru zkoušky vlastností svarového spoje, při použití elektrody E 44-72 u desek s nanesenou křemíkovou vrstvou tloušťky 0,04 mm



Obr. 34 - Vzhled povrchu svaru zkoušky vlastností svarového spoje, při použití elektrody E 44-72 u desek s nanesenou křemíkovou vrstvou tloušťky 0,04 mm



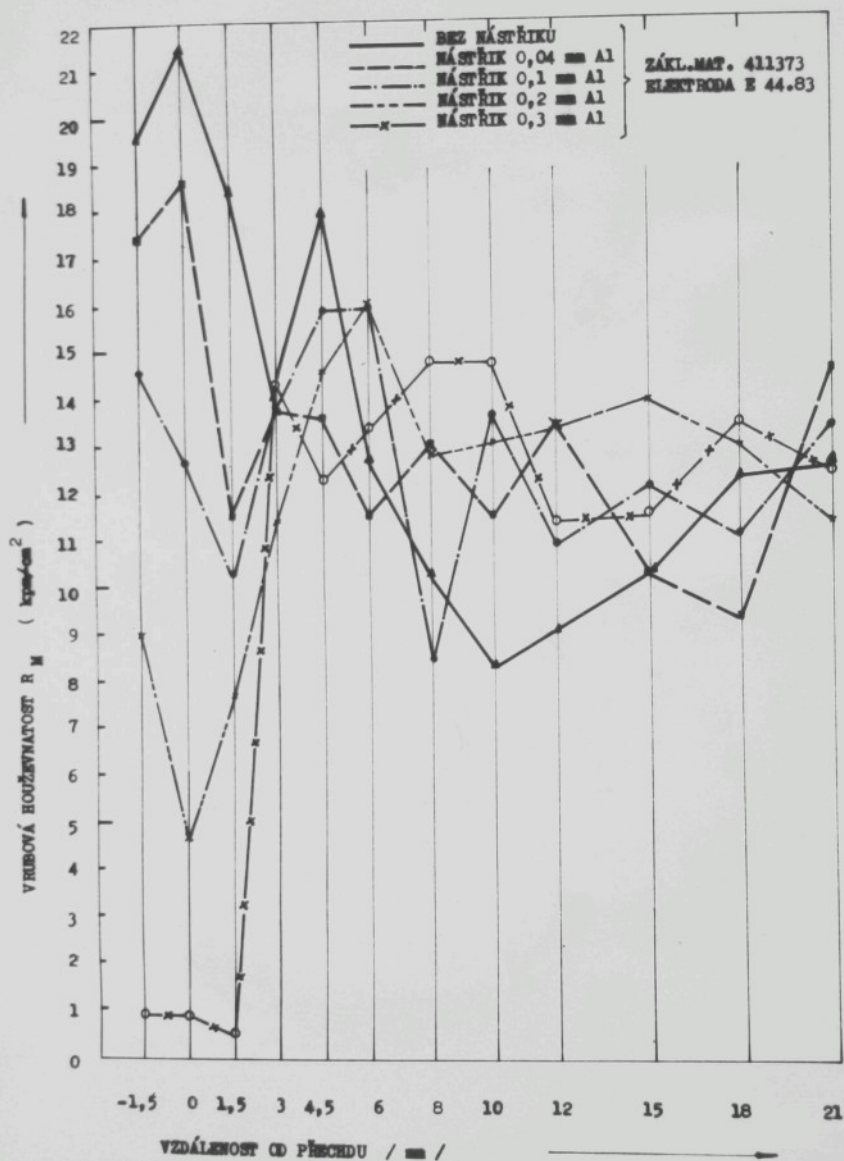
Obr. 35 -- Vzhled povrchu svaru zkoušky vlastností svarového spoje, při použití elektrody E 44.72 u desek s nametalizovanou hliníkovou vrstvou tloušťky 0,20 mm



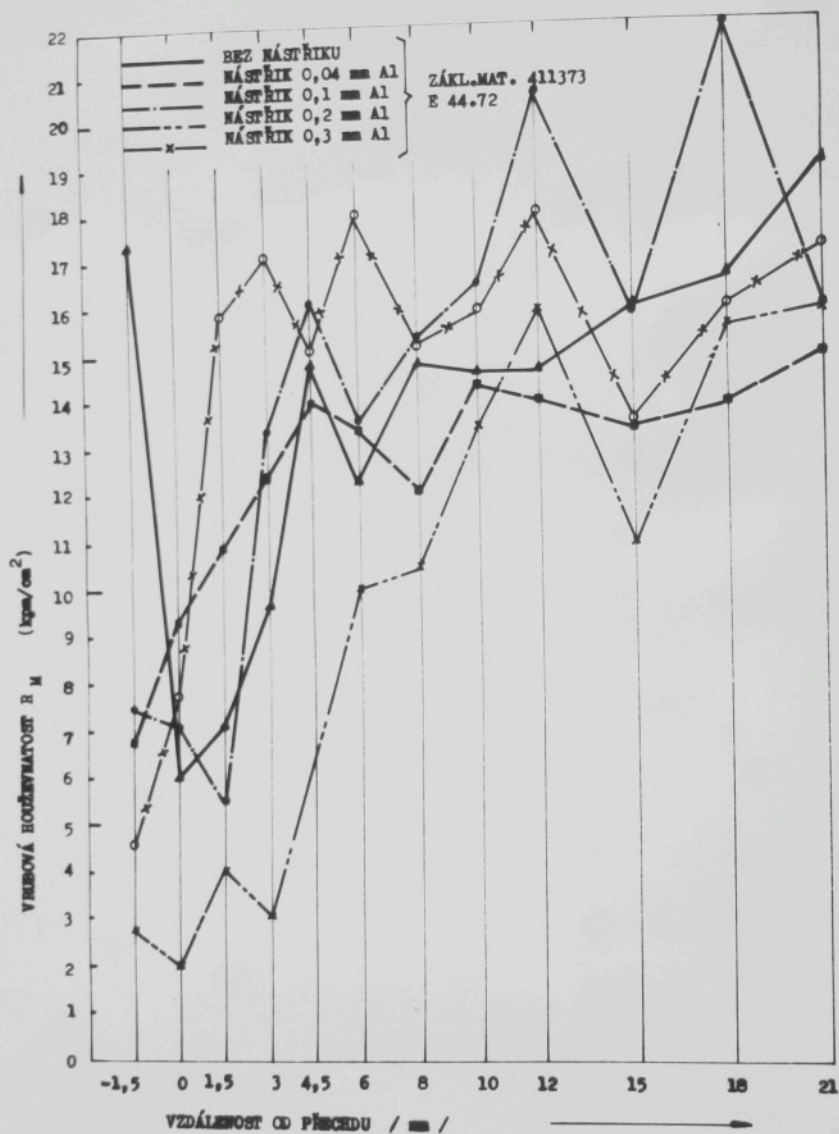
Obr. 36 -- Vzhled povrchu svaru zkoušky vlastností svarového spoje, při použití elektrody E 44.72 u desek s nametalizovanou hliníkovou vrstvou tloušťky 0,30 mm

Tab. 28 - Hodnoty vrubové houževnatosti svarového spoje pro různé tloušťky nametlizované hliníkové vrstvy

Tloušťka nametlizované vrstvy /mm/		0	0,04	0,10	0,20	0,30
Číslo elektroda	Vzdálenost od osy přechodu /mm/	Vrubová houževnatost R_H (kpm/cm ²)				
44.83	1,5	19,6	17,4	14,6	9,0	0,9
	0	21,5	18,6	12,8	4,6	0,9
	1,5	18,4	11,5	10,3	7,6	0,5
	3	14,0	13,8	14,0	11,3	14,3
	4,5	18,0	13,6	15,9	14,6	12,3
	6	12,8	11,5	15,9	16,0	13,4
	8	10,3	13,0	8,4	12,8	14,8
	10	8,4	11,5	13,6	13,0	14,8
	12	9,1	13,4	10,9	13,4	11,4
	15	10,3	10,3	12,1	13,9	11,5
	18	12,3	9,3	11,1	13,0	13,5
	21	12,5	14,6	13,4	11,4	12,5
44.72	1,5	17,4	6,8	7,5	2,8	4,6
	0	6,0	9,3	7,1	2,0	7,8
	1,5	7,1	10,9	5,5	4,0	15,9
	3	9,6	12,4	13,4	3,0	17,1
	4,5	14,8	14,0	16,1	14,6	15,1
	6	12,3	13,4	13,6	10,0	18,0
	8	14,8	12,1	15,3	10,5	15,3
	10	14,6	14,3	16,5	13,4	15,9
	12	14,6	14,0	20,5	25,9	18,0
	15	15,9	13,4	15,9	10,9	13,5
	18	16,5	13,9	21,8	15,5	15,9
	21	18,8	14,9	15,9	15,9	17,1



Obr.37 - Průběh hodnot vrchové hořetevnatosti svarového spoje
 srušnou tloušťkou nainstalované křídlové vrtáky



Z uvedených diagramů je zřejmé, že k největšímu zřehnutí dochází v oblasti přechodu svaru do základního materiálu. Příčinou je pravděpodobně vznik křehké fáze, vlivem vyššího obsahu křemíku, jak bylo předpokládáno v teoretické části práce.

5.73 Ohýbací zkoušky svarového spoje

Výše pro zkoušky byly získány ze zkušebních desek provedených podle obr.30. Ploché ohýbací zkoušky byly zkoušeny trnem o průměru 2 t.

Na tab.29 je uveden dosažený úhel ohybu při jednotlivých zkouškách.

Tab.29 -- Zkouška lámavosti svarového spoje

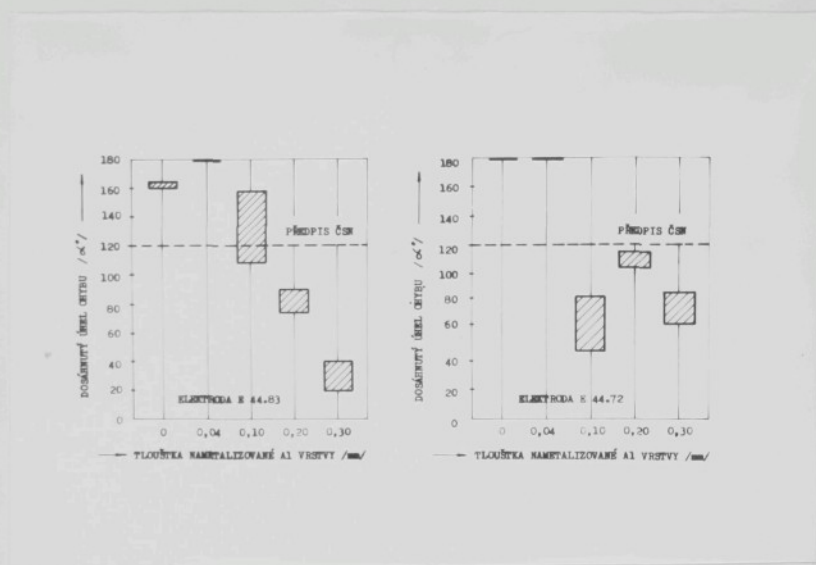
Vloupátka nabetel. vrstvy → /mm/	0	0,04	0,10	0,20	0,30
Druh elektrody	Dosažený úhel ohybu α° /do vzniku první trhliny/				
E 44.83	160, 165 1.	180	108, 110, 158 1.	75, 90 1.	20, 40 1.
E 44.72	160 1.	180	45,65,83 1.	105,113, 115 1.	65, 77, 85 1.

Poznámka :

1. Trhliny vznikla v přechodu svaru.

Pro materiál 41 1373 je normou předepsán $\alpha = 120^\circ$.

Na diagramu na obr.39 je vyznačen průběh velikosti úhlu ohybu v závislosti na tloušťce nametalizované hliníkové vrstvy pro tři elektrody.

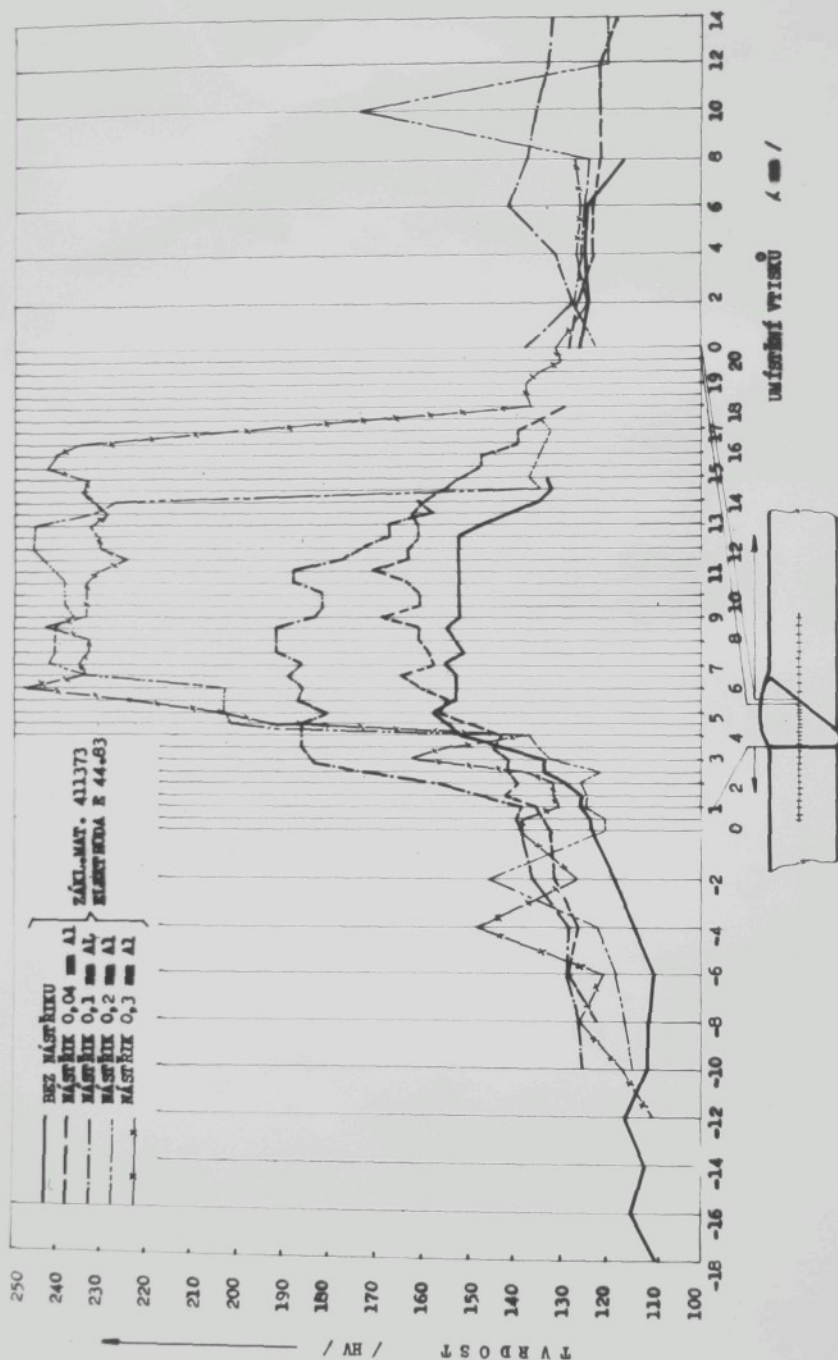


Obr.39 - Dosáhnutý úhel ohybu svarového spoje při různých tloušťkách nametalizované hliníkové vrstvy

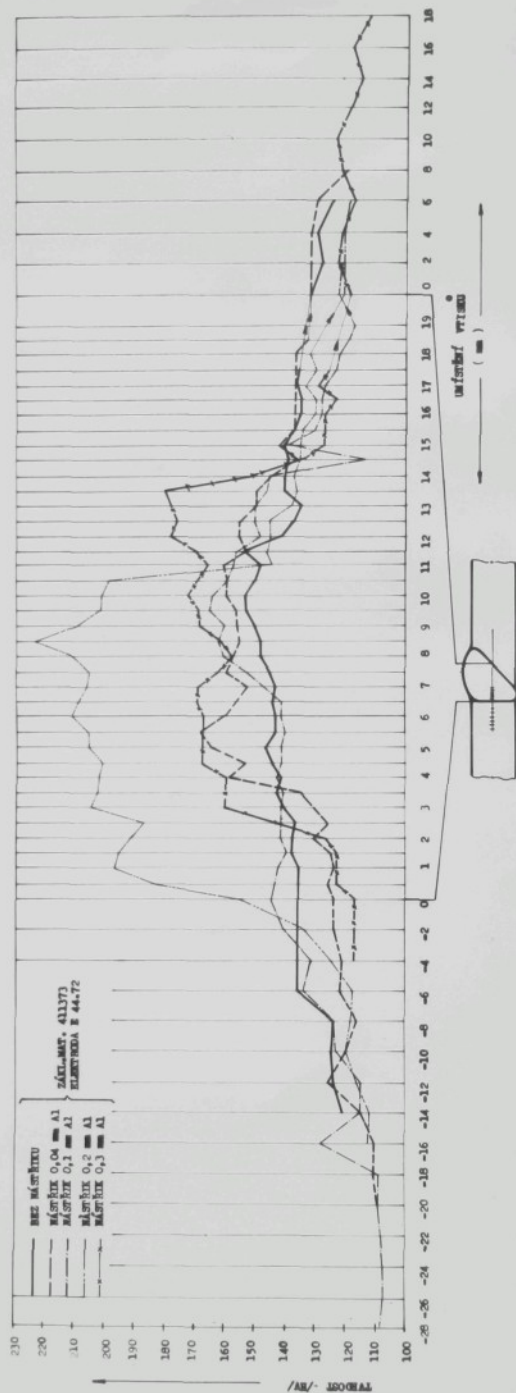
Z uvedené tabulky a diagramu je zřejmé, že hodnoty předepsané normou bylo dosaženo pouze při nástřiku tloušťky 0,04 mm u obou typů elektrod. Při tloušťce nástřiku 0,10 se normě celkem přibližuje spoj provedený bazilikou elektrodou E 44.83. Křehlina vznikla u zkoušek s větší tloušťkou nametalizované vrstvy vždy v přechodu, zřejmě vlivem vzniklé křehké fáze a zhrubnutí struktury.

Tab.30 Průběh tvrdosti ve svarovém spoji při různých tloušťkách nástříku Al

Tloušťka nástříku /mm/		0	0,04	0,1	0,2	0,3
Použitá elektroda	Vzdálenost vtisků /mm/	Tvrdost /H/				
 E 44.83	ZÁKL. MATERIÁL	- 18	109			
		- 16	115			
		- 14	112			
		- 12	116			110
		- 10	111		125	116
		- 8	111	122	126	126
		- 6	110	128	128	121
		- 4	114	126	128	147
		- 2	118	131	136	126
		0	123	132	138	138
		+ 0,5	123	126	139	138
		1	125	135	138	130
		1,5	125	142	145	131
		2	128	139	155	131
		2,5	133	141	170	137
		3	138	141	183	161
		3,5	141	144	186	154
		4	150	142	186	136
		4,5	154	150	186	191
		5	157	156	181	205
		5,5	152	154	187	228
		6	152	160	186	247
		6,5	152	164	189	233
		7	154	157	186	235
		7,5	151	158	191	233
		8	152	160	191	233
		8,5	154	160	191	242
		9,0	151	168	183	233
		9,5	151	160	181	238
		10,0	151	160	181	238
		10,5	151	163	187	238
		11,0	151	170	187	230
		11,5	151	162	177	242
		12,0	151	162	173	230
		12,5	151	160	166	230
		13,0	147	160	166	232
		13,5	140	161	156	228
		14,0	134	159	160	230
		14,5	131	154		233
		15,0	132	151		232
		15,5		146		242
		16,0		146		240
		16,5		138		235
		17,0		138		215
		17,5		132		183
		18,0		128		135
		18,5				136
		19,0				136
		19,5				134
		20,0				129
	ZÁKL. MĚR.	0	125	127	137	121
		2	123	125	126	123
		4	124	122	130	125
		6	123	122	140	124
		8	115	120	136	125
		10		120	134	
		12		120	131	
		14		116	130	

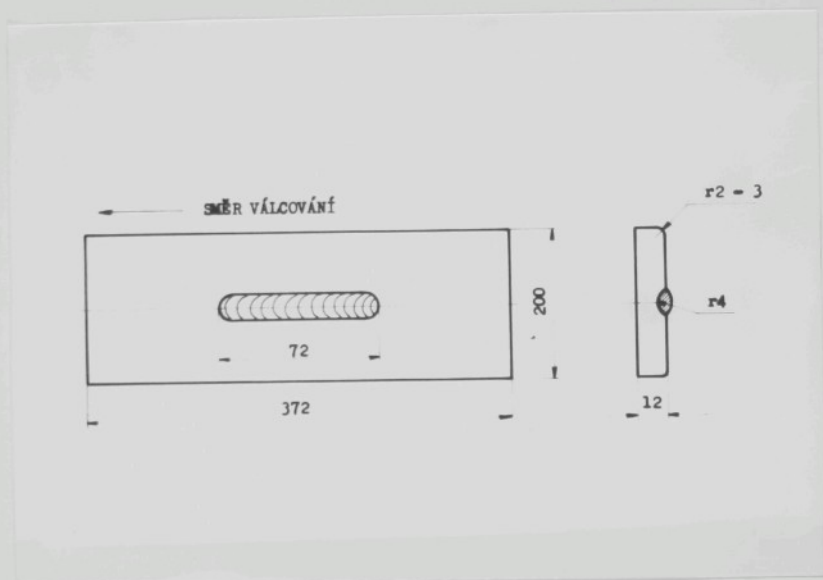


Obr. 40 - Průběh tvrdosti při různých tloušťkách namazané vrstvy



5.72 Návarová skouška ohybová

Skusební deska pro tento druh skoušky je znázorněna na obr. 42.



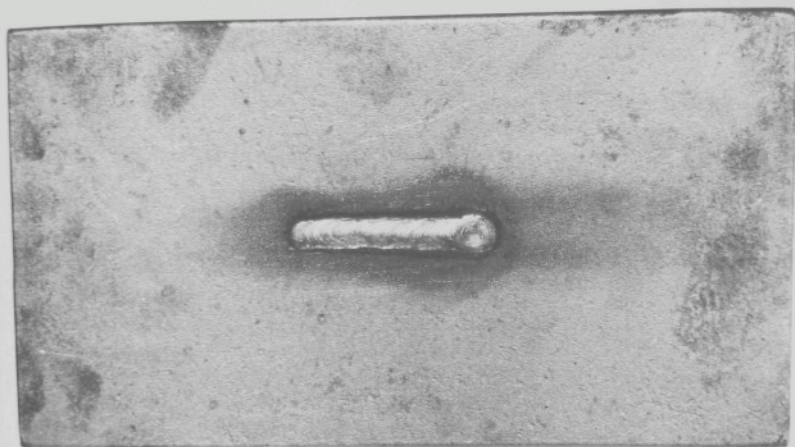
Obr. 42 - Náčrtek skusební desky pro ohybovou návarovou skoušku metalurgické svařitelnosti

Desky byly opatřeny nametalizovanou vrstvou hliníku o tloušťkách 0,04; 0,10; 0,20; 0,30 mm i v drážce. Pak bylo nanášena návarová housenka oběma typy elektrod, průměr elektrody 5 mm.

Při navařování housenky kyselinou elektrodou E 44.72 docházelo opět k vření tavné lázně a vzniku pórů, jak je zřejmé z obr. 43 - 47. Při navařování basislekovou elektrodou E 44.83 k tomuto jevu nedocházelo.

Na tab. 32 a v diagramu na obr. 48 jsou uvedeny výsledky této skoušky.

Z výsledků je vidět podstatný vliv nametalizované hliníkové vrstvy. Hodnoty předepsaných normou bylo dosaženo u elektrody E 44.83 pouze u tloušťky nametalizované hliníkové vrstvy 0,10 mm u elektrody E 44.72 jen při tloušťce 0,04 mm. V ostatních případech došlo ke vzniku první trhliny již při malém úhlu ohybu. Zřejmě došlo k podstatnému obohatení návarové housenky hliníkem, a tím k velkému snížení plasticity svarového kovu.



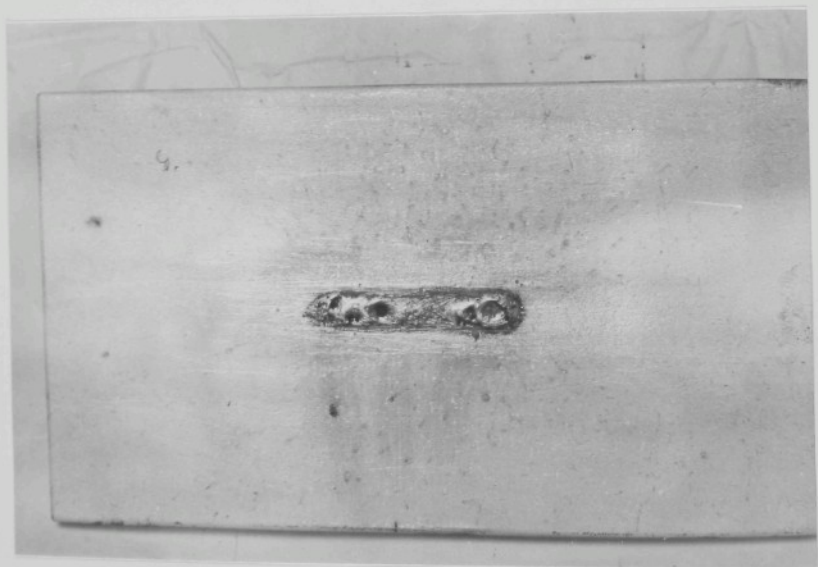
Obr. 43 - Vzhled povrchu housenky u návarové zkoušky ohybové,
u desky bez nametalizované vrstvy hliníku, provedené
elektrodou B 44.72



Obr. 44 - Vzhled povrchu housenky u návarové zkoušky ohybové,
u desky s nametalizovanou vrstvou hliníku tloušťky
0,04 mm, provedené elektrodou B 44.72



45 - Vzhled povrchu housenky u návarové zkoušky ohybové,
u desky s nametalizovanou vrstvou hliníku tloušťky
0,10 mm, provedené elektrodou B 44.72

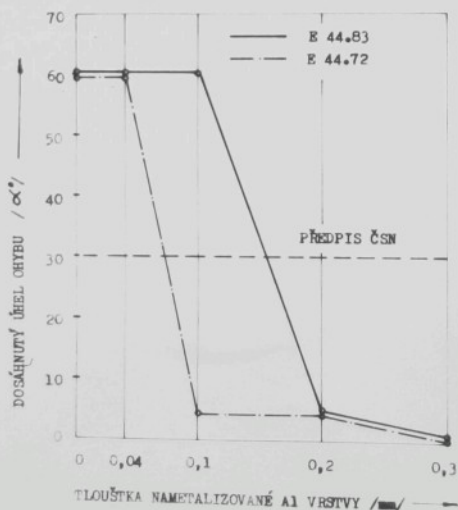


46 - Vzhled povrchu housenky u návarové zkoušky ohybové,
u desky s nametalizovanou vrstvou hliníku tloušťky
0,20 mm, provedené elektrodou B 44.72

10



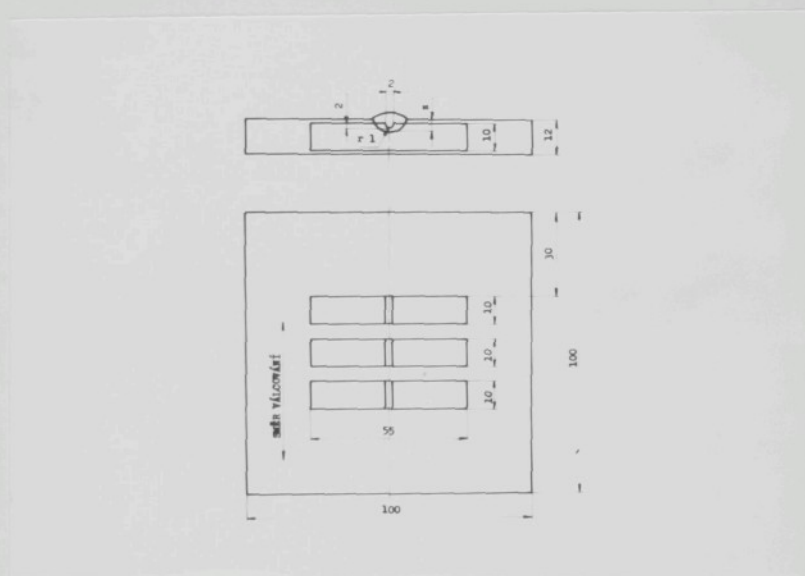
47 - Vzhled povrchu housenky u návarové zkoušky ohybové, u desky a nametalizovanou vrstvou hliníku tloušťky 0,30 mm, provedené elektrodou E 44.72



48 - Velikost úhlu ohybu při dosažení první trhliny u návarové zkoušky ohybové

7. Návárové zkoušky válcové

Zkušební deska pro tento druh zkoušky je znázorněna na obr.43.

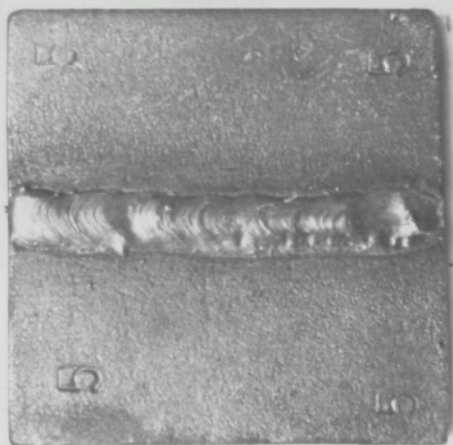


Obr.49 - Zkušební deska pro návarovou skoušku

Desky byly opět opatřeny nanesenou vrstvou křemíku a dříve již uvedenou tloušťkou /i v drážce/. Pak byla nanesena návarová hmotovina oběma typy elektrod, průměr elektrody 3 mm.

Při navařování hmotoviny kyslou elektrodou E 44.72 docházelo opět jako u přechodového typu zkoušky k vření tavné lázně a vzniku porů, jak je sřejmá z obr.50 - 54. Při navařování elektrodou kyslou E 44.83 k takovému jevu nedocházelo.

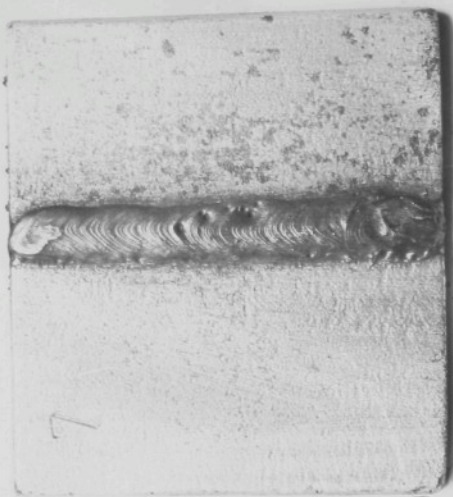
Na tab.30 a v diagramu na obr.55 jsou uvedeny výsledky této zkoušky. Z výsledků je vidět, že tento druh zkoušky není vliv na svařitelnost materiálů. Vrubová houbovitost se nijak výrazně nemění.



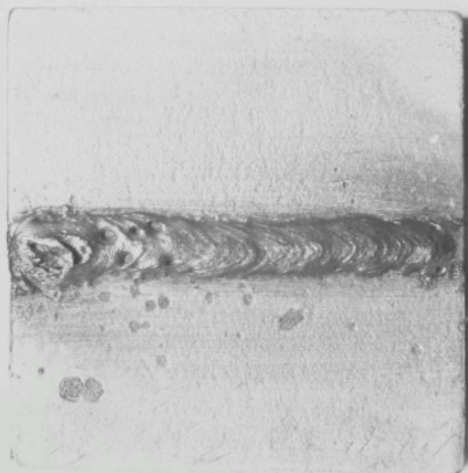
44.50 - Vzhled povrchu housenky u návarové skoušky číslo 6,
u desky bez nametalizované vrstvy hliníku



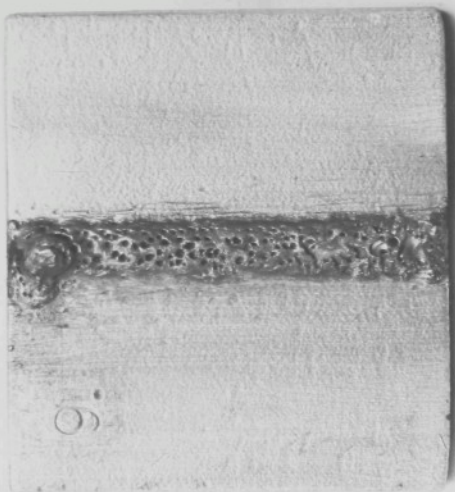
44.51 - Vzhled povrchu housenky u návarové skoušky číslo 6,
u desky s nametalizovanou hliníkovou vrstvou tl. vrstvy
0,04 mm, svařených elektrodo 44.72



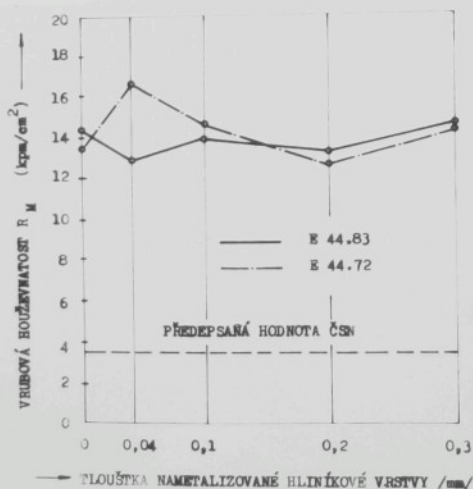
52 - Vzhled povrchu kousenky u návarové zkoušky zásovi, u de-
sek s nametalizovanou hliníkovou vrstvou tloušťky 0,10 mm,
svařených elektrodou E 44.72



53 - Vzhled povrchu kousenky u návarové zkoušky zásovi, u de-
sek s nametalizovanou hliníkovou vrstvou tloušťky 0,20 mm,
svařených elektrodou E 44.72



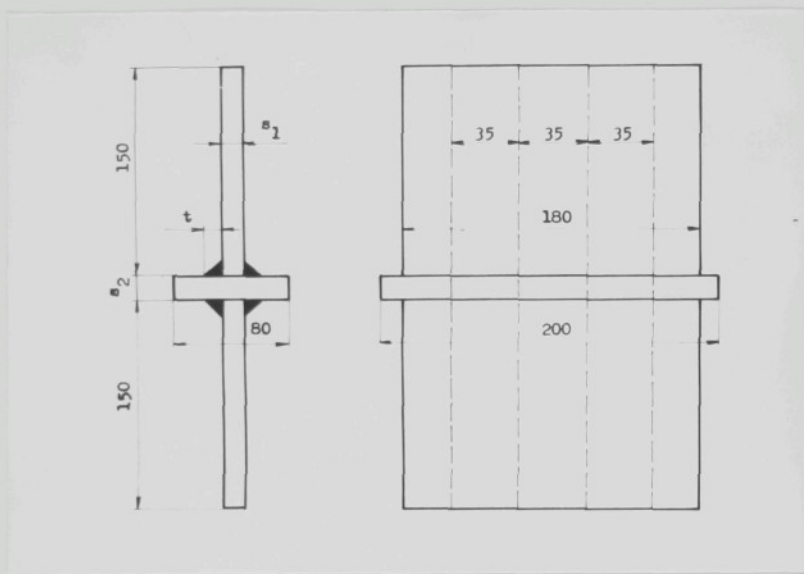
54 - Vzhled povrchu housenky u návarové skoušky pásové,
u desek s nametalizovanou hliníkovou vrstvou tl. uštky
0,30 mm, svařeny elektrodou E 44.72



55 - Velikost vrubové houževnatosti při návarové skoušce pásové v závislosti na tloušťce nametalizované hliníkové vrstvy

Křížové zkoušky

Zkušební deska pro tento druh zkoušky je znázorněna obr. 56.



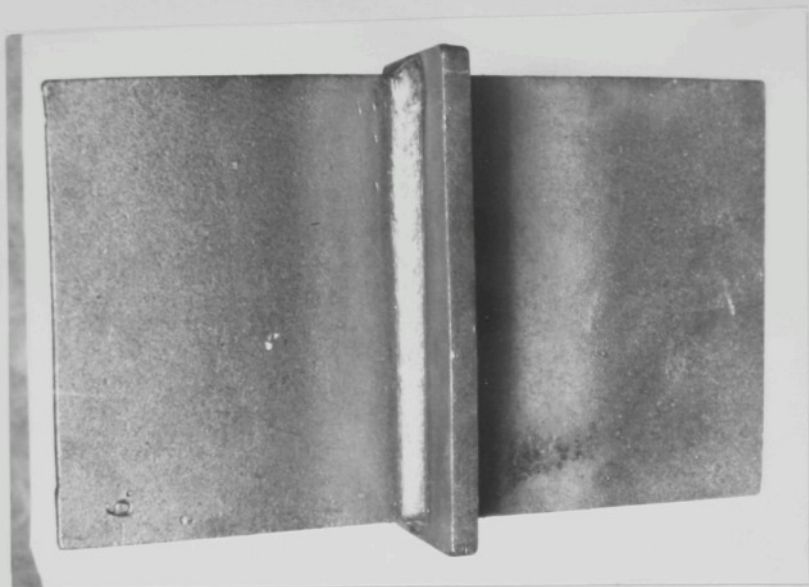
Obr. 56 - Vzorček zkušební desky pro křížovou zkoušku

Desky byly opatřeny nametalizovanou vrstvou hliníku o šířce uvedených tloušťkách a pak svařeny koutovým swarem 6 mm. Ze zkouškou jsme si chtěli ověřit výsledky u koutových svařů, protože tento druh spoje je velmi často ve svařovaných konstrukcích používán.

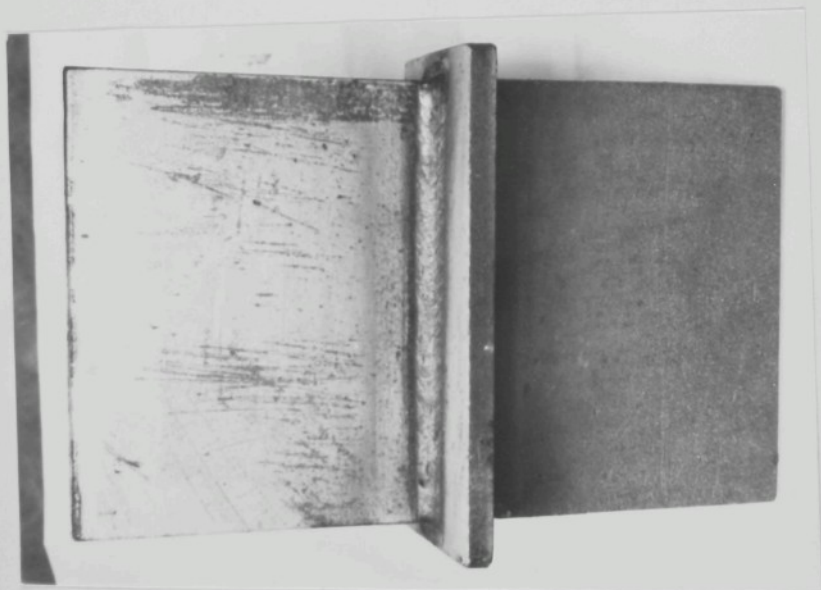
Při svařování krycími elektrodami E 44.72 docházelo opět k tvavé lázni a vzniku porů jak je zřejmé z obr. 57 - 61. Svařování bazilikou elektrodou E 44.83 k tomuto jevu nedocházelo.

Ze tab. 34 a v diagramu na obr. 62 jsou uvedeny výsledky této zkoušky /pevnost koutového svařu /.

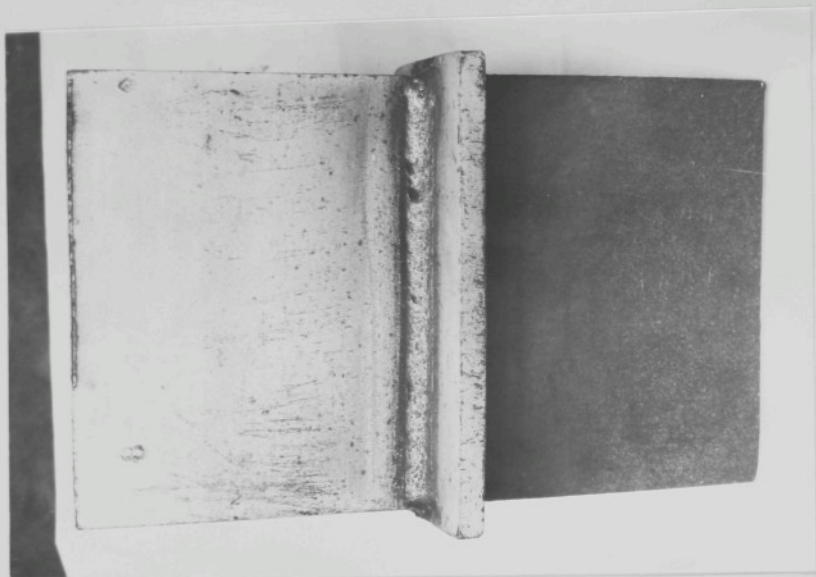
Z výsledků je vidět výrazný pokles pevnosti koutových svařů tloušťkách nametalizované hliníkové vrstvy větších než 0,10 mm. Znamená to tedy opět hraniční přechodová oblast svařový kov - hliníkový materiál velmi podstatně v tomto případě ovlivněná obsažením hliníku.



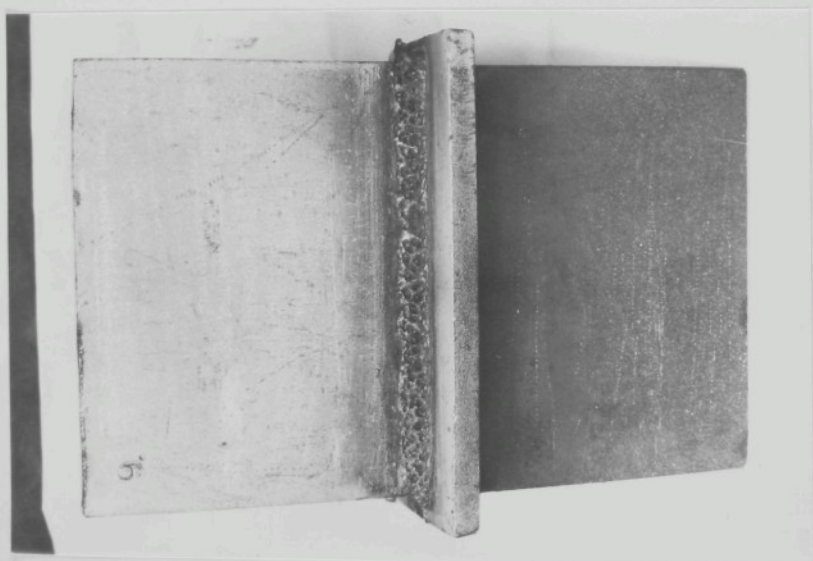
7 - Vzhled povrchu koutového svaru, u desek bez nanetali-
zované vrstvy hliníku, svařených elektrodou E 41.72



8 - Vzhled povrchu koutového svaru, u desek s nanetali-
zovanou vrstvou hliníku o tloušťce 0,04 mm, svařených
elektrodou E 41.72



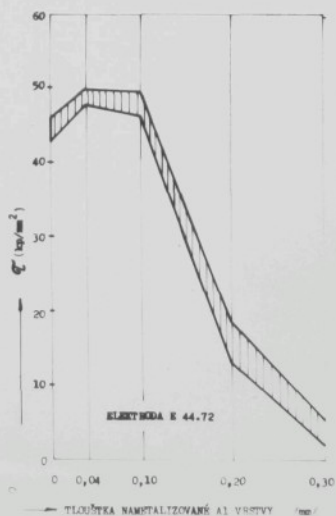
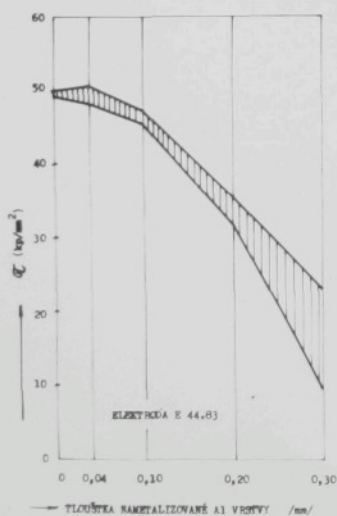
59 - Vzhled povrchu koutového svaru, u desek s nanesenou izolovanou vrstvou blinniku o tloušťce 0,10 mm, svařován elektródou B 42.72



60 - Vzhled povrchu koutového svaru, u desek s nanesenou izolovanou vrstvou blinniku o tloušťce 0,20 mm, svařován elektródou B 42.72



61 - Vzhled povrchu koutového svaru, u desek s povrstvovanou vrstvou hliníku o tloušťce 0,30 mm, svařených elektrodou E 44.72



62 - Pevnost koutových svarů při křížové zkoušce v závislosti na tloušťce namatalizované hliníkové vrstvy

Metalegrafické vyhodnocení a chemický rozbor zkoušených svarových spojů

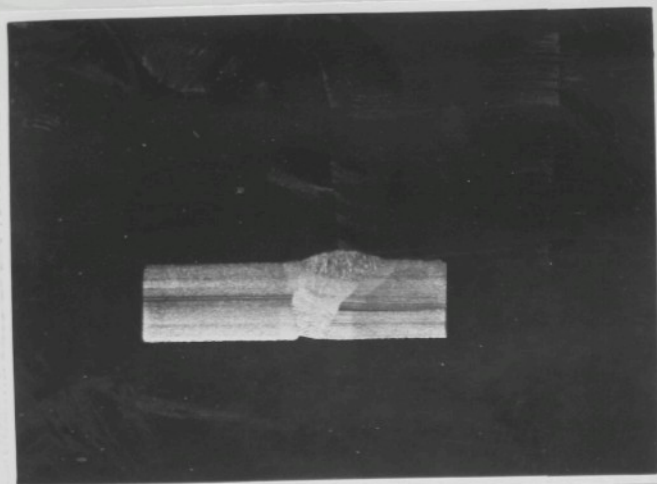
Svarové spoje byly rovněž podrobeny makroskopickému a mikroskopickému rozboru. Na obr. 63 - 72 jsou makrosnímky ve skutečné velikosti 1:1 z jednotlivýchkušních desek s různými sálkami nametalizované hliníkové vrstvy. Z těchto makrosnímků je zřejmé, že svařování bylo provedeno velmi pečlivě, ale už je vidět u zkoušek s větší tloušťkou nametalizované vrstvy, že docházelo k vření tavné lázně a ke vzniku porů.

Na obr. 73 - 102 jsou uvedeny mikrostruktury jednotlivých svarových spojů u zkoušek s různou tloušťkou nametalizované vrstvy, provedených elektrodou B 44.83 a B 44.72.

Struktura základního materiálu je feritické perlitické.

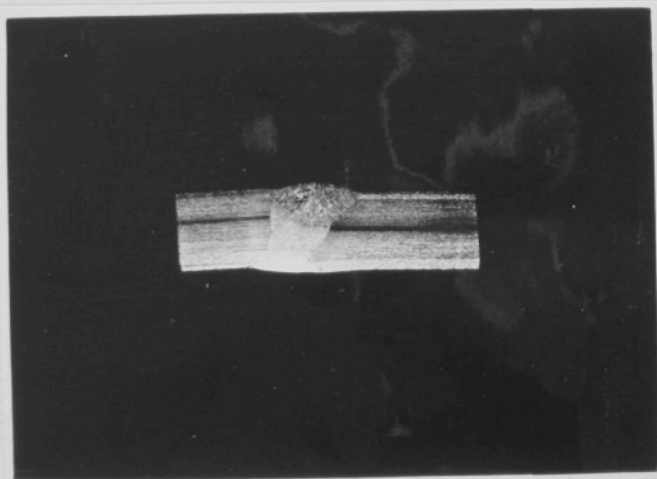
Struktura v přechodové oblasti základního materiálu je feritické perlitické. Z makro a mikrosnímků je zřejmé, že při svařování se tloušťka nametalizované hliníkové vrstvy docházelo svařování tepelného vlivu základního materiálu, projevující se svařování silný vlivu a svařování se svařování struktury. V přechodové oblasti svarového kovu je struktura feritické perlitické, se svařování se tloušťkou nametalizované hliníkové vrstvy, docházelo nejen k svařování svařování struktury, ale i svařování podíl feritové fáze ve struktuře.

Struktura svarového kovu ve středních oblastech svaru je feritické perlitické. Se svařování se tloušťkou nástřiku, svařování se opět svařování struktury a podíl feritové fáze ve svarovém kovu.



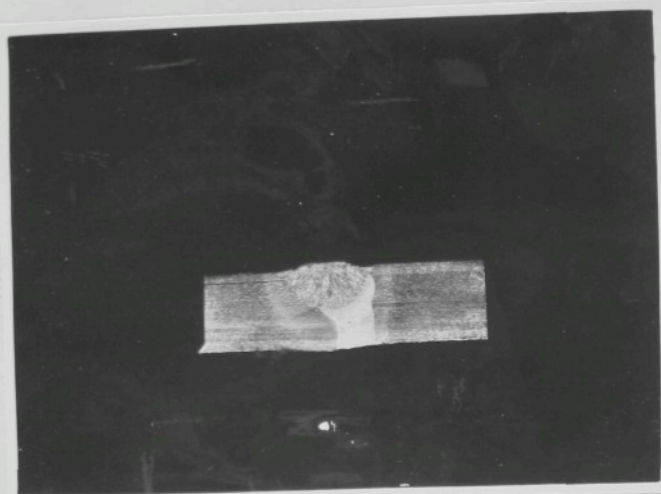
měř. 1:1

- 63 - Makrostruktura svarového spoje zkušebních desek bez nanetalizované hliníkové vrstvy, elektroda E 44.83



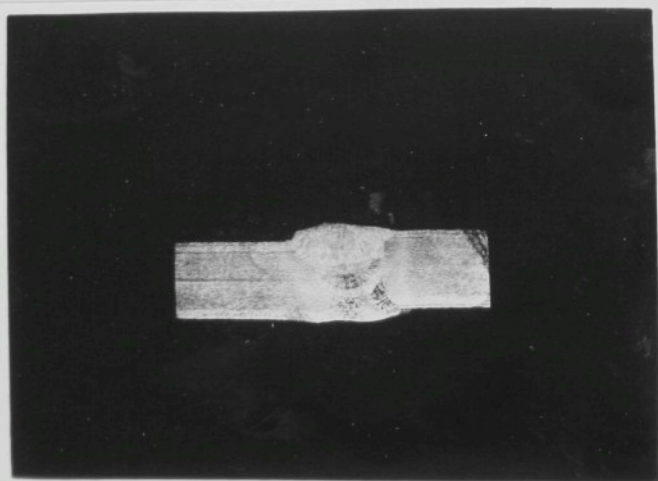
měř. 1:1

- 64 - Makrostruktura svarového spoje zkušebních desek s nanetalizovanou hliníkovou vrstvou tloušťky 0,04 mm, elektroda E 44.83



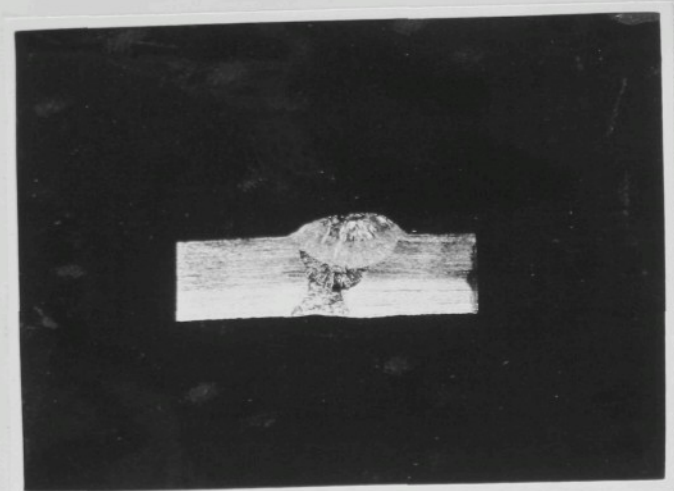
měř. 1:1

- Makrostruktura svarového spoje zkušebních desek s nane-
talizovanou hliníkovou vrstvou tloušťky 0,10 mm,
elektroda E 44.83



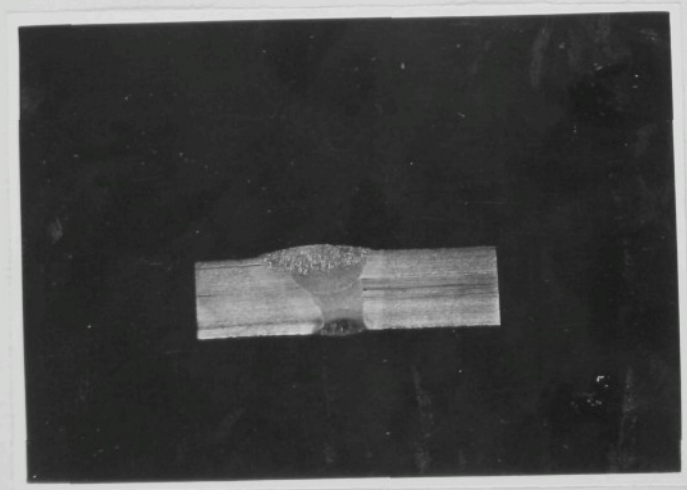
měř. 1:1

56 - Makrostruktura svarového spoje zkušebních desek s nane-
talizovanou hliníkovou vrstvou tloušťky 0,20 mm,
elektroda E 44.83



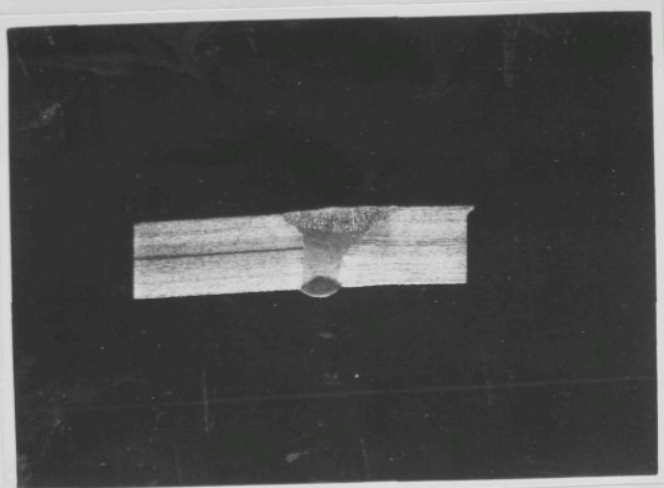
měř. 1:1

- 67 - Makrostruktura svarového spoje zkušebních desek s nanokristalizovanou hliníkovou vrstvou tloušťky 0,30 mm, elektroda E 44.83



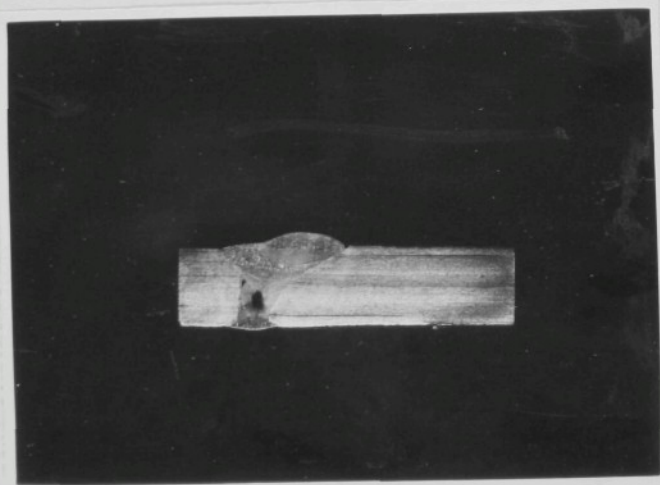
měř. 1 : 1

- 68 - Makrostruktura svarového spoje zkušebních desek bez nanokristalizované hliníkové vrstvy, elektroda E 44.72



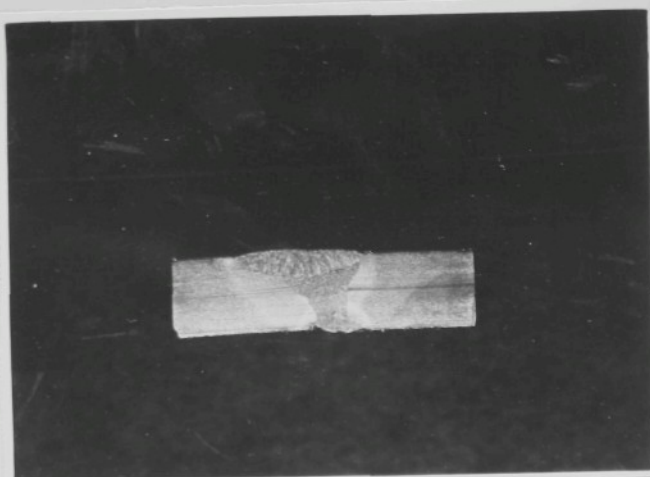
měř. 1:1

- 9 - Makrostruktura svarového spoje zkušebních desek s nanesenou hliníkovou vrstvou tloušťky 0,04 mm, elektroda E 44.72



měř. 1:1

- 10 - Makrostruktura svarového spoje zkušebních desek s nanesenou hliníkovou vrstvou tloušťky 0,10 mm, elektroda E 44.72



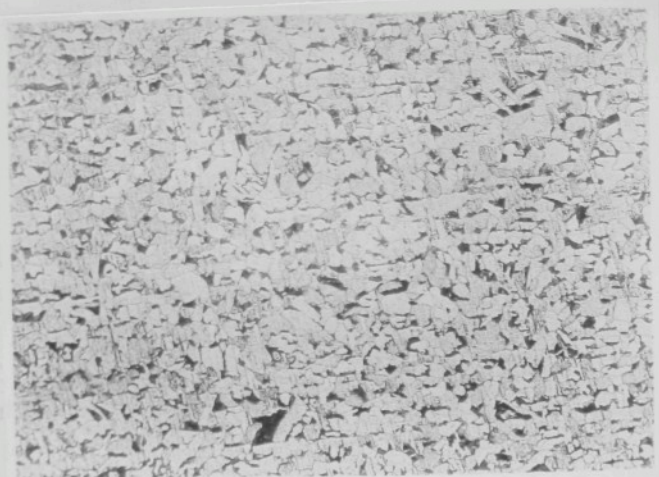
měř. 1:1

71 - Makrostruktura svarového spoje zkušebních desek s nanesenou hliníkovou vrstvou tloušťky 0,20 mm, elektroda E 44.72



měř. 1:1

72 - Makrostruktura svarového spoje zkušebních desek s nanesenou hliníkovou vrstvou tloušťky 0,30 mm, elektroda E 44.72



Reptadlo : Wital
Zvětšení : 100 x

73 - Mikrostruktura základního materiálu /deska bez nametalizované hliníkové vrstvy, elektroda E 44.83/



Reptadlo : Wital
Zvětšení : 100 x

74 - Mikrostruktura přechodové oblasti svarového spoje /deska bez nametalizované hliníkové vrstvy, elektroda E 44.83/



Leptadlo : Nital
Zvětšení : 100 x

75 - Mikrostruktura svarového kovu /deska bez nametalizované
hliníkové vrstvy, elektroda E 44.83/



Leptadlo : Nital
Zvětšení : 100 x

75 - Mikrostruktura základního materiálu /deska s nametalizovanou hliníkovou vrstvou tloušťky 0,04 mm, elektroda E 44.83/



Leptadlo : Wital
Zvětšení : 100 x

77 - Mikrostruktura přechodové oblasti svarového spoje
/deska s nametalizovanou hliníkovou vrstvou tloušťky
0,04 mm, elektroda E 44.83/



Leptadlo : Wital
Zvětšení : 100 x

78 - Mikrostruktura svarového spoje /deska s nametalizovanou
hliníkovou vrstvou tloušťky 0,04 mm, elektroda E 44.83/



Leptadlo : Wital
Zvětšení : 100 x

0r.79 - Mikrostruktura základního materiálu /deska s nametalizovanou hliníkovou vrstvou tloušťky 0,10 mm, elektroda B 44.83/



Leptadlo : Wital
Zvětšení : 100 x

0r.80 - Mikrostruktura přechodové oblasti svarového spoje /deska s nametalizovanou hliníkovou vrstvou tloušťky 0,10 mm, elektroda B 44.83/



Leptadlo : Nital
Zvětšení : 100 x

81 - Mikrostruktura svařového kovu /deska s nametalizovanou hliníkovou vrstvou tloušťky 0,10 mm, elektroda E 44.83/



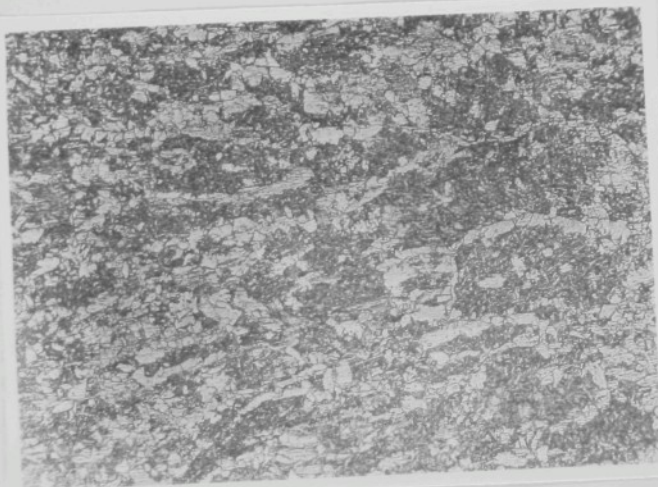
Leptadlo : Nital
Zvětšení : 100 x

82 - Mikrostruktura základního materiálu /deska s nametalizovanou hliníkovou vrstvou tloušťky 0,20 mm, elektroda E 44.83/



Leptadlo : Nital
Zvětšení : 100 x

Mr.83 - Mikrostruktura přechodové oblasti svarového spoje
/deska s nametalizovanou hliníkovou vrstvou tloušťky
0,20 mm, elektroda E 44.83/



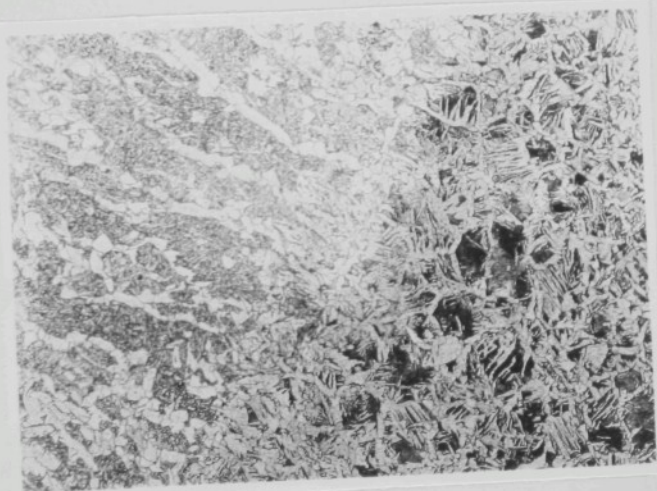
Leptadlo : Nital
Zvětšení : 100 x

Mr.84 - Mikrostruktura svarového kovu /deska s nametalizovanou
hliníkovou vrstvou tloušťky 0,20 mm, elektroda E 44.83/



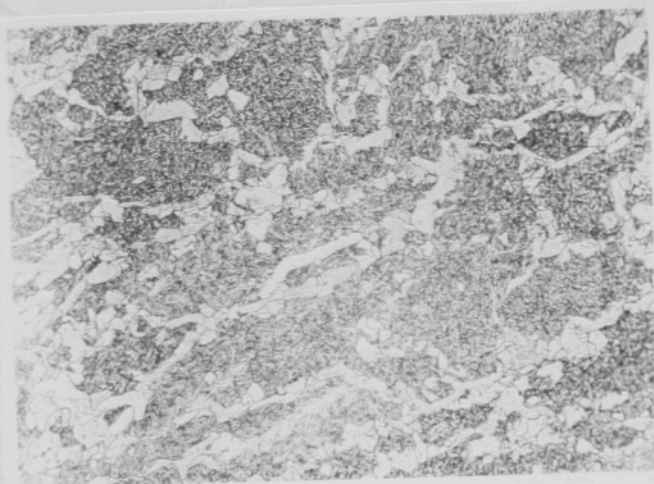
Leptadlo : Nital
Zvětšení : 100 x

Obr.85 - Mikrostruktura základního materiálu /deska s nametalizovanou hliníkovou vrstvou tloušťky 0,30 mm, elektroda E 44.83/



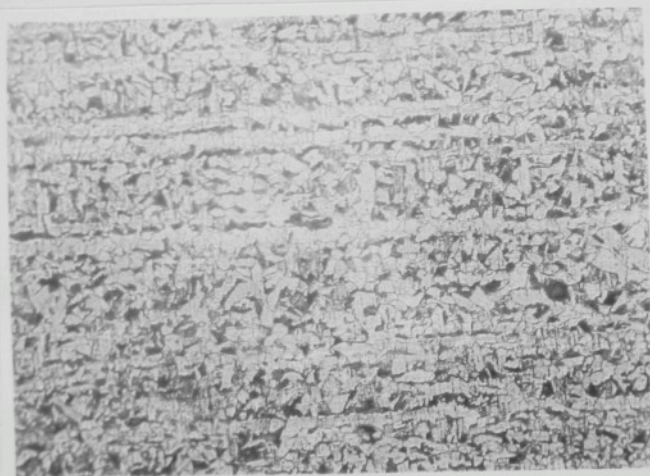
Leptadlo : Nital
Zvětšení : 100 x

Obr.86 - Mikrostruktura přechodové oblasti svarového spoje /deska s nametalizovanou hliníkovou vrstvou tloušťky 0,30 mm, elektroda E 44.83/



Leptadlo : Nitel
Zvětšení : 100 x

Obr.87 - Mikrostruktura svarového kovu /deska s nanotalizovanou hliníkovou vrstvou tloušťky 0,30 nm, elektroda E 44.82/



Leptadlo : Nitel
Zvětšení : 100 x

Obr.88 - Mikrostruktura základního materiálu /deska bez nanotalizované hliníkové vrstvy, elektroda E 44.72/



Leptadlo : Nital
Zvětšení : 100 x

obr.89 - Mikrostruktura přechodové oblasti svarového spoje /deska bez nametalizované hliníkové vrstvy, elektroda B 44.72/



Leptadlo : Nital
Zvětšení : 100 x

obr.90 - Mikrostruktura svarového kovu /deska bez nametalizované hliníkové vrstvy, elektroda B 44.72/



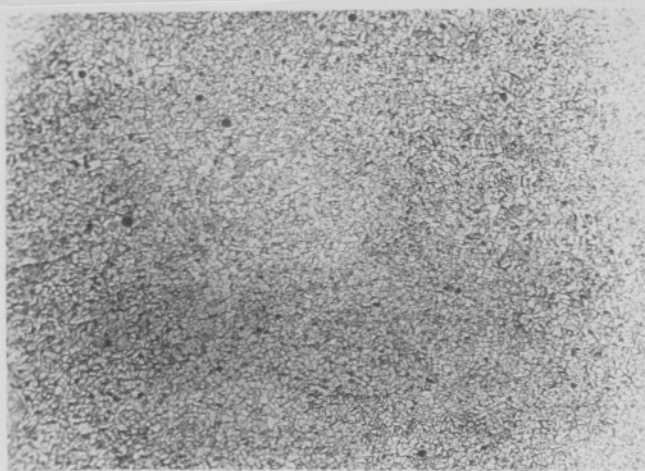
Leptadlo : Nitral
Zvětšení : 100 x

4.91 - Mikrostruktura základního materiálu /decka s nanokristalizovanou hliníkovou vrstvou tloušťky 0,04 nm, elektroda E 44.72/



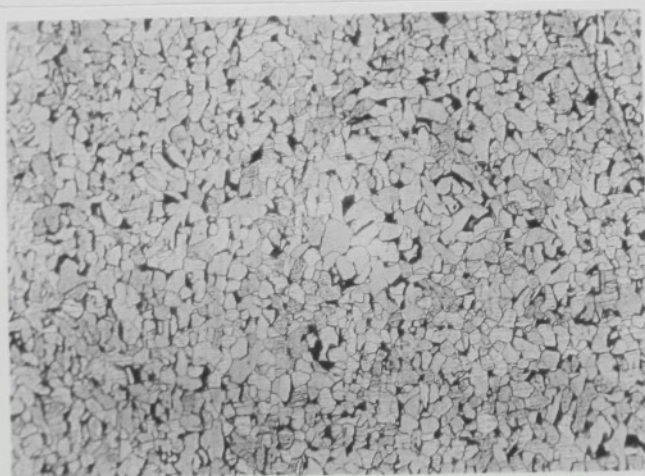
Leptadlo : Nitral
Zvětšení : 100 x

4.92 - Mikrostruktura přechodové oblasti svarového spoje /decka s nanokristalizovanou hliníkovou vrstvou tloušťky 0,04 nm, elektroda E 44.72/



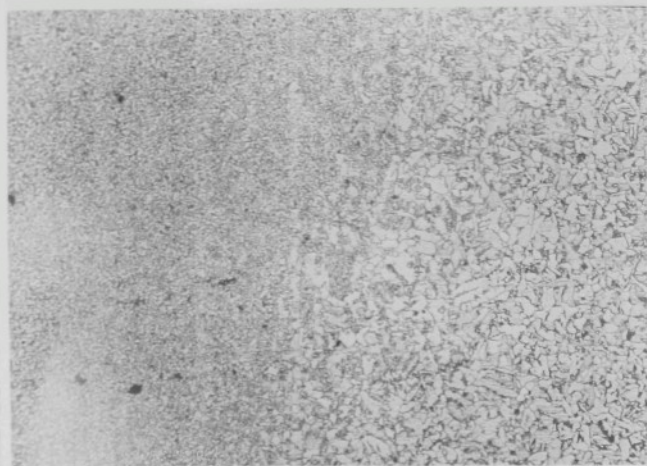
Leptadlo : Nitel
Zvětšení : 100 x

obr.93 - Mikrostruktura svarového kovu /deska s nanetali-
zovanou hliníkovou vrstvou tloušťky 0,04 mm, elektroda E 44.72/



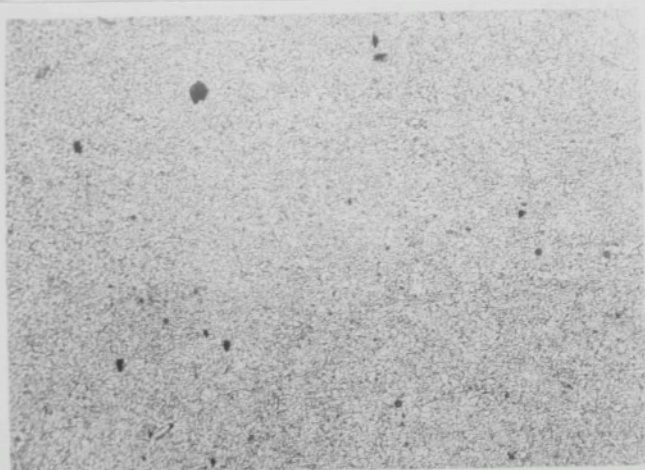
Leptadlo : Nitel
Zvětšení : 100 x

obr.94 - Mikrostruktura základního materiálu /deska s nanetali-
zovanou hliníkovou vrstvou tloušťky 0,10 mm, elektroda
E 44.72/



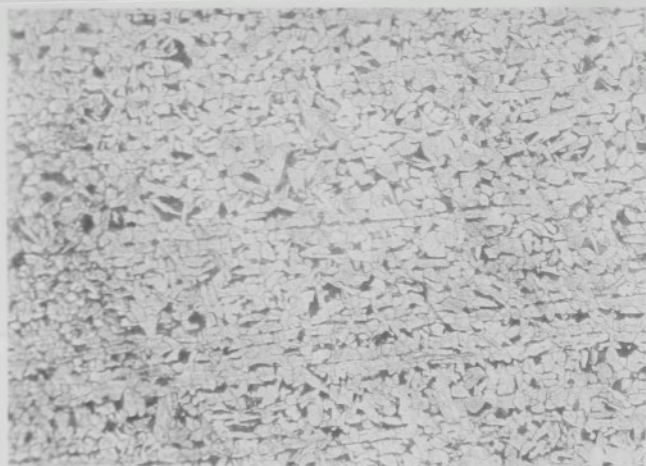
Dotyčadlo : Wital
Zvětšení : 100 x

45 - Mikrostruktura přechodové oblasti svařového spoje /deska s naimetalizovanou hliníkovou vrstvou tloušťky 0,10 mm, elektroda B 44.72/



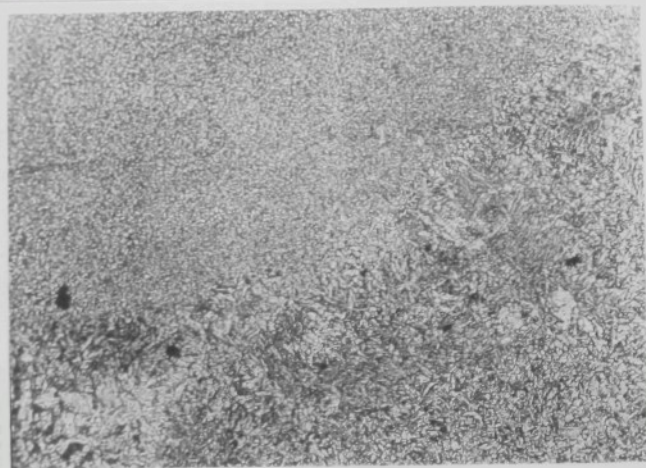
Dotyčadlo : Wital
Zvětšení : 100 x

46 - Mikrostruktura svařového kovu /deska s naimetalizovanou hliníkovou vrstvou tloušťky 0,10 mm, elektroda B 44.72/



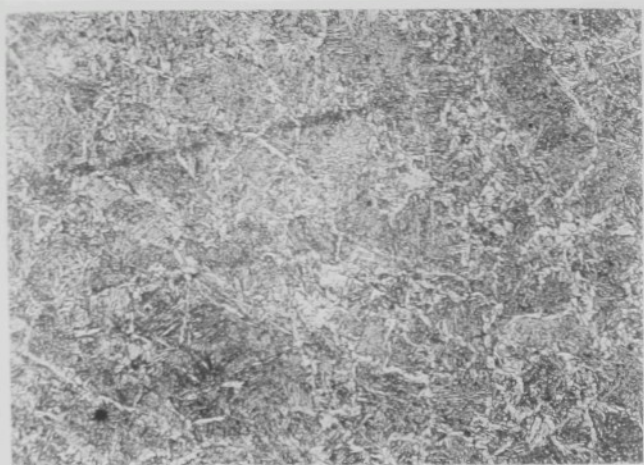
Leptadlo : Nitral
Zvětšení : 100x

97 - Mikrostruktura základního materiálu /deska s nanokristalizovanou hliníkovou vrstvou tloušťky 0,20 mm, elektroda E 44.72/



Leptadlo : Nitral
Zvětšení : 100x

98 - Mikrostruktura přechodové oblasti svarového spoje /deska s nanokristalizovanou hliníkovou vrstvou tloušťky 0,20 mm, elektroda E 44.72/



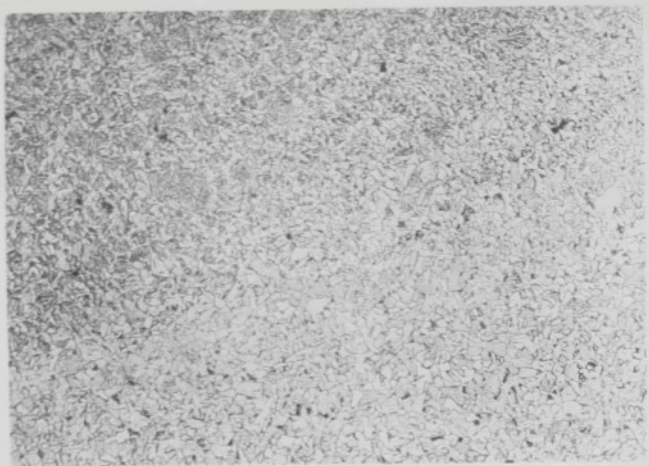
Leptadlo : Nitel
Zvětšení : 100 x

Obr.99 - Mikrostruktura svařového kovu /deska s nanetali-
zovanou hliníkovou vrstvou tloušťky 0,30 mm, elektroda B 44.72/



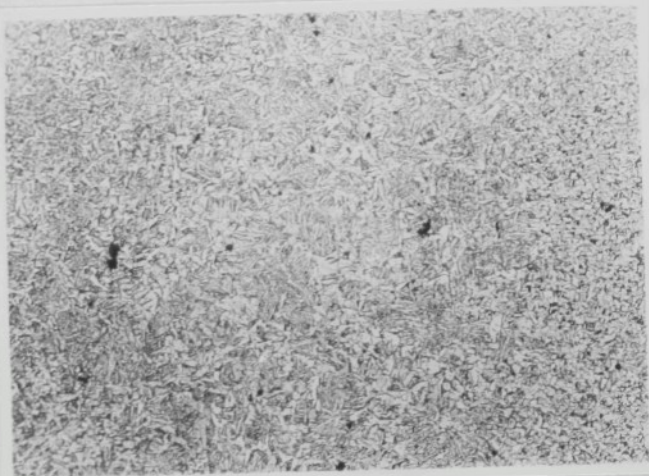
Leptadlo : Nitel
Zvětšení : 100 x

Obr.100 - Mikrostruktura základního materiálu /deska s nanetali-
zovanou hliníkovou vrstvou tloušťky 0,30 mm, elektroda
B 44.72/



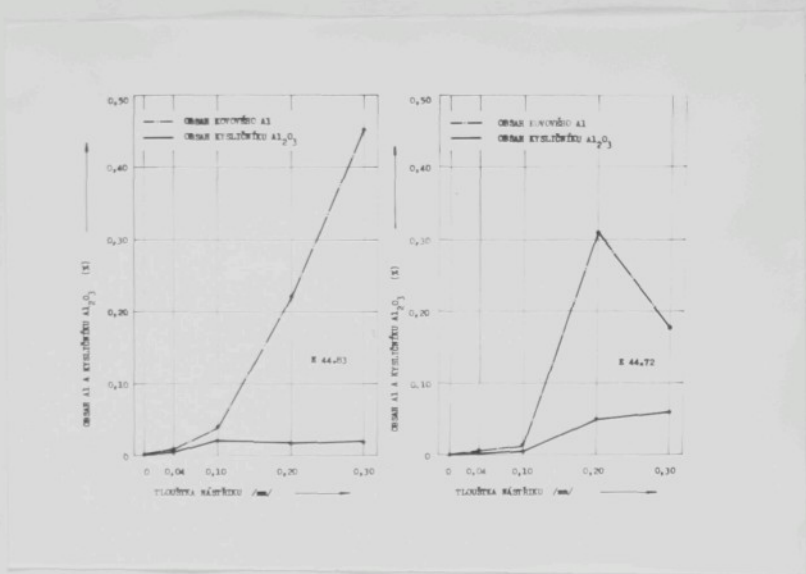
Leptadlo : Nitel
Zvětšení : 100 x

Str.101 - Mikrostruktura přechodové oblasti svarového spoje
/deska s nametalizovanou hliníkovou vrstvou tloušťky
0,30 mm, elektroda E 44.72/



Leptadlo : Nitel
Zvětšení : 100 x

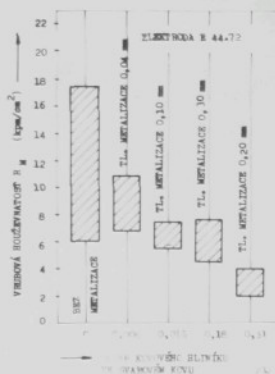
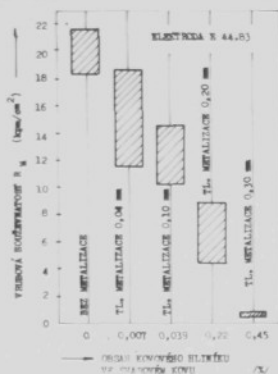
Str.102 - Mikrostruktura svarového kovu /deska s nametalizovanou
hliníkovou vrstvou tloušťky 0,30 mm, elektroda E 44.72/



Obr.103 -- Maximální obsah kovového hliníku a jeho kysličníků ve svarovém kovu v závislosti na tloušťce náustku a použité elektrodě

Z porovnání hodnot vrubové houževnatosti svarového spoje a hlavně přechodové oblasti při různých tloušťkách nastalí-zovaných hliníkové vrstvy s obsahem kovového hliníku ve svarovém kovu vyplývá, že zbytkový hliník v kovové formě ve svaru bude mít podstatný vliv na mechanické vlastnosti svarového spoje, jak bylo také předpokládáno v teoretické části kandidátské práce. Tento hliník ovlivňuje mechanické vlastnosti svaru tvořením tuhých roztoků s α -železem a působením na růst zrna, jejichž velikost rovněž pak podstatně ovlivňuje vrubovou houževnatost.

Na diagramech na obr.104 je uveden rozsah hodnot vrubové houževnatosti přechodové oblasti svarového spoje v závislosti na obsahu zbytkového hliníku.



Obr.104 - Hodnoty vrubové houževnatosti přechodových oblastí svarů v závislosti na obsahu zbytkového hliníku ve svaru

Z diagramů je vidět, že se zvětšujícím se obsahem hliníku ve svaru se podstatně snižuje vrubová houževnatost.

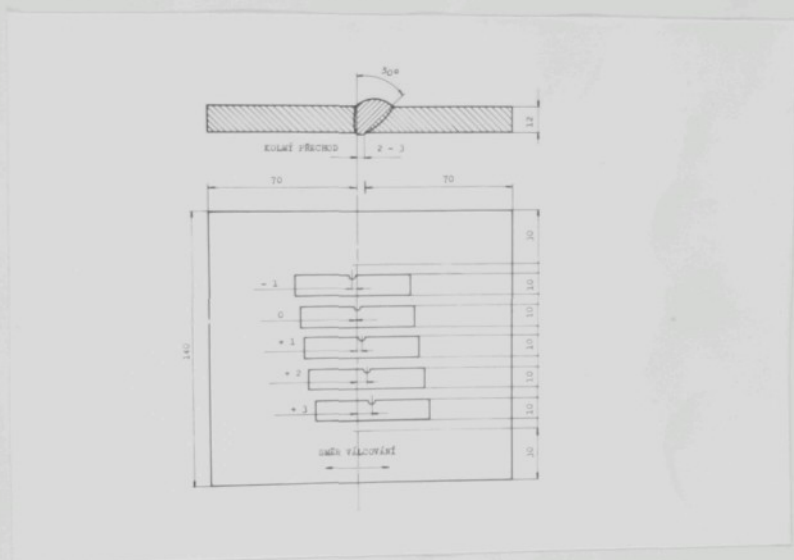
Při porovnání mikrostruktur svarů s různými obsahy hliníku je zřejmé, že při vyšším obsahu hliníku dochází k velkému zhrubnutí struktury, což má také vliv na hodnoty vrubové houževnatosti.

Je to markantně vidět v případě bazilové elektrody u zkoušek s nametalizovanou hliníkovou vrstvou tloušťky 0,10; 0,20; 0,30 mm. V těchto případech ve svařecím kovu a hlavně v přechodové oblasti došlo k velikému zhrubnutí struktury a také k maximálnímu poklesu hodnot vrubové houževnatosti, hlavně u tloušťky nametalizované vrstvy 0,30 mm. U této zkoušky přešlo do svaru velké množství hliníku /0,45 %/. Ze zkoušek rovněž vyplývá, že závislost na tloušťce hliníkové /0,31 % Al/. Hodnoty vrubové houževnatosti přechodové oblasti odpovídají množství hliníku a rovněž tak velikost svaru.

Podrobné ověření vlastností přechodové oblasti svarový kov - základní materiál

5.91 Ověření mechanických vlastností

Bylo provedeno znovu podrobné ověření hodnot vrubové houževnatosti, ale jen v přechodové oblasti svarový kov - základní materiál. Na obr. 105 jsou vidět rozměry zkušebních desek a umístění tělísek. Zkoušky byly provedeny pro tloušťku nametalizované hliníkové vrstvy 0,04; 0,10; 0,20; 0,30 mm.



Obr. 105 - Rozměry zkušebních desek a umístění zkušebních tělísek pro ověření hodnot vrubové houževnatosti přechodové oblasti svarový kov - základní materiál

U přerážených tělísek byl v oblasti lomu zjištěn obsah hliníku. Na tab. 36 jsou uvedeny výsledky pro elektrodu E 44.83 a na tab. 37 pro elektrodu E 44.72. Výsledky ukazují opět veliký pokles a nerovnoměrnost hodnot vrubové houževnatosti v této oblasti. Z výsledků je zřejmé rovněž nerovnoměrné rozložení hliníku ve svařovém kovu, jak bylo také v teoretické části předpokládáno. Tato nerovnoměrnost má zřejmě za následek podstatné rozdíly v mechanických vlastnostech v různých místech svaru.

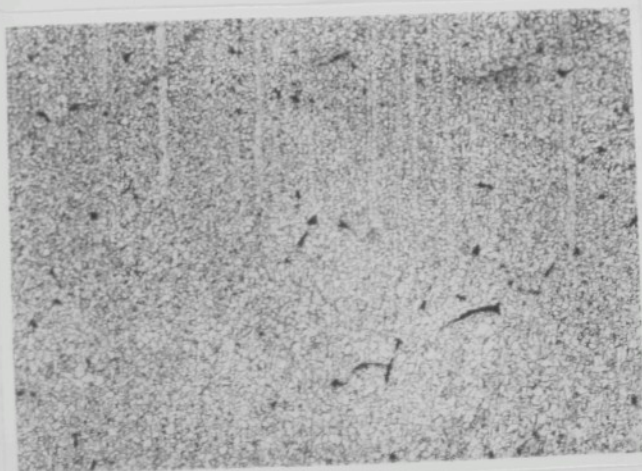
Tloušťka zrnité hlídkové vrstvy /mm/	Získané hodnoty	Vrstvenost od oxy přechodu /mm/				
		- 1	0	+ 1	+ 2	+ 3
0	vrstevná houževnatost R_{Σ} (kN/cm ²)	24,0	19,3	24,6	19,5	15,1
	obsah hlídky /%/	-	-	-	-	-
0,04	vrstevná houževnatost R_{Σ} (kN/cm ²)	12,1	19,3	17,1	17,1	12,4
	obsah hlídky /%/	0,004	0,033	0,020	0,025	0,023
0,10	vrstevná houževnatost R_{Σ} (kN/cm ²)	9,3	23,4	7,6	3,5	11,5
	obsah hlídky /%/	0,14	0,34	0,27	0,18	0,28
0,20	vrstevná houževnatost R_{Σ} (kN/cm ²)	11,8	2,1	6,2	2,1	9,0
	obsah hlídky /%/	0,40	1,23	0,46	0,51	0,34
0,30	vrstevná houževnatost R_{Σ} (kN/cm ²)	2,2	1,5	2,8	3,0	2,8
	obsah hlídky /%/	0,76	1,21	0,93	0,83	0,58

Elektrická třída	Obsah dodá- ného	Al /%/ ve svar. kova	σ_{Pt} kp/mm ²	σ_{Kt} kp/mm ²	δ_5 /%	ψ /%	R_m kp/mm ²	R_H po stár- nutí 10%+250°C (kp/mm ²)	Poznámka
	1,2	0,40	53,0	39,9-41,7 40,8	24,3-26,3 25,3	55,6	6,8-17,5 13,0	5,5-7,8 6,4	navařováno elektrodou s navinutým Al drátem
	2,4	0,82	55,5-60,1 58,6	43,8-44,9 44,5	14,7-25,3 23,7	38,6-62,0 52,7	3,0-12,1 8,1	3,6-5,9 4,8	—
	3,6	1,53	56,5-57,2 56,8	34,6-38,2 36,3	12,7-23,7 19,2	16,0-53,3 39,3	0,5-1,5 0,9	0,9-1,5 1,1	—
	6,1	1,53	—	—	—	—	0,3-0,4 0,3	0,3	navařeno elektrodou s navinutým Al drátem proces nek- lý
	7,8	4,21	—	—	—	—	0,3	0,3	navařováno v ochr. atm. argonu
	12,2	10,82	—	—	—	—	0,3	0,3	—
	18,3	13,34	—	—	—	—	0,5-0,8 0,6	0,4-0,5 0,43	—



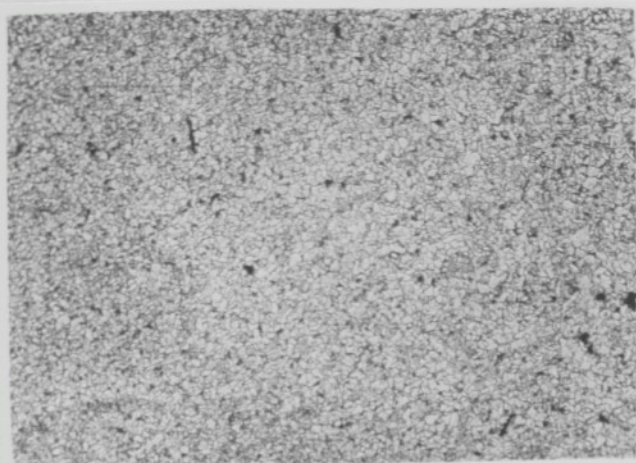
Leptadlo : Nital
Zvětšení : 100x

Obr. 106 Mikrostruktura základního materiálu /deska bez nametalizované hliníkové vrstvy, elektroda K 44.83/



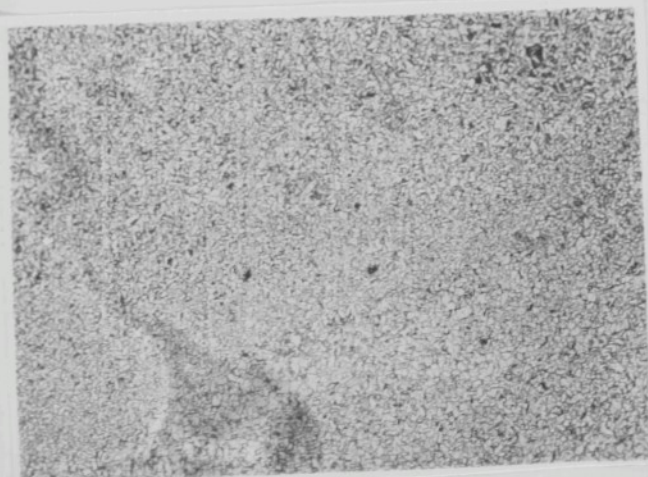
Leptadlo : Nital
Zvětšení : 100x

Obr. 107 Mikrostruktura přechodové oblasti svarového spoje /deska bez nametalizované hliníkové vrstvy, elektroda



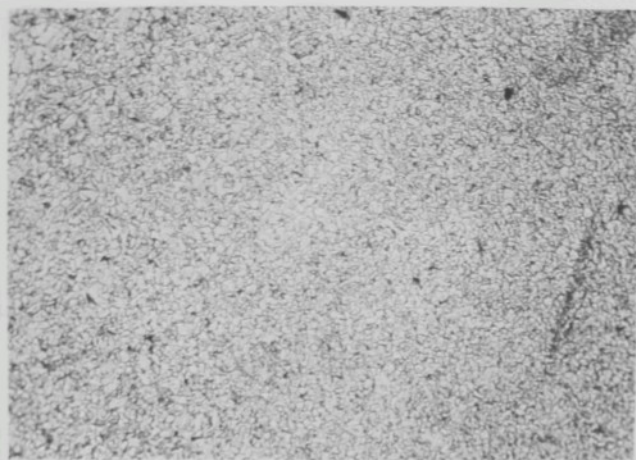
Leptadlo : Nital
Zvětšení : 100x

Mr. 108 Mikrostruktura svarového kovu /deska bez nametalizované
hliníkové vrstvy, elektroda E 44.83/



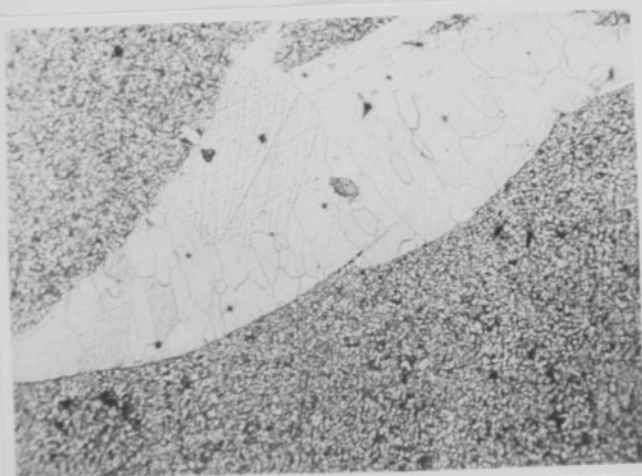
Leptadlo : Nital
Zvětšení : 100x

Mr. 109 Mikrostruktura přechodové oblasti svarového spoje /deska
s hliníkovou vrstvou tloušťky 0,04 mm,



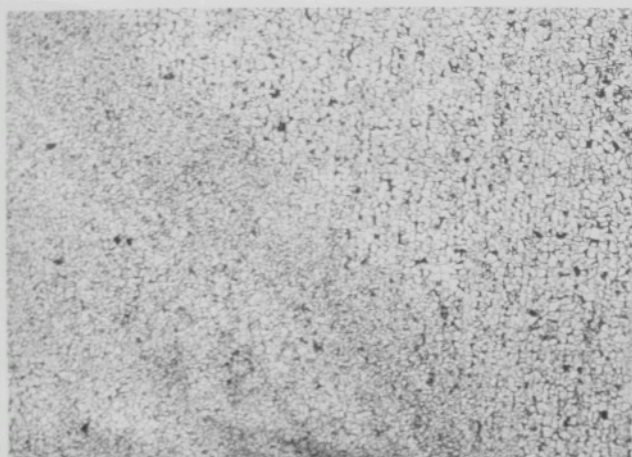
Leptadlo : Nital
Zvětšení : 100x

Str. 110 Mikrostruktura svarového kovu /deska s nanostalizovanou hliníkovou vrstvou tloušťky 0,04 mm, elektroda B 44.83/



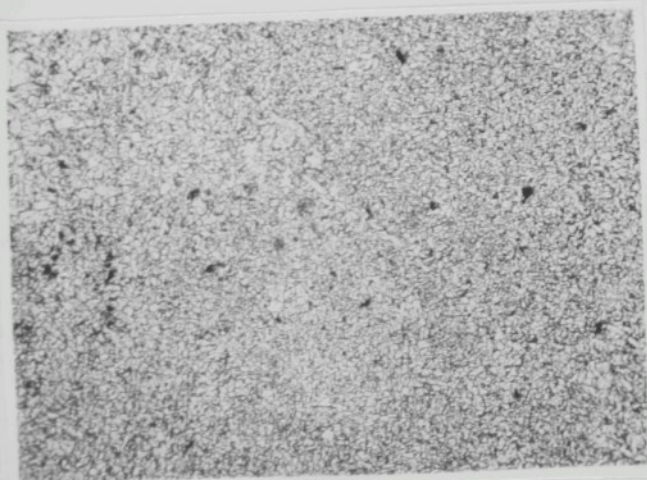
Leptadlo : Nital
Zvětšení : 100x

Str. 111 Mikrostruktura přechodové oblasti svarového spoje /deska s nanostalizovanou hliníkovou vrstvou tloušťky 0,10 mm,



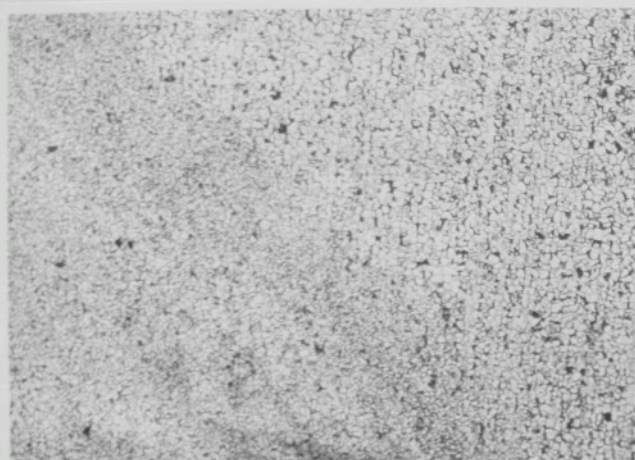
Leptadlo : Nital
Zvětšení : 100x

112 Mikrostruktura přechodové oblasti svarového spoje /deska s nametalizovanou hliníkovou vrstvou tloušťky 0,10 mm, elektroda E 44.83/



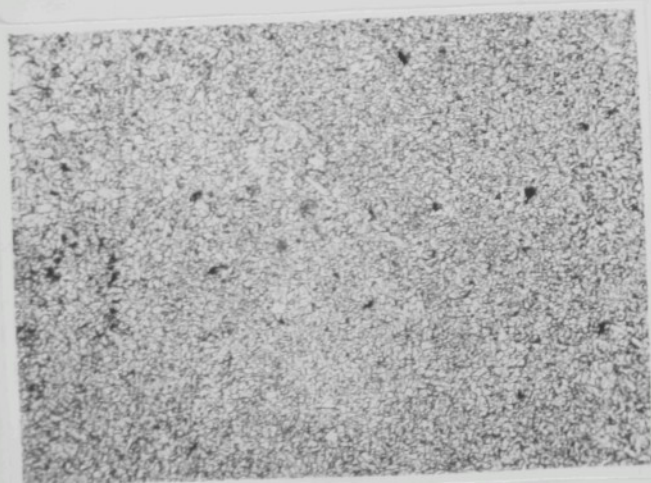
Leptadlo : Nital
Zvětšení : 100x

113 Mikrostruktura svarového kovu /deska s nametalizovanou hliníkovou vrstvou tloušťky 0,10 mm, elektroda E 44.83/



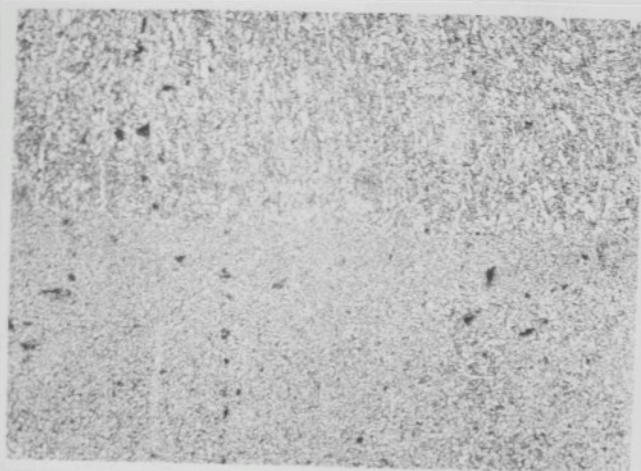
Leptadlo : Nital
Zvětšení : 100x

112 Mikrostruktura přechodové oblasti svarového spoje /deska s nametalizovanou hliníkovou vrstvou tloušťky 0,10 mm, elektroda E 44.83/



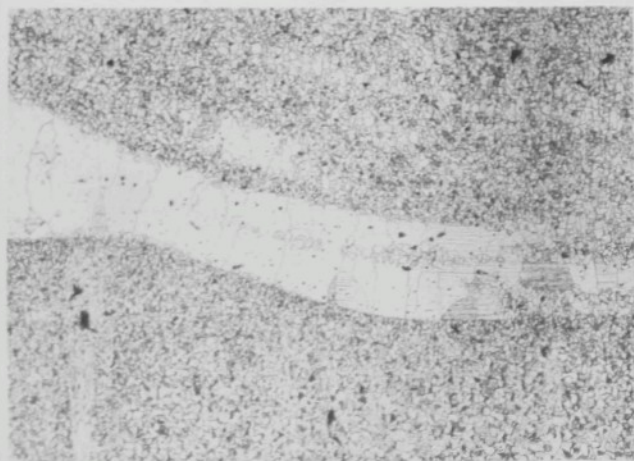
Leptadlo : Nital
Zvětšení : 100x

113 Mikrostruktura svarového kovu /deska s nametalizovanou hliníkovou vrstvou tloušťky 0,10 mm, elektroda E 44.83/



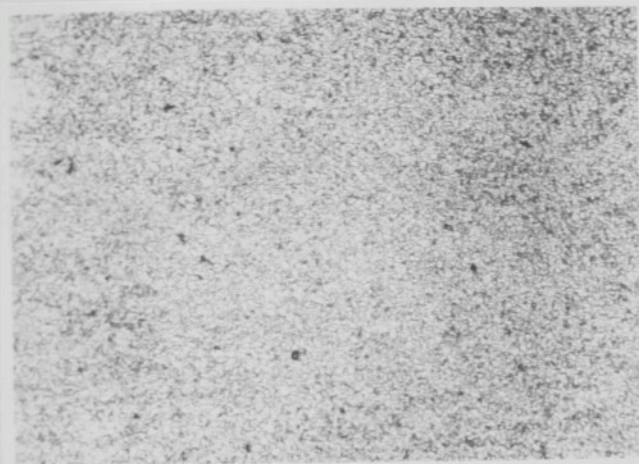
Leptadlo : Nital
Zvětšení : 100x

Pr. 114 Mikrostruktura přechodové oblasti svarového spoje /deska
s nametalizovanou hliníkovou vrstvou tloušťky 0,20 mm,
elektroda E 44.83/



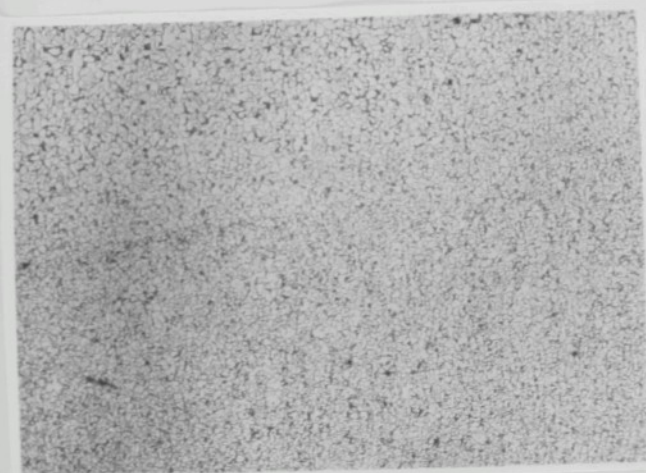
Leptadlo : Nital
Zvětšení : 100x

Pr. 115 Mikrostruktura přechodové oblasti svarového spoje /deska
s nametalizovanou hliníkovou vrstvou tloušťky 0,20 mm,



Leptadlo : Nital
Zvětšení : 100x

obr. 116 Mikrostruktura svarového kovu /deska s nametalizovanou hliníkovou vrstvou tloušťky 0,20 mm, elektroda E 44.83/



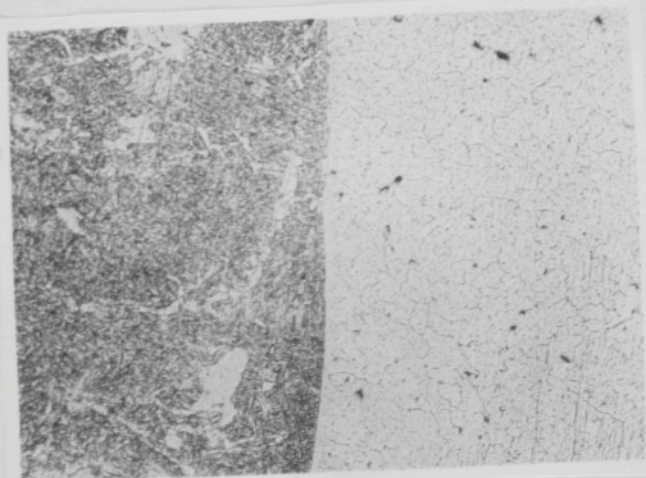
Leptadlo : Nital
Zvětšení : 100x

obr. 117 Mikrostruktura přechodové oblasti svarového spoje /deska s nametalizovanou hliníkovou vrstvou tloušťky 0,30 mm, elektroda E 44.83/



Leptadlo : Nital
Zvětšení : 100x

Obr. 118 Mikrostruktura přechodové oblasti svarového spoje /deska
s nametalizovanou hliníkovou vrstvou tloušťky 0,30 mm,
elektroda E 44.83/



Leptadlo : Nital
Zvětšení : 100x

Obr. 119 Mikrostruktura svarového kovu v blízkosti kořene /deska
s nametalizovanou hliníkovou vrstvou tloušťky 0,30 mm,
elektroda E 44.83/



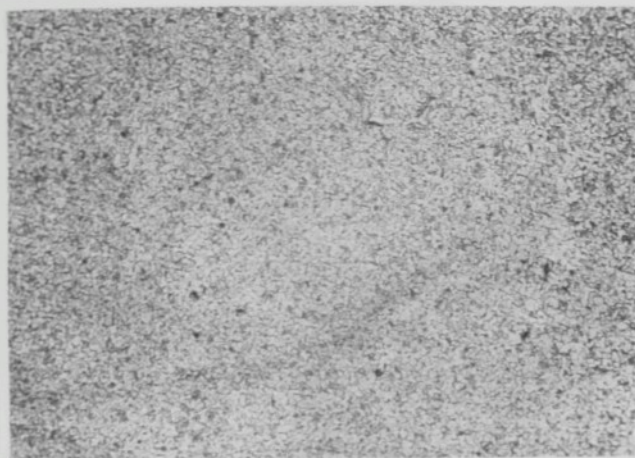
Leptadlo : Nital
Zvětšení : 100x

120 Mikrostruktura svarového kovu v kořenové housence /deska
s nametalizovanou hliníkovou vrstvou tloušťky 0,30 mm,
elektroda E 44.83/



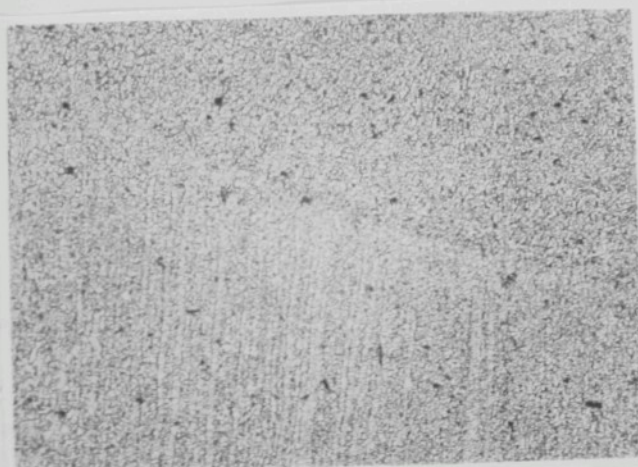
Leptadlo : Nital
Zvětšení : 100x

121 Mikrostruktura přechodové oblasti svarového spoje /deska
bez nametalizované hliníkové vrstvy, elektroda E 44.72/



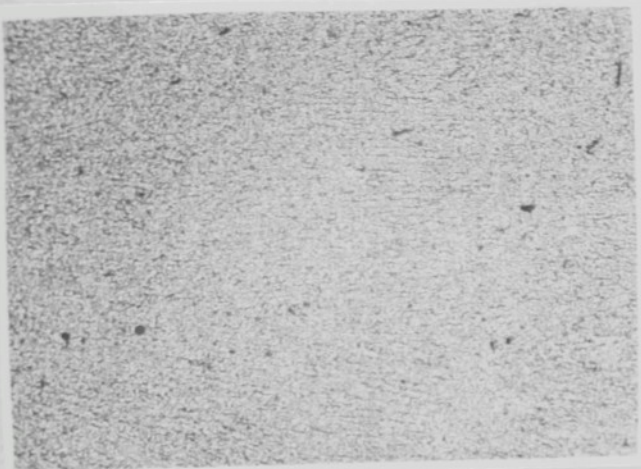
Leptadlo : Nital
Zvětšení : 100x

122 Mikrostruktura svarového kovu /deska bez nanokristalizované hliníkové vrstvy, elektroda B 44.72/



Leptadlo : Nital
Zvětšení : 100x

123 Mikrostruktura přechodové oblasti svarového spoje /deska s nanokristalizovanou hliníkovou vrstvou tloušťky 0,04 mm, elektroda B 44.72/



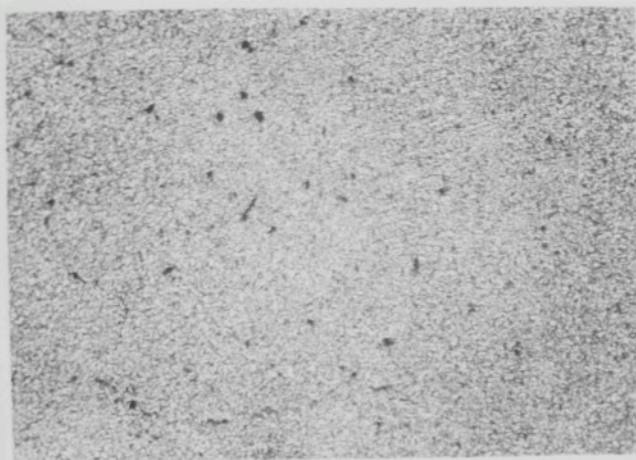
Leptadlo : Nital
Zvětšení : 100x

obr. 124 Mikrostruktura svarového kovu /deska s nanokristalizovanou hliníkovou vrstvou tloušťky 0,04 mm, elektroda E 44.72/



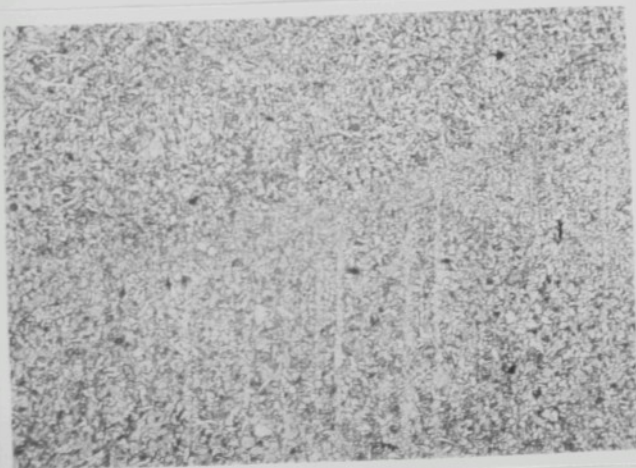
Leptadlo : Nital
Zvětšení : 100x

obr. 125 Mikrostruktura přechodové oblasti svarového spoje /deska s nanokristalizovanou hliníkovou vrstvou tloušťky 0,10 mm, elektroda E 44.72/



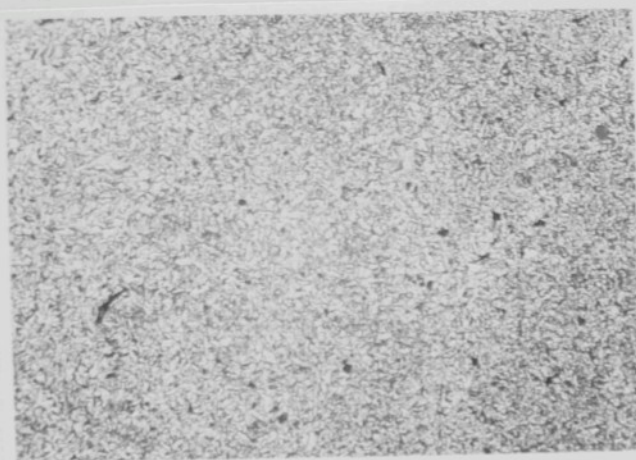
Leptadlo : Nital
Zvětšení : 100x

126 Mikrostruktura svarového kovu /deska s nametalizovanou
hliníkovou vrstvou tloušťky 0,10 mm, elektroda E 44.72/



Leptadlo : Nital
Zvětšení : 100x

127 Mikrostruktura přechodové oblasti svarového spoje /deska
s nametalizovanou hliníkovou vrstvou tloušťky 0,20 mm,



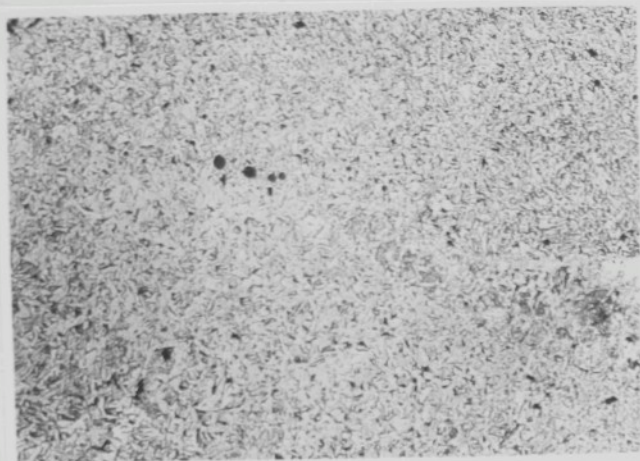
Leptadlo : Nital
Zvětšení : 100x

Obr. 128 Mikrostruktura ovarového kovu /deska s nanokristalizovanou hliníkovou vrstvou tloušťky 0,20 nm, elektroda : 44.72/



Leptadlo : Nital
Zvětšení : 100x

Obr. 129 Mikrostruktura přechodové oblasti ovarového spoje /deska s nanokristalizovanou hliníkovou vrstvou tloušťky 0,30 nm,



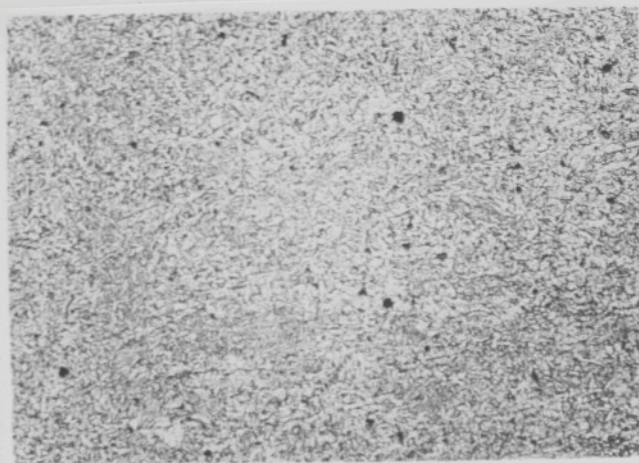
Leptadlo : Nitral
Zvětšení : 100x

Obr. 130 Mikrostruktura přechodové oblasti svarového spoje /deska s nametalizovanou hliníkovou vrstvou tloušťky 0,30 mm, elektroda B 44.72/



Leptadlo : Nitral
Zvětšení : 100x

Obr. 131 Mikrostruktura svarového kovu /deska s nametalizovanou hliníkovou vrstvou tloušťky 0,30 mm, elektroda B 44.72/



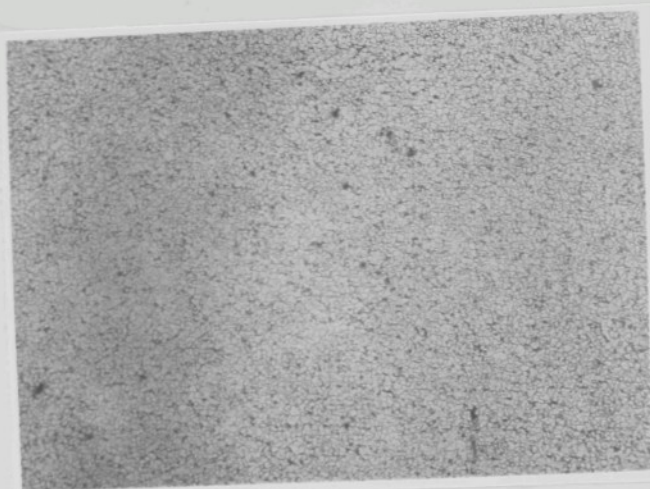
Leptadlo : Wital
Zvětšení : 100x

Obv. 132 Mikrostruktura svařového kovu /deska s nanokristalizovanou
hliníkovou vrstvou tloušťky 0,30 mm; elektroda Z 44.72/



Leptadlo : Wital
Zvětšení : 100x

Obv. 133 Mikrostruktura svařového kovu středové části kořenové
nomenky /deska s nanokristalizovanou hliníkovou vrstvou



Leptadlo : Nital
Zvětšení : 100x

Obr. 134 Mikrostruktura svarového kovu středové části drátu /
ní / houzecky / deska s nanestalizovanou hliníkovou vrst-
vou tloušťky 0,30 mm, elektroda E 44.83/



Leptadlo : Nital
Zvětšení : 100x

Obr. 135 Mikrostruktura svarového kovu středové části krycí
desky /deska s nanestalizovanou hliníkovou vrstvou

Na obr. 136 - 155 je metalografické vyhodnocení svarového kovu v rovnovážném rozložení hliníku /elektrody ovínuté hliníkovým drátem, svařování v ochranné atmosféře argonu/.

Struktura v přechodové oblasti /bylo navařováno do širokého drátu/ je při nižším obsahu hliníku feritické perlitické. Vysokou zvelačením na obr. 136, 140 jsou feritické proučky, při nižším zvýšený podíl feritické fáze.

Struktura svarového kovu je při nižším obsahu hliníku feritické perlitické, lišící se od sebe velikostí zrna. Se světšujícím se obsahem hliníku zvětšuje se podíl feritické složky /obr. 141/.

Při vyšším obsahu hliníku /při navařování v ochranné atmosféře argonu/, bylo navařování prováděno do měděné formičky, proto jsou uvedeny pouze struktury svarového kovu. Struktura je feritická, s patrným napovídáním základního materiálu šrobovými okrouhlými částicemi. Velikost zrna odpovídá stupni 1, 2 dle ČSN.



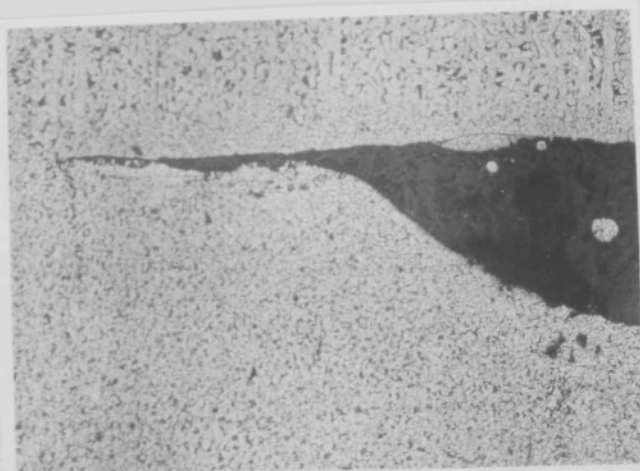
Leptadlo : Nitel
Zvětšení : 100x

Obr. 136 Mikrostruktura přechodové oblasti svarového kovu navařovaného elektrodou B 44.83 s navinutým hliníkovým drátem /dosáhnutý obsah hliníku 0,40 %/



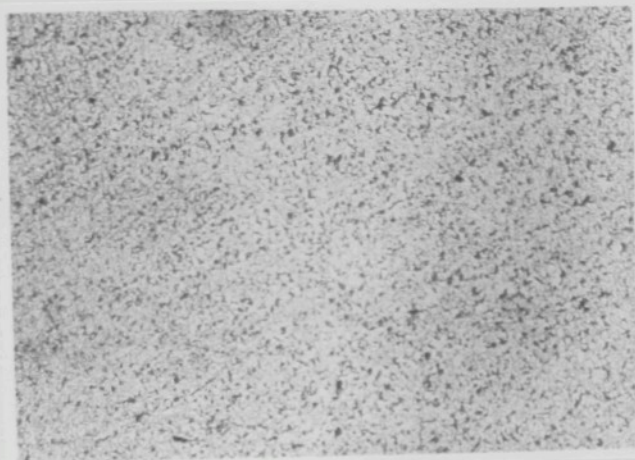
Leptadlo : Nital
Zvětšení : 100x

Mr. 137 Mikrostruktura svarového kovu navařené elektrody
E 44.83 s navinutým hliníkovým drátem /desídnutý obsah
hliníku 0,40 %/



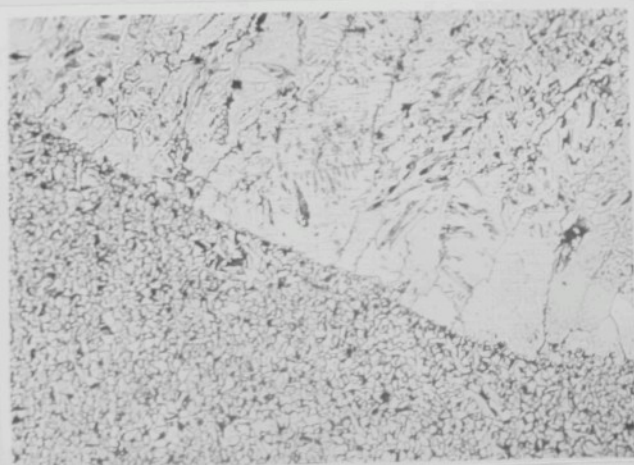
Leptadlo : Nital
Zvětšení : 100x

Mr. 138 Mikrostruktura přechodové oblasti svarového kovu nava-
řené elektrody E 44.83 s navinutým hliníkovým drátem
/desídnutý obsah hliníku 0,82 %/



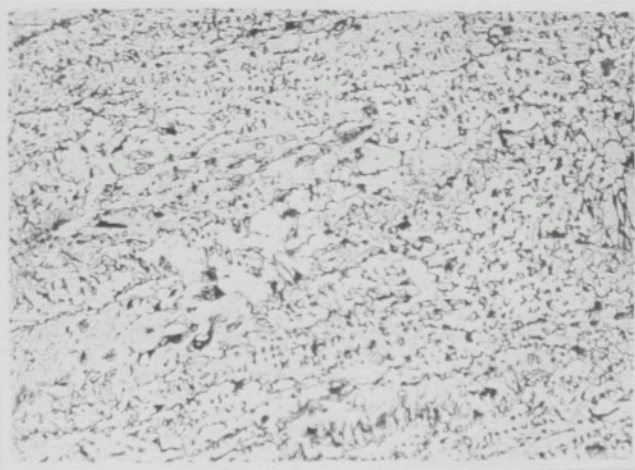
Legenda : Nital
Zvětšení : 100x

Obr. 139 Mikrostruktura svarového kovu navařeného elektrodou
E 44.83 s navinutým hliníkovým drátem /obsahující obsah
hliníku 0,32 %/



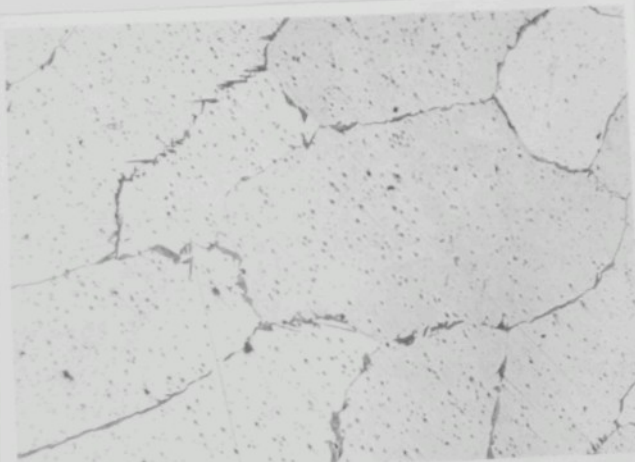
Legenda : Nital
Zvětšení : 100x

Obr. 140 Mikrostruktura přechodové oblasti svarového kovu nava-
řeného elektrodou E 44.83 s navinutým hliníkovým drátem
/obsahující obsah hliníku 1,53 %/



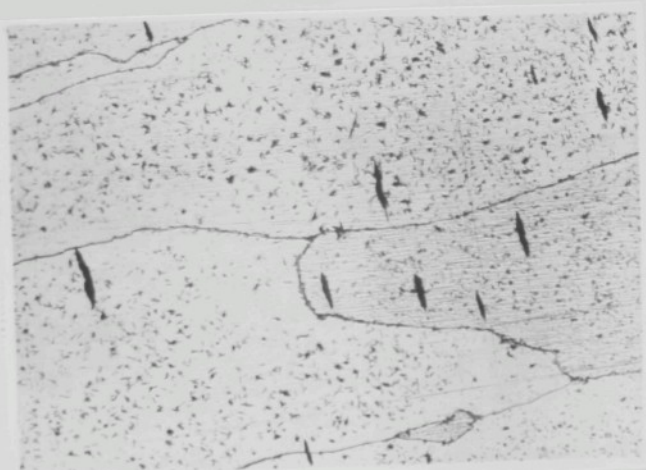
Leptadlo : Nitel
Zvětšení : 100x

Obr. 141 Mikrostruktura svarového kovu navařeného elektrodoou S 44.83
z zavinutým hliníkovým drátem /docíknutý obsah hliníku
1,53 %/



Leptadlo : Lysolium
pikrová
Zvětšení : 100x

Obr. 142 Mikrostruktura svarového kovu navařeného elektrodoou
S 44.83 z zavinutým hliníkovým drátem /docíknutý obsah
1,53 %/



Leptadlo : kyselina
pikrová
Zvětšení : 100x

Obr. 143 Mikrostruktura svarového kovu naváleného jádrem elektrody
E 44.83 s navinutým hliníkovým drátem v ochranné atmosféře
argonu - WIG /docíhnutý obsah hliníku 4,21 %/



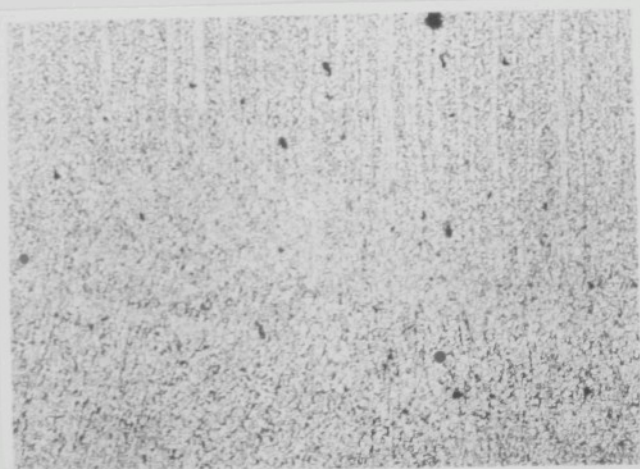
Leptadlo : kyselina
pikrová
Zvětšení : 100x

Obr. 144 Mikrostruktura svarového kovu naváleného jádrem elektrody
E 44.83 s navinutým hliníkovým drátem v ochranné atmosféře
argonu - WIG /docíhnutý obsah hliníku 10,32 %/



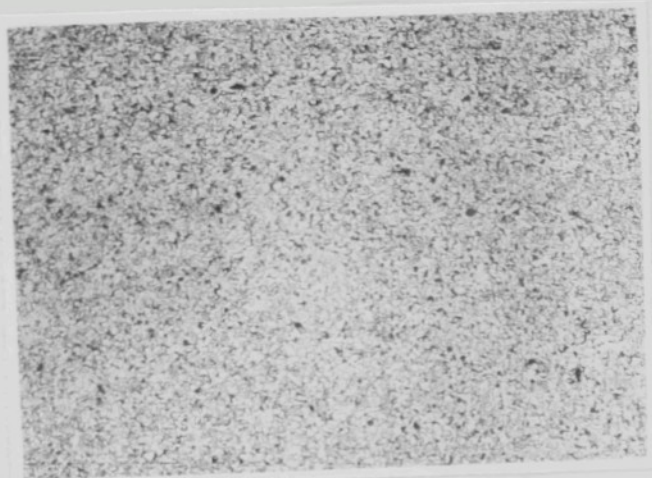
Leptadlo : kyselina
pikrová
Zvětšení : 100x

Obr. 145 Mikrostruktura svarového kovu navařeného jádra elektrody
E 44.83 s navinutým hliníkovým drátem v ochranné atmosfé-
ře argonu - WIG /dosáhnutý obsah hliníku 13,34 %/



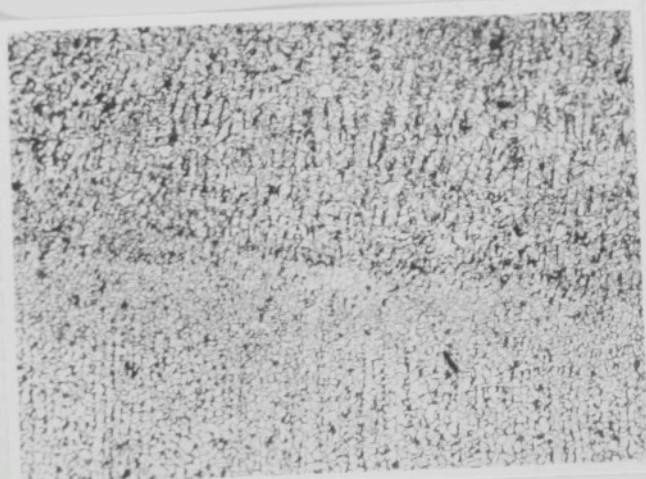
Leptadlo : Nitel
Zvětšení : 100x

Obr. 146 Mikrostruktura přechoďové oblasti svarového kovu nava-
řeného elektroda E 44.72 s navinutým hliníkovým drátem
/dosáhnutý obsah hliníku 0,16 %/



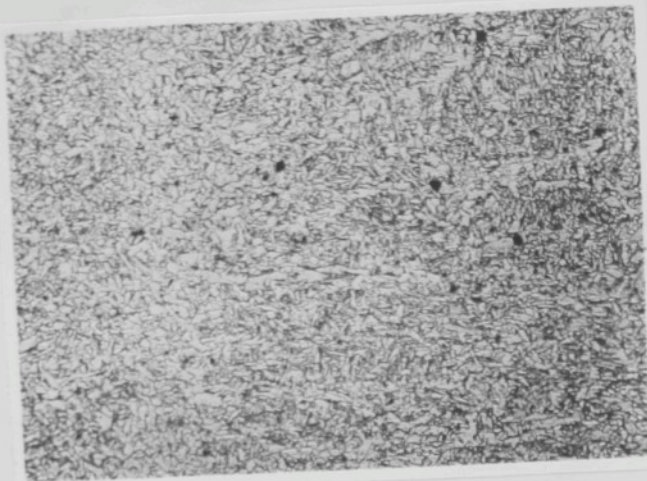
Leptadlo : Hital
Zvětšení : 100x

Obr. 147 Mikrostruktura svarového kovu navařené elektrody
s 44,7% s navinutým hliníkovým drátem /dosáhnutý obsah
hliníku 0,16 %/



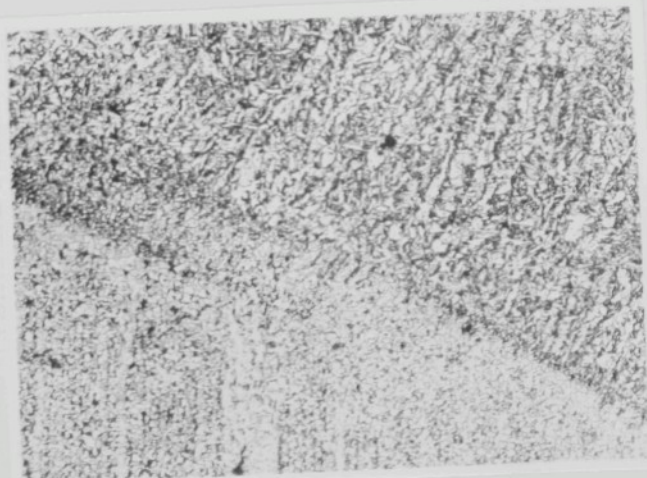
Leptadlo : Hital
Zvětšení : 100x

Obr. 148 Mikrostruktura přeskočové oblasti svarového kovu navařené
elektrody s 44,7% s navinutým hliníkovým drátem
/dosáhnutý obsah hliníku 0,24 %/



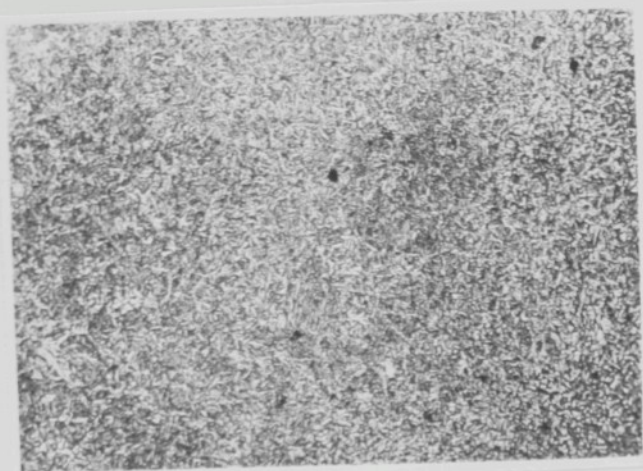
Leptadlo : Nitral
Zvětšení : 100x

Obr. 149 Mikrostruktura svarového kovu navařeného elektrodou
S 44.72 s navinutým hliníkovým drátem /dosáhnutý obsah
hliníku 0,24 %/



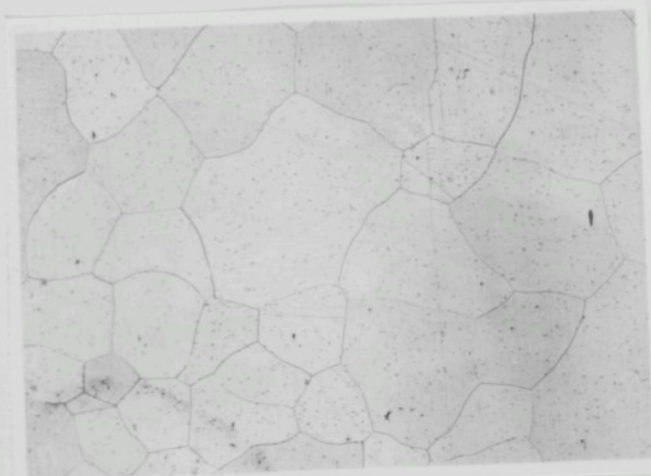
Leptadlo : Nitral
Zvětšení : 100x

Obr. 150 Mikrostruktura přechodové oblasti svarového kovu navaře-
ného elektrodou S 44.72 s navinutým hliníkovým drátem
/dosáhnutý obsah hliníku 0,74 %/



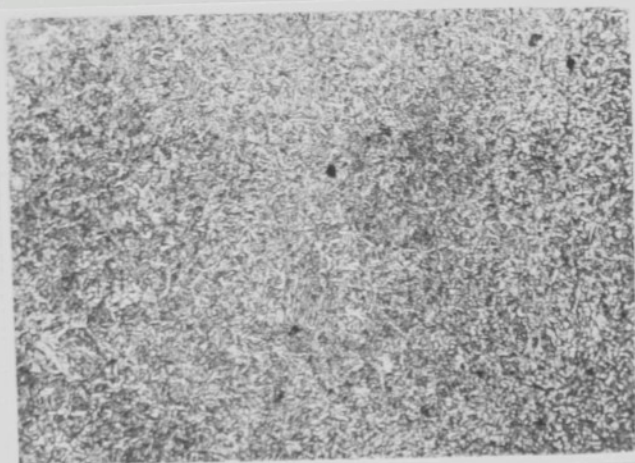
Leptadlo : Hital
Zvětšení : 100x

Obz. 151 Mikrostruktura svarového kovu navařeného elektrodou E 44.72
s navinutým hliníkovým drátem /docíhnutý obsah hliníku
0,74 %/



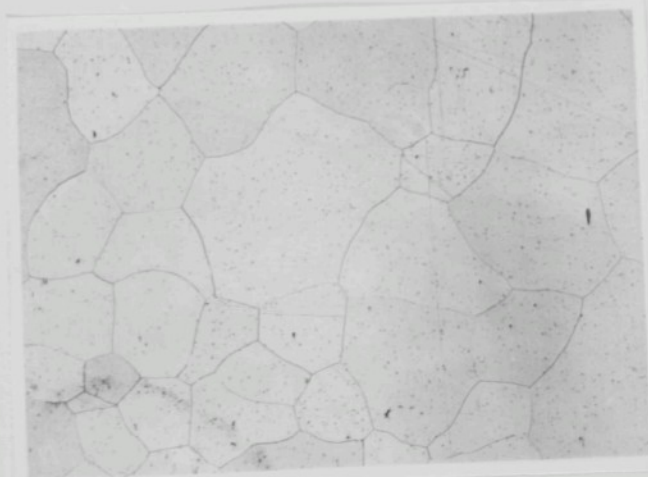
Leptadlo : kyselina
pikrová
Zvětšení : 100x

Obz. 152 Mikrostruktura svarového kovu navařeného elektrodou E 44.
s navinutým hliníkovým drátem /docíhnutý obsah hliníku
0,85 %/



Leptadlo : Nitral
Zvětšení : 100x

Obv. 151 Mikrostruktura svarového kovu navařeného elektrodou E 44.72
s navinutým hliníkovým drátem /docíhnutý obsah hliníku
0,74 %/



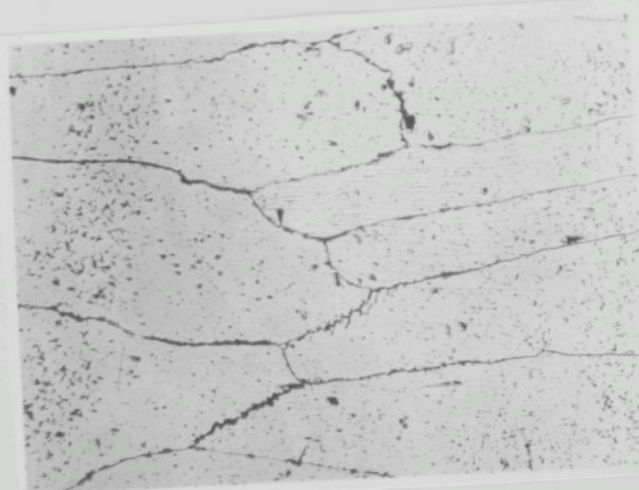
Leptadlo : kyselina
pikrová
Zvětšení : 100x

Obv. 152 Mikrostruktura svarového kovu navařeného elektrodou E 44.
s navinutým hliníkovým drátem /docíhnutý obsah hliníku
0,85 %/



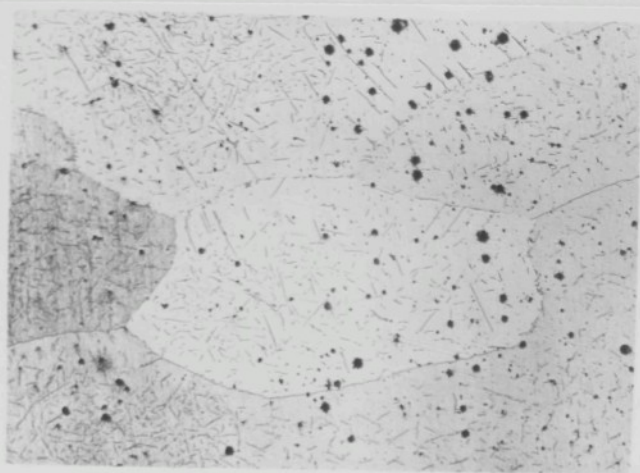
Leptadlo : kyselina
pikrová
Zvětšení : 100x

Obr. 153 Mikrostruktura svařového kovu navařeného jádrem elektrody
E 44.72 s navinutým hliníkovým drátem v ochranné atmosféře
ze argonu - 310 /odhadnutý obsah hliníku 5,19 %/



Leptadlo : kyselina
pikrová
Zvětšení : 100x

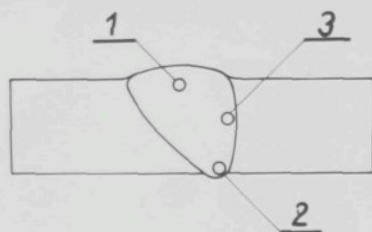
Obr. 154 Mikrostruktura svařového kovu navařeného jádrem elektrody
E 44.72 s navinutým hliníkovým drátem v ochranné atmosféře
ze argonu - 310 /odhadnutý obsah hliníku 10,31 %/



Leptadlo : kyselina
mikrová
Zvětšení : 100x

Ob. 155 Mikrostruktura svarového kovu navařeného jádrem elektrody E 44.72 s navinutým hliníkovým drátem v ochranné atmosféře argonu - WIG /dosažitelný obsah hliníku 18,25 %/

Pro ověření možnosti vzniku intermetalické fáze E ve struktuře svarového kovu byl proveden elektródmikroskopický rozbor na mikroskopu Tesla 35 242 v ústředním výzkumném a značebním ústavu n.p. ŠKODA Písek. Světlení bylo provedeno na vzorku svarového spoje provedeného elektrodu E 44.83 s nametalizovanou hliníkovou vrstvou tloušťky 0,30 μ m, protože tento vzorek vykazoval dle obr. 117 - 120 největší změny a nerovnoměrnost struktur /vysoký podíl korozivní fáze/. Pro porovnání výsledků byl proveden rozbor rovněž u vzorku svarového spoje bez nametalizované hliníkové vrstvy a u základního materiálu. Elektronovým mikroskopem se sledovaly oblasti průměru 3,5 μ m v křemí svařu, v horní části střední svařu a v přechodové oblasti svarového kovu /obr. 156/. Pracovalo se metodou uhliřkových replik, které byly anodizovány elektrolyticky. Vzorky se předem elektrolyticky ležily pipetou VSU AP a leptaly nitalem. Všechny snímky odpovídají světlení 2000 $\times$, vyjma obr. 177, kde světlení je 20 000 $\times$.



Obr. 156 Umístěníkušebních míst pro elektronomikroskopický rozbor

Na obr. 157 - 161 jsou uvedeny struktury svarového kovu v místě "1" /horní partie středu svaru/ a v okolí bez nanote-linované klinické vrstvy na základním materiálu. Struktura v této oblasti je ve všech případech feriticko perlitická.

Na obr. 162 - 165 jsou struktury pro tentýž varek v místě "2" /dolek svaru/. Struktura je rovněž feriticko perlitická.

Na obr. 166 - 169 jsou pak uvedeny struktury v místě "3" /stežňová oblast svarového kovu/. Struktura je feriticko perlitická.

Na dalších obrázcích jsou pak uvedeny výsledky elektronomikroskopického rozboru varek svarového spoje, kdy základní materiál byl na povrchu nanote-linován kliníkem o tloušťce vrstvy 0,10 mm.

Na obr. 169 - 171 jsou uvedeny struktury v místě "1". Struktura obsahuje ferit, bainit a velmi jemný perlit.

Na obr. 174 - 178 jsou struktury v místě "2". Struktura je feritická s vyprecipitovanými jemnými i hrubšími částicemi, které byly elektronovou difrakcí identifikovány jako FeO , jak je uvedeno dále.

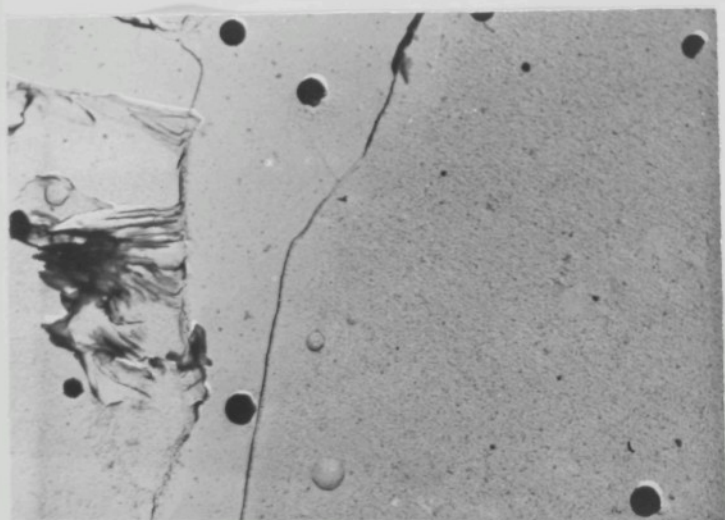
Na obr. 179 - 181 je uvedena struktura v místě "3", která je tvořena feritem, perlitem a bainitem.

Na obr. 182 - 184 je uvedena struktura základního materiálu, která je tvořena feritem a perlitem.

Struktura v přechodu svarového kovu se vztahuje na jediné konkrétní místo. V jiné partii přechodu směrem do svarového kovu může být struktura jiná, i čistě feritická, jak je zřejmé z předchozích mikrosnímků /feritické proužky/. V těchto místech budou pak zřejmě poměry odpovídat poměrům v místě "2".

Kresba patrná ve feritu u ostatních fotografií představuje leptané obrazce.

V místech "1" a "2" byla rovněž provedena chemická analýza. V místě "1" bylo zjištěno 0,32 % hliníku, v místě "2" dokonce 2,62 % hliníku.



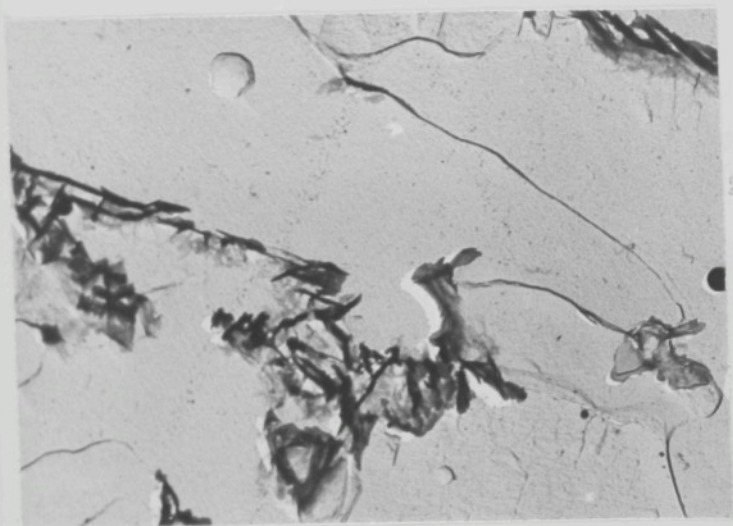
Zvětšení : 2000x

Obr. 157 Struktura svarového kovu v místě "1" u vzorku bez namontované hliníkové vrstvy /elektroda E 44.83/



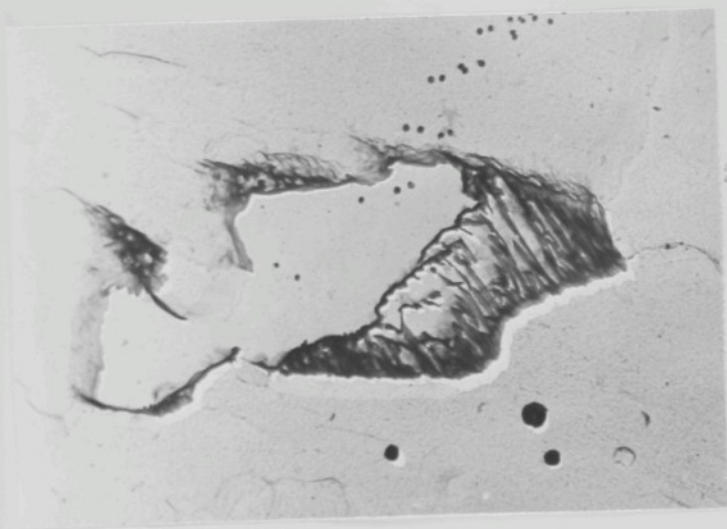
Zvětšení : 3000x

Obr. 158 Struktura svařového kovu v místě "1" z vzorku bez nanokristalizované hliníkové vrstvy /elektroda B 44.82/



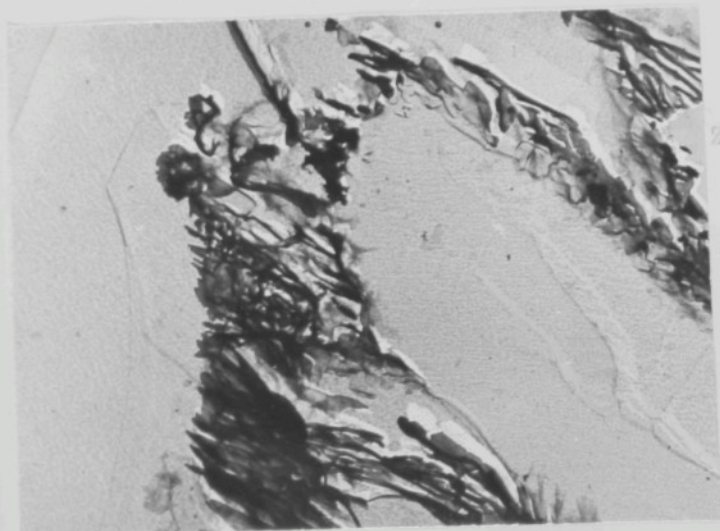
Zvětšení : 3000x

Obr. 159 Struktura svařového kovu v místě "1" z vzorku bez nanokristalizované hliníkové vrstvy /elektroda B 44.82/



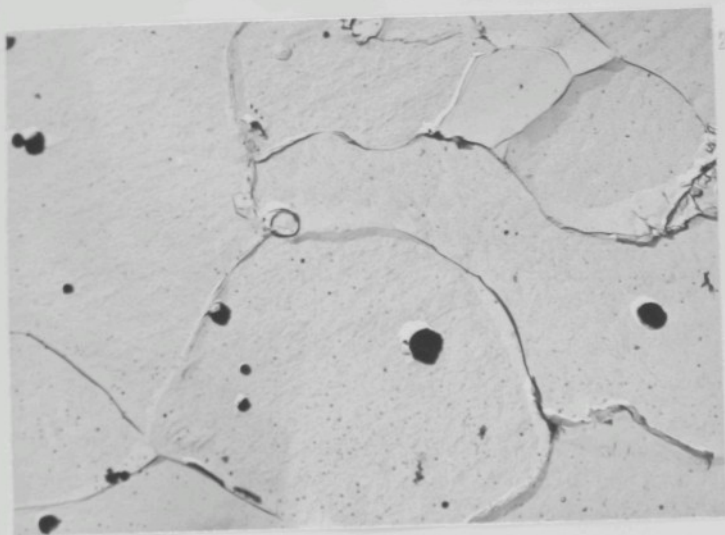
Zvětšení : 8000x

Obr. 160 Struktura svařového kovu v místě "1" u vzorku bez namo-
talizované hliníkové vrstvy /elektroda Z 44.83/



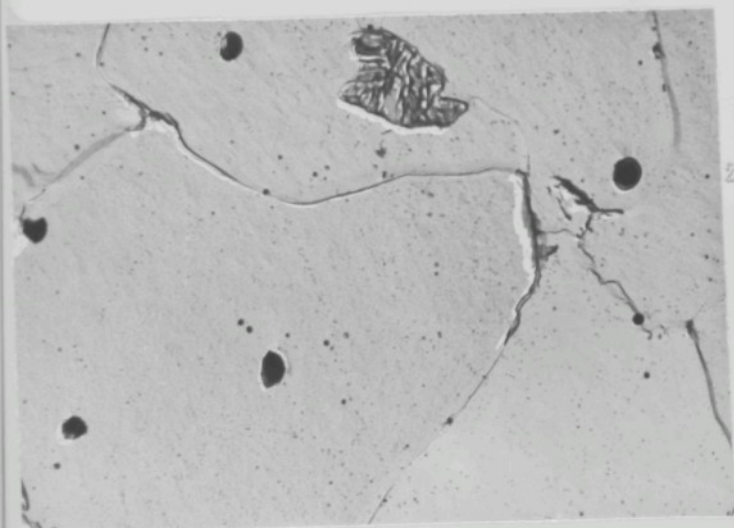
Zvětšení : 8000x

Obr. 161 Struktura svařového kovu v místě "1" u vzorku bez namo-
talizované hliníkové vrstvy /elektroda Z 44.83/



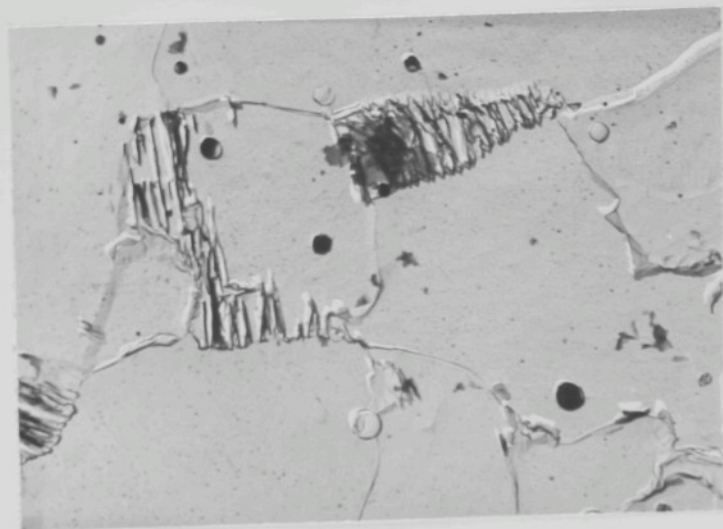
Zvětšení: 3000x

Obz. 162 Struktura svařového kovu v místě "2" /keřen svara/
u vzorku bez namatřované hliníkové vrstvy /elektro-
da E 44.83/



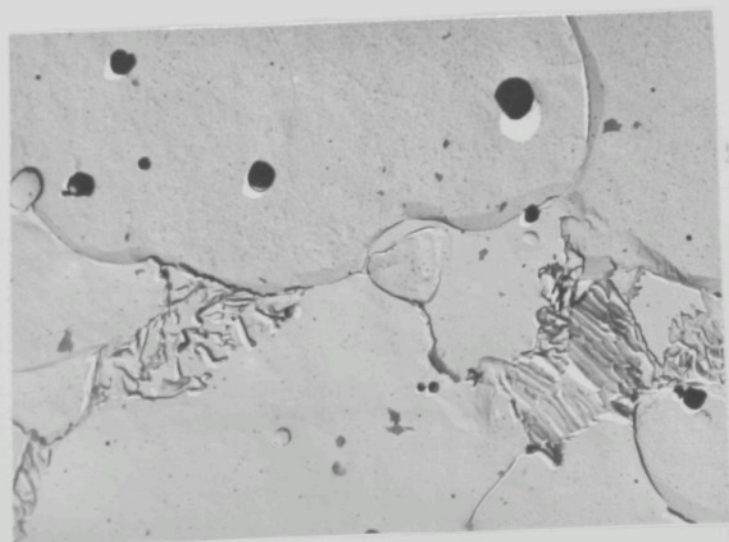
Zvětšení: 3000x

Obz. 163 Struktura svařového kovu v místě "2" /keřen svara/
u vzorku bez namatřované hliníkové vrstvy
/elektroda E 44.83/



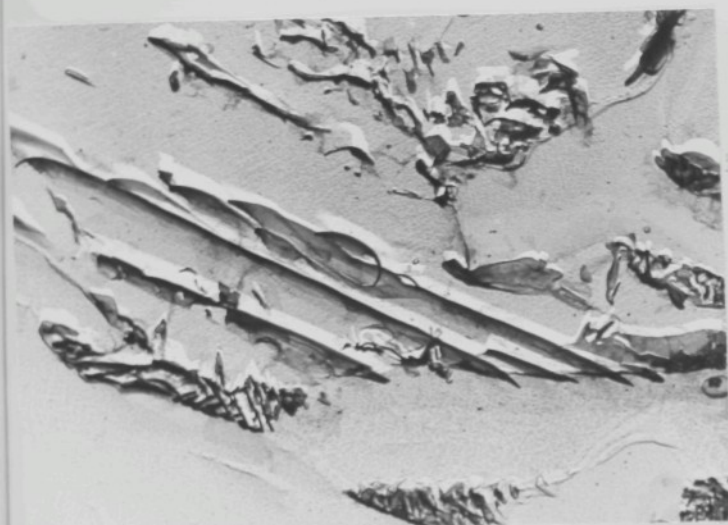
Zvětšení : 3000x

Obr. 164 Struktura svařového kovu v místě "2" /kořen svaru/
u vzorku bez nametalizované hliníkové vrstvy /elektro-
da B 44.83/



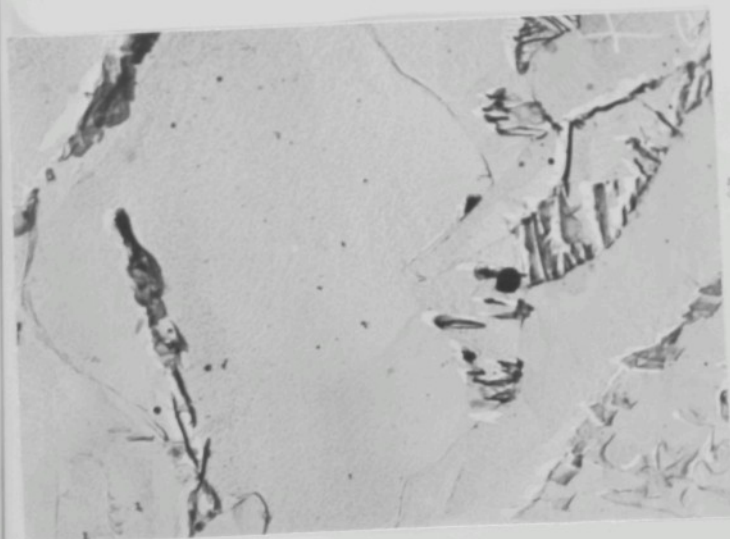
Zvětšení : 3000x

Obr. 165 Struktura svařového kovu v místě "2" /kořen svaru/
u vzorku bez nametalizované hliníkové vrstvy /elektro-
da B 44.83/



Zvětšení : 3000x

Obr. 166 Struktura svařového kovu v místě "3" /přechodová oblast/
u vzorku bez nanesené křemíkové vrstvy /elektroda
B 44.83/



Zvětšení : 3000x

Obr. 167 Struktura svařového kovu v místě "3" /přechodová oblast/
u vzorku bez nanesené křemíkové vrstvy /elektroda
B 44.83/



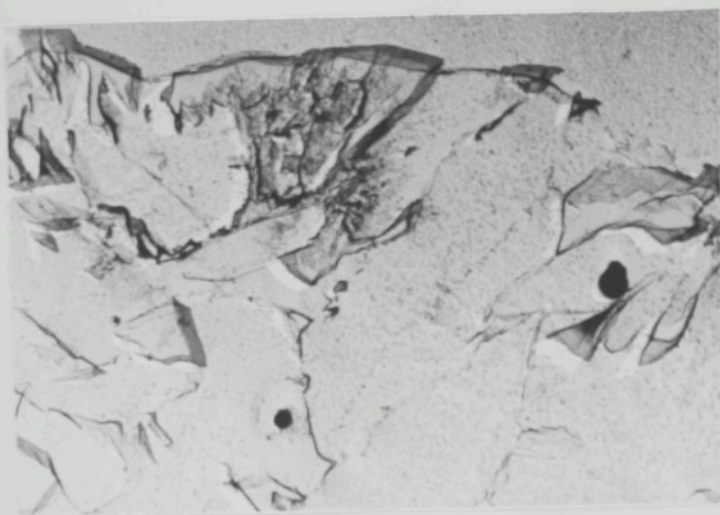
Zvětšení : 3000x

Obr. 168 Struktura svařového kovu v místě "3" /přechodová oblast/
v vzorku bez nametalizované hliníkové vrstvy /elektroda
E 44.83/



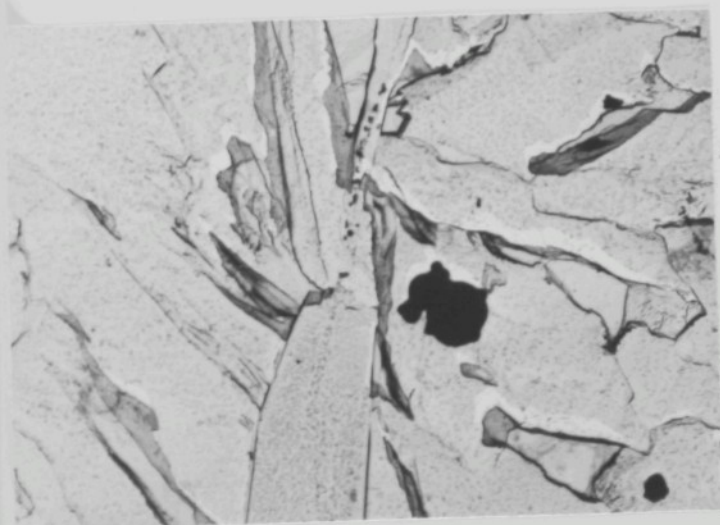
Zvětšení : 3000x

Obr. 169 Struktura svařového kovu v místě "1" /střed svaru/
v vzorku s nametalizovanou hliníkovou vrstvou o tloušťce
0,30 mm /elektroda E 44.83/



Zvětšení : 3000x

Obr. 170 Struktura svařového kovu v místě "1" /střed svara/
u vzorku s nametalizovanou hliníkovou vrstvou o tloušť-
ce 0,30 mm /elektroda E 44.63/



Zvětšení : 3000x

Obr. 171 Struktura svařového kovu v místě "1" /střed svara/
u vzorku s nametalizovanou hliníkovou vrstvou o tloušť-
ce 0,30 mm /elektroda E 44.63/



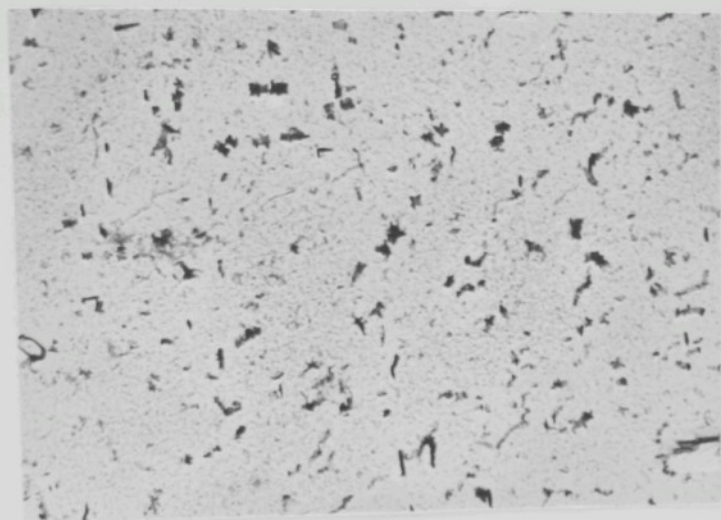
Zvětšení : 8000x

Obr. 172 Struktura svařového kovu v místě "1" /střed svara/
u vzorku s nametalizovanou hliníkovou vrstvou o tloušťce
0,30 mm /elektroda E 44.83/



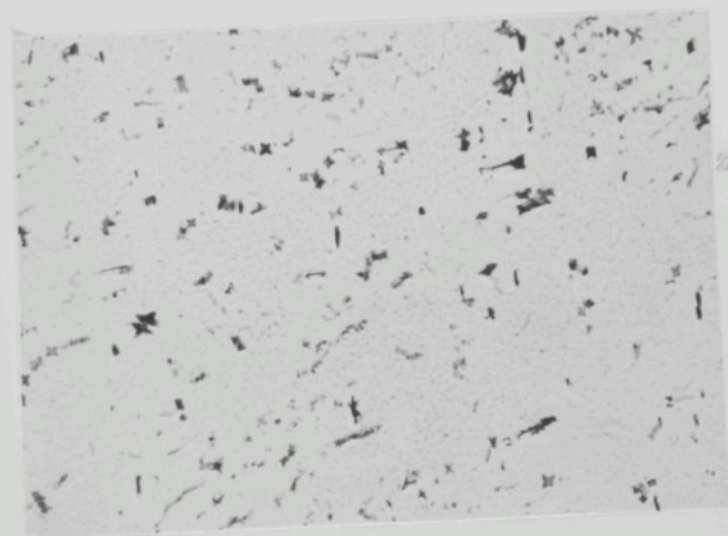
Zvětšení : 8000x

Obr. 173 Struktura svařového kovu v místě "1" /střed svara/
u vzorku s nametalizovanou hliníkovou vrstvou o tloušťce
0,30 mm /elektroda E 44.83/



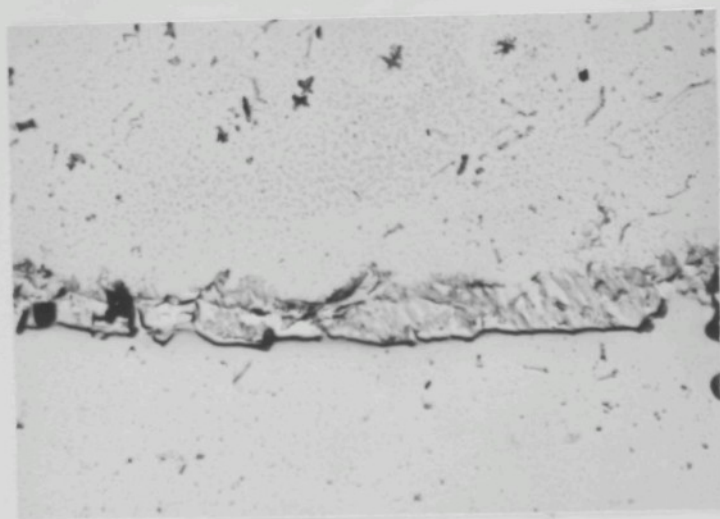
Zvětšení : 2000x

Obr. 174 Struktura svarového kovu v místě "2" /kořen svara/ s vrstvou s nemetalizovanou hliníkovou vrstvou o tloušťce 0,30 mm /elektroda B 44.83/



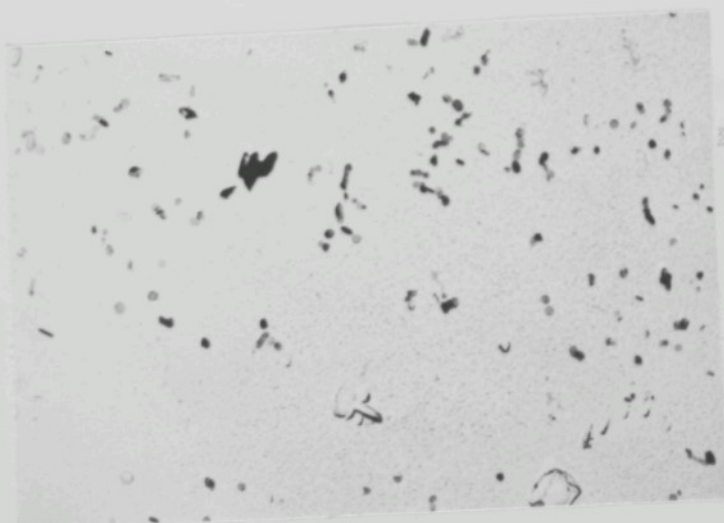
Zvětšení : 2000x

Obr. 175 Struktura svarového kovu v místě "2" /kořen svara/ s vrstvou s nemetalizovanou hliníkovou vrstvou o tloušťce 0,30 mm /elektroda B 44.83/



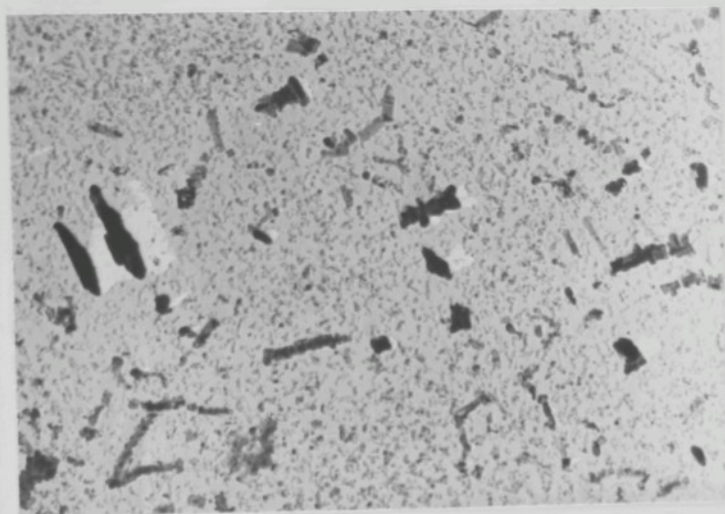
Zvětšení : 3000x

Obr. 176 Struktura svařového kovu v místě "2" /kořen svara/
u vzorku s ametalizovanou hliníkovou vrstvou o tloušťce
0,30 mm /elektroda Z 44.83/



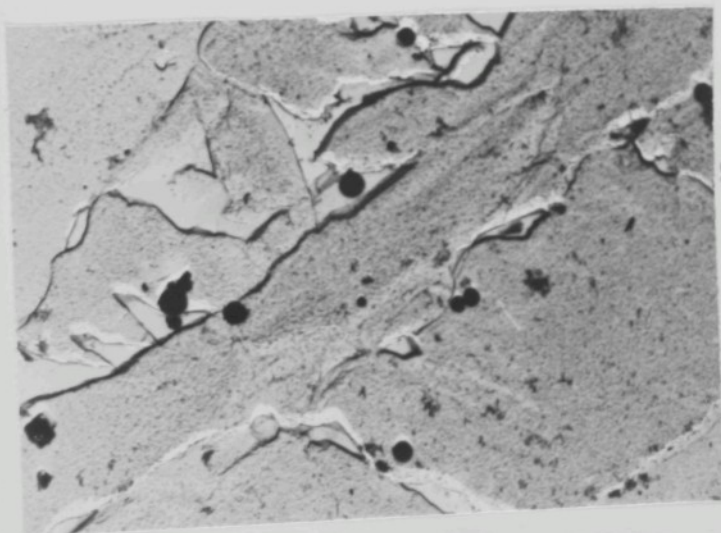
Zvětšení : 3000x

Obr. 177 Struktura svařového kovu v místě "2" /kořen svara/
u vzorku s ametalizovanou hliníkovou vrstvou o tloušťce
0,30 mm /elektroda Z 44.83/



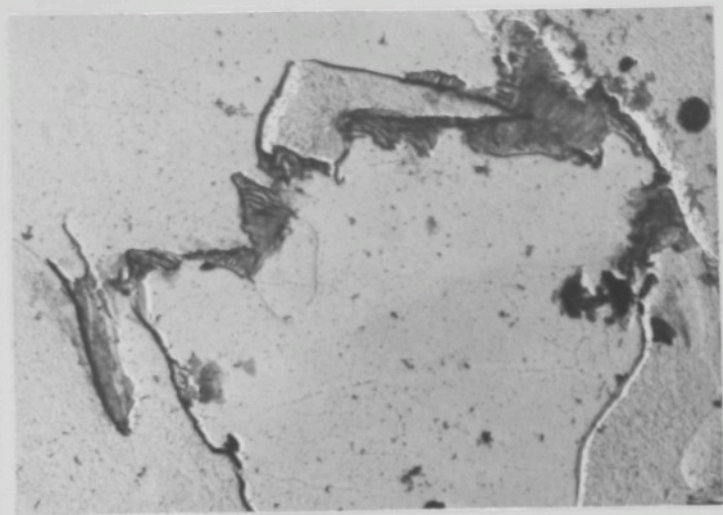
Zvětšení : 20 000x

Obr. 178 Struktura svarového kovu v místě "2" /kefen svara/ v vzor-
ku s nainstalovanou hliníkovou vrstvou o tloušťce 0,30 mm
/elektroda E 44.83/



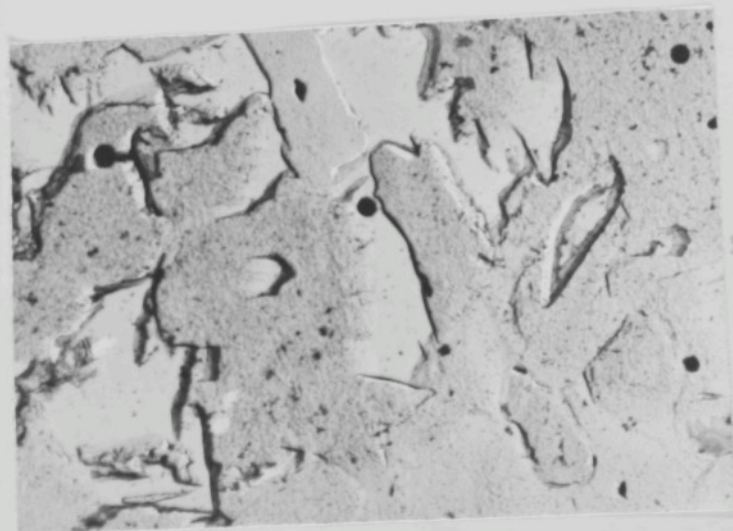
Zvětšení : 30000x

Obr. 179 Struktura svarového kovu v místě "3" /přechodová oblast/
v vzorku s nainstalovanou hliníkovou vrstvou o tloušťce
0,30 mm /elektroda E 44.83/



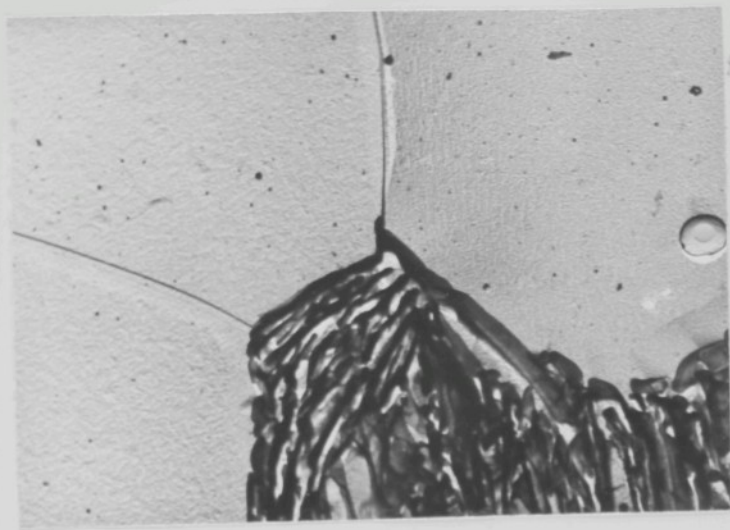
Zvětšení : 3000x

Obr. 180 Struktura svařového kovu v místě "3" /přechodová oblast/
u vzorku s metalizovanou hliníkovou vrstvou o tloušťce
0,30 mm /elektroda B 44.83/



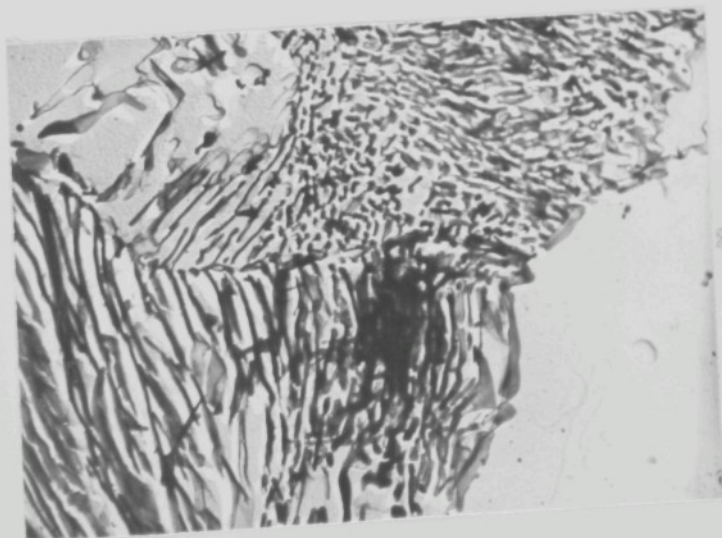
Zvětšení : 3000x

Obr. 181 Struktura svařového kovu v místě "3" /přechodová oblast/
u vzorku s metalizovanou hliníkovou vrstvou o tloušťce
0,30 mm /elektroda B 44.83/



Zvětšení : 8000x

Obr. 182 Struktura vlákniného materiálu, ČSN 41 1373



Zvětšení : 8000x

Obr. 183 Struktura vlákniného materiálu, ČSN 41 1373

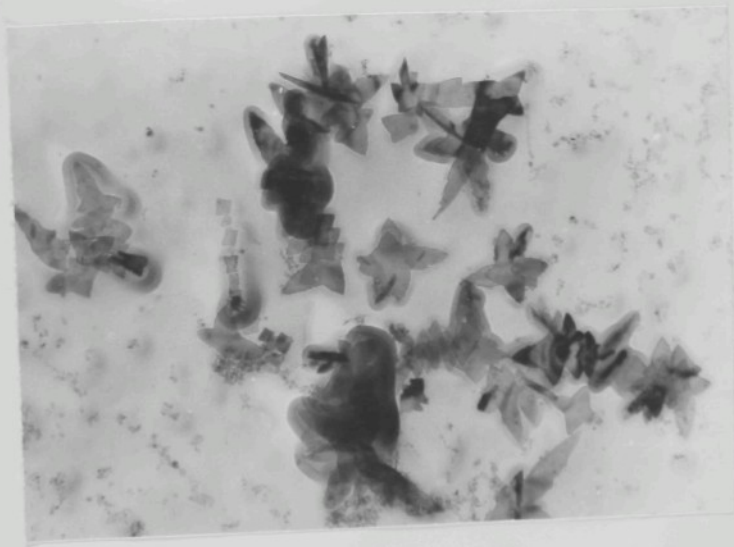


Zvětšení : 3000x

Obr. 184 Struktura sraťadního materiálu, ČSN 41 1373

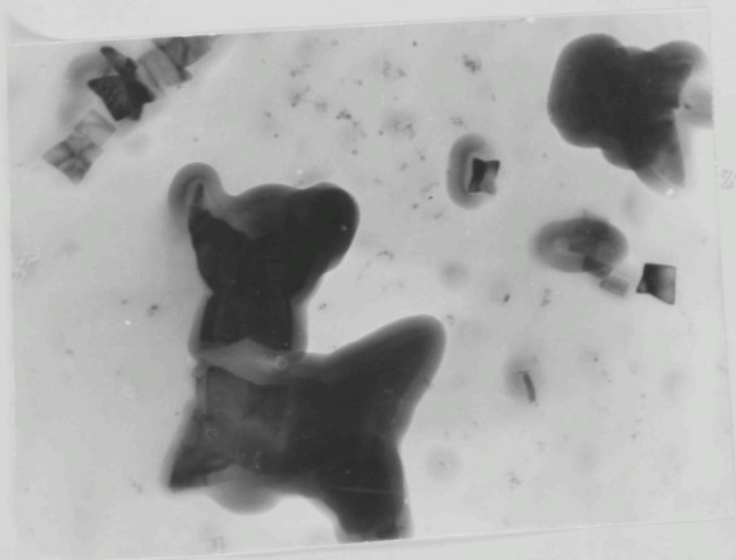
Pro určení morfologie vyprecipitovaných částic byl ještě proveden elektronmikroskopický rozbor při velkém zvětšení. Byl proveden na Vysoké škole technické v Košicích na elektronovém mikroskopu JEM 7. Pracovalo se opět metodou uhlikových replik.

Ve obr. 185 - 189 jsou uvedeny výsledky.



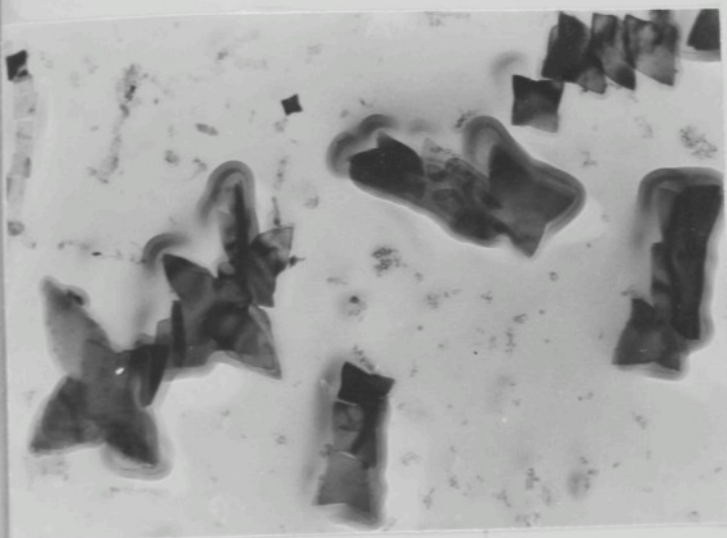
Zvětšení : 125 000x

Obr. 185 Tvar a rozložení vyloučených částic FeO ve ferritu



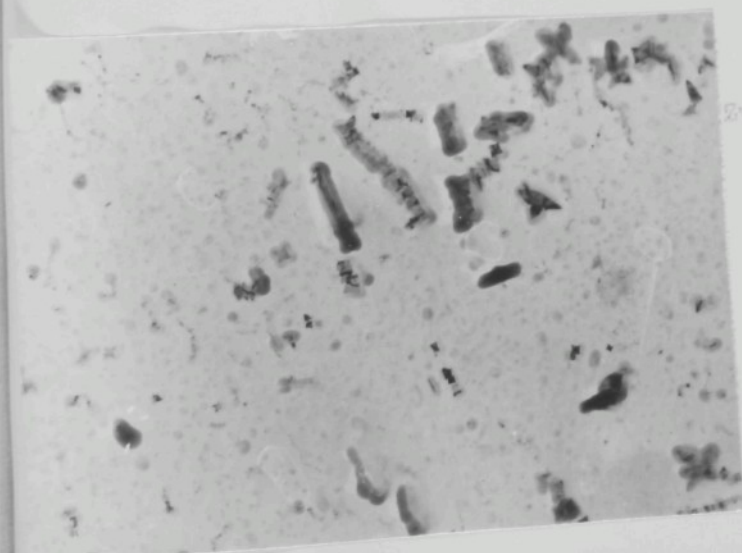
Zvětšení : 125 000x

Obr. 186 Morfologie vyloučené částice FeO ve ferritu



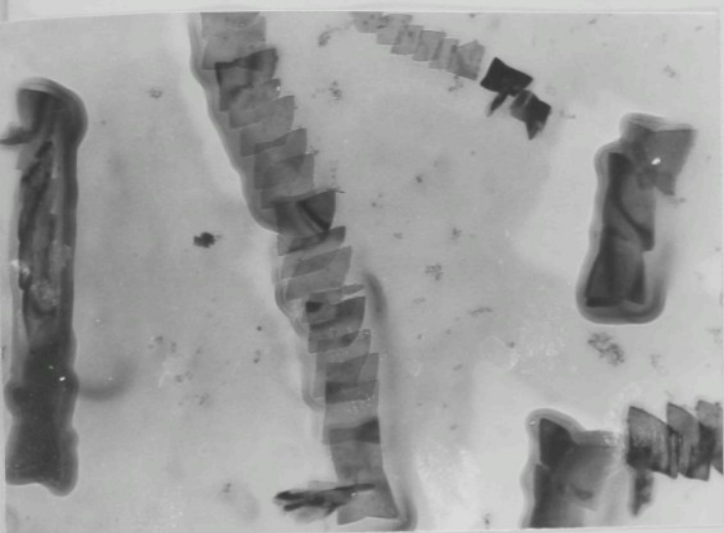
Zvětšení : 125 000x

Obr. 187 Morfologie vyloučených částic MnO ve feritu



Zvětšení : 33 000x

Obr. 188 Tvář a rozložení vyloučených částic MnO ve feritu



Zvětšení : 125 000x

Obr. 159 Sběhnutí vylučovacích částic FeO do souvislých pásů

Na snímcích je vidět hvězdovitý tvar šířících částic FeO. Vznik tohoto tvaru je možné vysvětlit tím, že krystalizace částic probíhala při nesymetrické rozložení náročných, v prostředí ne zcela homogenním a při značné rychlosti. Vlivem těchto faktorů došlo střechám během krystalizace k přednostnímu růstu precipitačních částic ve směru vlnopříček - vytvořil se hvězdovitý tvar. Růstové podmínky: rychlý růst a elektrická difrakce vlny, do se jedná o dendritický, polikrystalický útvar, který maximálně bude porušovat homogenní materiál feritové fáze. V některých místech došlo k precipitaci těchto částic v řadách, k vytvoření souvislých pásů.

5.93 Elektronová difrakce. identifikace disperzních precipitátů

Aby bylo možno identifikovat vyprecipitované částice ve feritové hmotě a posoudit možnost vzniku intermetalické fáze byla provedena elektronová difrakce na vzorku s namagnetizovanou blinčkovou vrstvou tloušťky 0,30 mm, v místě "2" ... v loženi svaru. Difrakční vyhodnocení bylo provedeno na dvou na sobě nezávislých pracovištích: Ustřední výzkumný a zkoušební ústav n.p. ŠKODA Plzeň, na elektronovém mikroskopu Tesla DS 242 a Vysoká škola technická, Košice na elektronovém mikroskopu JEM 7.

Na obr. 190 je uveden elektronový difraktogram.



Obr. 190 Difrakční spektrum disperzních částic ve feritové hmotě v místě "2" /ložen svaru/ a vzorku s namagnetizovanou blinčkovou vrstvou 0,30 mm /elektrona B 44.83/

Porevnávací hodnoty naměřených interplanárních vzdáleností a hodnotami tabelovanými ASTM /tab. 39/ byly disperzní částice /šrobná i křupká hvězdičkovitá/ identifikovány jako kysličník železa FeO. Měřkový parametr částice je $a = 4,31 \text{ \AA}$.

Tab. 39 Hodnoty interplanárních vzdáleností vyextrapovaných částic FeO, naměřené a tabelované ASTM

hkl	Hodnoty interplanárních vzdáleností	
	exp	teoretické /tabelované/
111	2,47	2,49
200	2,14	2,15
220	1,52	1,52
311	1,29	1,30
222	1,25	1,24
400	1,07	1,08
331	0,99	0,99
420	0,97	0,96

5.94 Rozložení nečistot, vlnitostí ve svarovém kovu

Chemickým rozborům byla zjištěna existence Al_2O_3 ve svarovém kovu, i když v poměrně malém množství 7 tab.38, obr.102/. Aby bylo možno posoudit rozložení a množství disperzního Al_2O_3 , případně dalších nečistot v jednotlivých blíže sledovaných oblastech svaru, byla provedena mikrostuktura svarového kovu bez naleptání, při zvětšení 100 x a 500x. Obr.191 - 193 jsou uvedeny výsledky u vzorku bez nametalizované hliníkové vrstvy a s vrstvou tloušťky 0,30 μm .

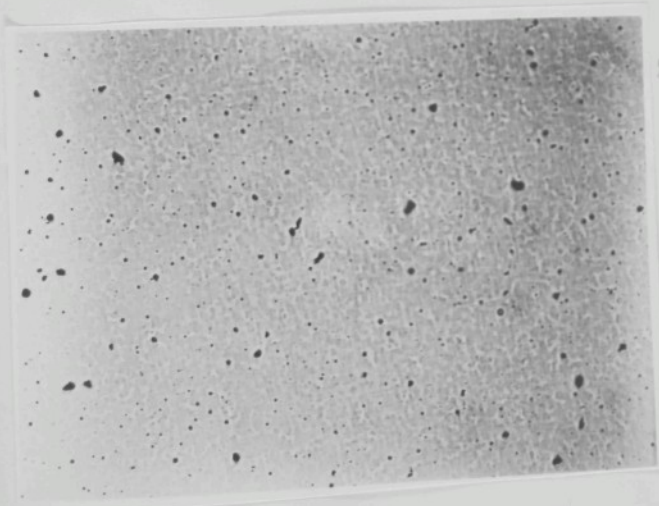
Množství nečistot bylo hodnoceno při 100násobném zvětšení dle ASTM. U vzorku bez nametalizované hliníkové vrstvy odpovídá množství nečistot stupni 1, u vzorku s nametalizovanou hliníkovou vrstvou tloušťky 0,10 a 0,20 μm stupni 2 a u vzorku s nametalizovanou vrstvou tloušťky 0,30 μm pak stupni 4-5, což je nevyhovující.

Podle morfologie lze většinu vlnitostí /obr.193/ identifikovat jako Al_2O_3 a FeO.



Zvětšení : 100x

Mr. 191 Mikrostruktura svařového kovu vzorku bez metalizování
hliníkové vrstvy k určení množství nečistot /včetně/ -
elektroda B 44.83



Zvětšení : 100x

Mr. 192 Mikrostruktura svařového kovu vzorku s metalizováním
hliníkovou vrstvou tloušťky 0,30 mm k určení množství
nečistot /včetně/ - elektroda B 44.83

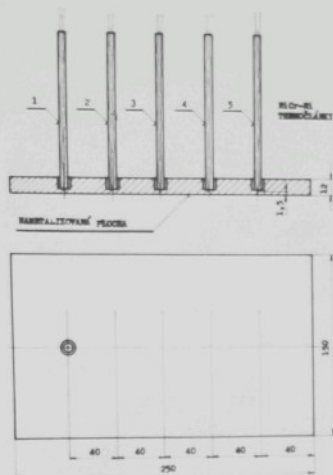
Zvětšení : 500x

Mr. 193 Mikrostruktura svarového kovu vzorku s nametalizovanou
hliníkovou vrstvou tloušťky 0,30 mm k určení morfologické
vlastnosti - elektroda E 44.03

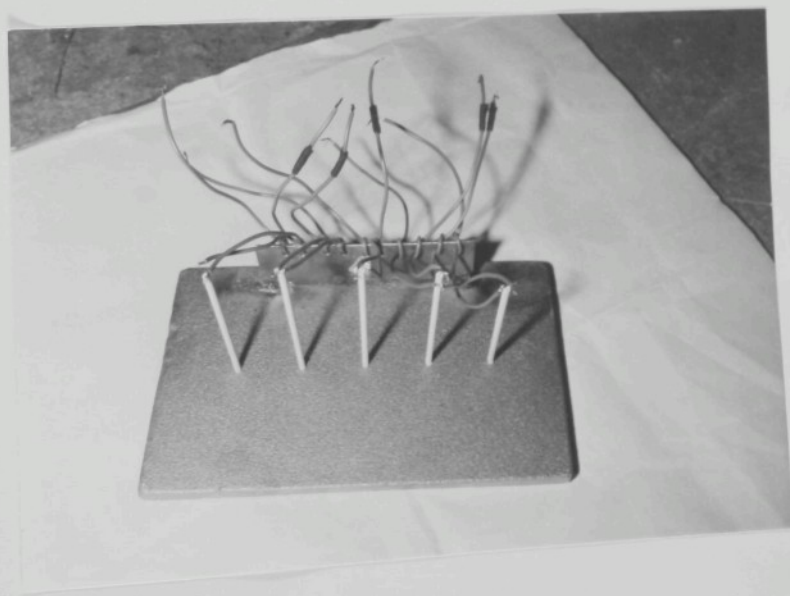
5.10 Ověření přídavného tepelného vlivu nametalizované hliníkové
vrstvy na stárnutí základního materiálu a svarového spoje

5.101 Teplovy dosahované na neuzkou základního materiálu při
stárnutí tloušťky nametalizované vrstvy

Aby bylo možné porovnat přídavný vliv metalizace na
stárnutí základního materiálu a svarového spoje, bylo
provedeno měření výměny teploty, ke kterému došlo
v průběhu metalizace, kdy rozlišované kapacity ochranného
kovu přídávají teplo základnímu materiálu. Měření bylo
provedeno na 4 destičkách s rozměry uvedených na obr.
194, na které byla metalizační pistolí AT 1 namalována
vrstva hliníku o tloušťce 0,04; 0,10; 0,20; 0,30 mm.



obr. 194 Rozměry zkoušební desky a umístění termoelektrů pro měření
 vyžehnutí teploty materiálu vlivem metalizace.
 Teplota v každé zkoušební desce byla měřena pěti Ft Cr-Mn
 termoelektry, jejichž umístění je vidět z obr. 195.



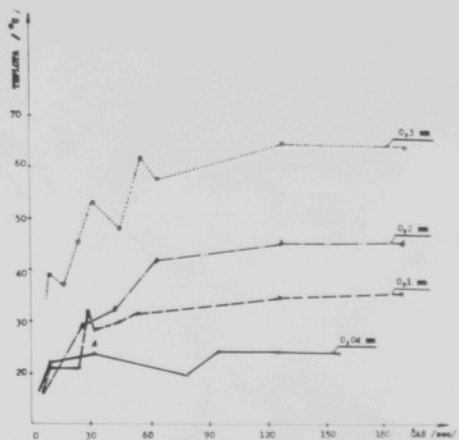
obr. 195 Připojení termoelektrů ke zkoušební desce

...stnace teploty byla prováděna třemi přístroji Voreg /Motra/
 /Niveltastron /Motra/ a Servogreen /Elektro GHR - Rakousko/.
 Upevňovací pracoviště je zřejmé z obr. 196.

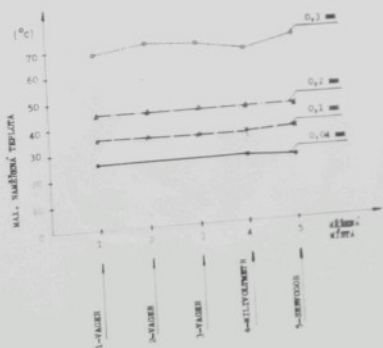


Obr. 196 Upevňovací pracoviště na měření teplot desek při so-
 talizaci

...řábek naměřených teplot je na obr. 197 a maximální hodnoty
 teploty na obr. 198.



Obr. 197 Změna teplot na povrchu skladištního materiálu, při různých tloušťkách nastalé vlnkové vrstvy



Obr. 198 Maximální dosahované teploty v jednotlivých místech skladištního materiálu

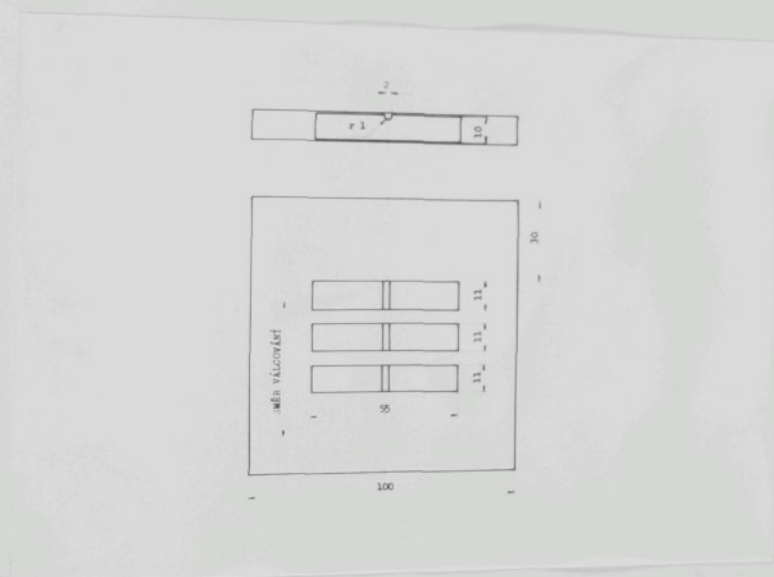
Z uvedených diagramů je vidět, že maximální teploty 70°C
dosáhne při tloušťce nemetalizované hliníkové vrstvy 0,3 mm,
oboustranně. Při uvařování oboustranně setalizace plechů v me-
talizační lince lze předpokládat zvýšení teplot na dvojnásobek.
Vzhledem k tomu, že silná vrstva nepřichází v úvahu s ohledem na nemož-
nost řezání kyslíkem /39, 19/ a nevyhovující výsledky svařování
provedené v předehonech kapitolách. Reálně lze uvažovat s tloušť-
kou nemetalizované vrstvy maximálně cca 0,10 mm, při které lze
v případě oboustranného nástřiku předpokládat maximální zvýšení
teplot povrchu základního materiálu na 60 - 70°C. Při metaliza-
ci hotového svařence v případě, že nemetalizovaná vrstva by měla
tloušťku až 0,30 mm, nebylo by dosaženo vyšší teploty než 70°C.
Plnil se tedy dříve vyložený předpoklad, že metalizací dojde
en k nepatrnému zvýšení teploty.

Z průběhu teploty je také zřejmé, že její působení na zá-
kladní materiál bude krátkodobé. Teplota o maximální hodnotě
má působit nejvíce 4 - 5 minut.

Lze tedy předpokládat minimální vliv na stárnutí. Tento
předpoklad byl ověřen ještě zkouškami.

102 Ověření přídavného teplotního vlivu metalizace na střední tloušťce materiálu a srovnání srovn.

Nejprve byla ověřována velikost střední střední metalizační vrstvy vlivem teploty od metalizace před svařováním. Zkušební vrubová tělíska byla odebrána z desek, na které bylo z obou stran nametalizováno ochranná vrstva hliníku s účinností uvedených tloušťkách /obr. 199/.



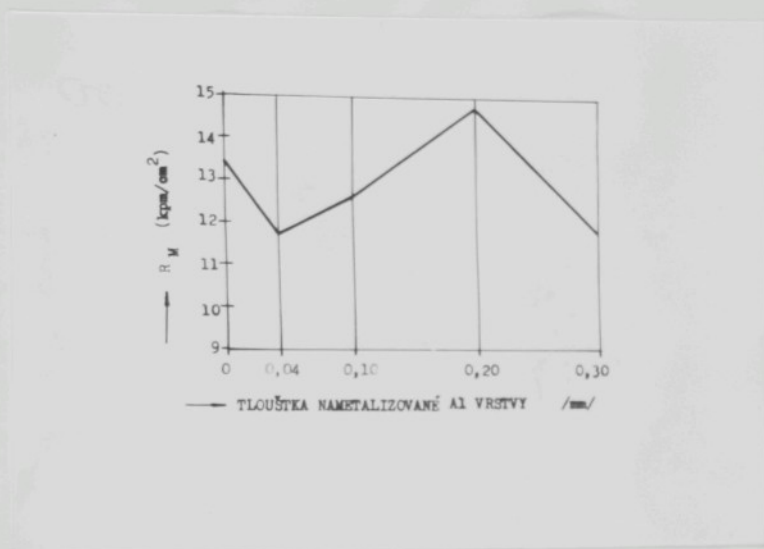
Obr. 199 Zkušební desky pro ověření vlivu nametalizované hliníkové vrstvy na střední materiál

Na tab. 40 jsou uvedeny minimální, maximální a průměrné hodnoty vrubové houževnatosti, dosažené při zkouškách. Z hodnot je vidět, že nedochází k ovlivnění základního materiálu, změnu hodnot mámo přičíst na vrub rozpetylu.

Tab. 40 Hodnoty vrubové houževnatosti základního materiálu s různou tloušťkou nanetálicované hliníkové vrstvy

Tloušťka nanetálic. vrstvy /mm/	Vrubová houževnatost R_H	
	<u>Min.</u> <u>Max.</u>	(kgm/cm^2) průměr
0	<u>11,5 - 14,6</u>	13,4
0,04	<u>10,9 - 12,9</u>	11,7
0,10	<u>10,9 - 15,5</u>	12,6
0,20	<u>14,0 - 16,0</u>	14,8
0,30	<u>10,9 - 12,1</u>	11,7

Na obr. 200 je graficky znázorněn průběh vrubové houževnatosti základního materiálu v závislosti na tloušťce nametalizované vrstvy.

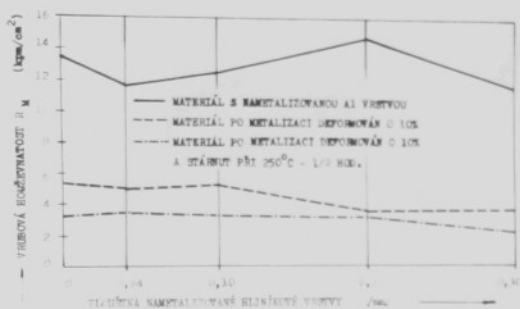


Obz. 200 Průběh průměrných hodnot vrubové houževnatosti základního materiálu v závislosti na tloušťce nametalizované hliníkové vrstvy.

Dále byla ověřována náchylnost základního materiálu předem ovlivněného teplotou od nametalizované hliníkové vrstvy různé tloušťky, k umělému stárnutí. Zkoušky byly provedeny tak, že ponutí a deformace, vyvolané svařováním, byly nahrazeny stlačením vzorků o 10 %, kdežto účinek tepla obložen byl nahrazen uměle přivedeným teplem /250 °C - 0,5 hod. - vzduch/.

Tímto postihneme stav materiálu ovlivněného nejprve teplem od nametalizované hliníkové vrstvy a pak procesem svařování /nahrazeným deformací a teplotou stárnutí/. Zkušební vrubová tělíska byla odebrána z dísk pro předchozí zkoušku, které byly po nametalizování deformovány, stárnuty a přeráženy. Na tab. 41 jsou uvedeny průměrné hodnoty vrubové houževnatosti, získané ze zkoušek. Z výsledků je opět zřejmé, že k ovlivnění nedojde.

Na obr. 201 je graficky znázorněn průběh získaných průměrných hodnot vrubové houževnatosti.



Obr. 201 Průběh průměrných hodnot vrubové houževnatosti základního materiálu ovlivněného nametalizovanou hliníkovou vrstvou a uzele stárnutého

Konečně byl ještě ověřován vliv nametalizované hliníkové vrstvy na proces stárnutí základního materiálu a svarového spoje po svaření. Tento případ přichází v úvahu při metalizaci hřbetových svařenců.

Zkouška byla prováděna tak, že zkoušební desky pro zkoušku svažitelnosti vývojových ocelí dle ČSN 05 1312 byly nametalizovány, svařeny a pak znovu nametalizovány. Z těchto desek byla pak vzata zkoušební tělíska. Zkouška byla provedena jen s tloušťkou nametalizované hliníkové vrstvy 0,30 mm, kde lze očekávat největší ovlivnění, a pro elektrodu Z 44.83.

Výsledky zkoušky jsou na tab. 42. Z výsledků vyplývá, že ani v tomto případě nedojde k ovlivnění.

Tab. 42 Hodnoty vrubové houževnatosti svarového spoje ovlivněného dodatečnou metalizací hliníkem o tloušťce 0,30 mm

Vzdálenost od osy přechodu /mm/	Hodnota vrubové houževnatosti R_K (kpm/cm ²)	
	Svarový spoj bez dodatečného ov- livnění	Svarový spoj ovlivněn metalizací o tloušťce 0,30 mm
- 1,5	5,0	5,1
0	4,3	4,0
1,5	2,9	3,0
3	12,1	15,3
4,5	11,5	10,9
6	12,0	11,5
8	12,1	12,8
10	13,6	13,4
12	15,0	14,0
15	13,2	14,5
18	13,5	13,6
21	13,8	14,0

5.11 Režim srovnání výsledků a závěry

Řadou provedených zkoušek měla být ověřena tvrzení a domněnky vyslovené v teoretické části kandidátské práce. Výsledky zkoušek většinu teoretických závěrů potvrdily.

Provedené zkoušky potvrdily maximální vliv nametalizované hliníkové vrstvy na metalurgické děje při tavení svařování elektrodami, jak bylo předpokládáno v teoretické části práce a vliv teploty na mechanické vlastnosti svařového kovu a spoje.

V dalším je proveden podrobný rozbor vyslovených teoretických závěrů.

5.111 Vliv nametalizované hliníkové vrstvy na ionizaci elektrického oblouku

Vlivem nametalizované hliníkové vrstvy dochází k podstatnému ovlivnění stability oblouku. Se zvětšující se tloušťkou vrstvy se poměry zhoršují, vlivem zvětšujícího se obsahu Al_2O_3 v nástříku a vlivem vzniku většího množství Al_2O_3 oxidací kovu hliníku při svařování. Důsledkem vzniku většího množství Al_2O_3 při zvětšující se tloušťce nametalizované hliníkové vrstvy je zjištěný zvětšující se jeho obsah ve svařovém kovu /obr. 103/, zvláště u elektrod kyselých. Dochází také k vyhořívání hliníku, výtluč většího množství plynné, vlnění tevné lázně při větších tloušťkách nametalizované hliníkové vrstvy, což vše podstatně zhoršuje stabilitu elektrického oblouku. Svařec, aby zlepšil stabilitu oblouku, zvýšil proudovou zátěž, což vedlo k zvětšení tepelného ovlivnění přechodové oblasti základního materiálu, jak je vidět z mikro a makrostruktur /obr. 63 - 102/, kde se projevilo zhrubnutí struktury a zvětšení šířky této oblasti. Do tloušťky nametalizované hliníkové vrstvy 0,10 mm byl tento vliv celkem nepatrný. S ohledem na to, že zkoušky se prováděly na zkoušebních deskách, které měly nametalizované i návarové hrany /i na nich byla tloušťka vrstvy stejná jako na povrchu plechu/, byla tloušťka vrstvy stejná jako na povrchu plechu, budou v případě návarových hran bez ochranné hliníkové vrstvy poměry podstatně lepší. Dodatečně prováděné zkoušky tato potvrdily.

5.112 Vliv nametalizované hliníkové vrstvy na dezoxidaci, krystalizaci, strukturu a chemické složení svarové kavy a vliv teploty na mechanické vlastnosti svarového spoje

Provedené zkoušky potvrdily, že působení nametalizované hliníkové vrstvy na metalurgické děje při svařování je maximálně ovlivněno zvláštností svařovacího procesu, hlavně průběhem metalurgických dějů v mikroobjemech a rychlostí tuhnutí. Hliník v kovové formě a Al_2O_3 působí hlavně v kapičkách kovu a částech tavné lázně v oblasti bezprostředního jejich styku s nametalizovanou hliníkovou vrstvou. Důkazem pro tuto tvrzení je nerovnoměrnost v chemickém složení a struktuře svarového kovu.

Průběh reakcí v mikroobjemech nepochybně podstatně ovlivnil dezoxidační působení hliníku. Vznikající kyslíčnky a Al_2O_3 přešly do tavné lázně s nametalizovanou hliníkovou vrstvou, nepůsobily jako krystalizační zárodky, ale převládli nepříznivý vliv většího množství hliníku v kovové formě na růst zrn. Metalografické rozborý potvrdily růst velikosti zrn a mechanické zkoušky pak nepříznivý vliv teploty na mechanické hodnoty. Výsledky uváděné Bernem a Kochem /chr. 7/ a naše závěry v teoretické části práce /str. 34/ se zkouškami plně potvrdily.

Průběh metalurgických reakcí byl maximálně ovlivněn změnou viskozity nataveného kovu, způsobenou dispergováním částicemi Al_2O_3 a elektronemikroskopickým rozborům objeveným FeO . Potvrdilo se opět správnost úvah v teoretické části práce /str. 36 a další/. Zvýšený obsah vrstevka rovněž potvrdil předpoklady shledání podmínek pro jejich vyplouvání /str. 37/. Zvýšená viskozita měla vliv na vznik porů, potvrdily se úvahy o zvláště nepříznivých poměrech u kyselých elektrod.

Zkouškami se potvrdilo nerovnoměrné rozložení hliníku ve svarovém kovu. Jeho nejvyšší obsah je v hořavé části a přechodové oblasti svarového kovu, v místech bezprostředního styku kapek kovu elektrody a nataveného základního materiálu s nametalizovanou hliníkovou vrstvou. Obsah hliníku v těchto oblastech je několiknásobně vyšší, než ve středu svaru, jak je zřejmé z tab. 43.

Tab. 43 Obsah hliníku v různých oblastech svaru

Použitá elektroda	Tloušťka nametal. Al vrstvy /mm/	Obsah hliníku	
		ve středě svaru /%	v kořeni a přechodové oblasti svaru /%
E 44.83	0,04	0,004 - 0,007	0,004 - 0,038
	0,10	0,030 - 0,039	0,140 - 0,340
	0,20	0,120 - 0,220	0,400 - 1,230
	0,30	0,390 - 0,450	0,580 - 2,62
E 44.72	0,04	0,003 - 0,006	0,006 - 0,012
	0,10	0,006 - 0,016	0,200 - 0,240
	0,20	0,010 - 0,310	0,120 - 0,450
	0,30	0,054 - 0,180	0,450 - 0,600

Vlivem změny koncentrace hliníku došlo k změně struktury, k vzniku velkého množství disperzních precipitátů a to vše podstatně ovlivnilo plastické vlastnosti svarového kovu. Plasticita je závislá na složení a stupni spevzní tuhého roztoku natečení fáze. Je všeobecně známo, že hliník jako prvek s větším atomovým poloměrem než železo ($r_{Fe} = 1,27 \text{ \AA}$; $r_{Al} = 1,43 \text{ \AA}$) působí unavivací oblasti δ - feritotvorně. Je jako prvek neizomorfni železu zvětšuje stálost δ fáze. Výsledky metalografických rozborů ukazují, že v kořenné partii, kde je největší koncentrace hliníku, došlo také k vytvoření feritické fáze. V přechodové oblasti, v místech, kde došlo k místní koncentraci hliníku, vytvořily se souvislé feritové pružky a oblasti. Projevil se zde také dále nepřímý lé feritové pružky a oblasti. Při nižších teplotách. Tyto pružky, která se odrazila v tvorbě FeO při nižších teplotách. Tyto strukturální fáze nevhodné morfologie a velikosti, obsah vrstev, způsobují křehkost, zvyšují vnitřně překážky proti pohybu dislokací v skluzových rovinách se kromě překážky proti pohybu dislokací a vlnění, materiál ztrácí schopnost k větším plastickým deformacím - křehne. Křehkost oceli působí výrazně přechodové teploty k vyšším hodnotám. Projevilo se to i v našem případě. Přechodová teplota svarového kovu z elektrody E 44.83 neovlivněného nametalizovanou hliníkovou vrstvou je v našem případěcca -30°C , svarového sevanou hliníkovou vrstvou je v našem případěcca -40°C . Při vyšším obsahu hliníku je posun

přechodové teploty k vyšším hodnotám ještě větší, sklěknutí výraznější, jak se také projevilo na výsledku zkoušek vrubové houževnatosti.

Ve středu svaru, kde je nízká koncentrace hliníku je struktura tvořena feritem, perlitem a bainitem, došlo k podstatnému snížení s ohr. 40, 41. Zpevnění je tím vyšší, čím vyšší je koncentrace hliníku v této oblasti. Hodnoty vrubové houževnatosti ukazují na pokles plasticity - částečné sklěknutí materiálu.

Tyto výsledky odpovídají známým zákonitostem zjištěným např. Kurnakovem, že tvrdost tuhých roztoků se zvyšuje zvyšováním množství druhé složky. Hliník jako prvek neizomorfní s α -železem a s větším atomovým poloměrem než má železo, deformuje smáčivě uhlík železa a dochází proto k podstatnému zvýšení tvrdosti /73/.

V kořenové partii svaru a v přechodové oblasti svarového kovu, kde je maximální koncentrace hliníku, došlo ke značné strukturní, k vzniku feritické fáze, k vytvoření feritických proužků a k maximálnímu poklesu plasticity. Ve feritové fázi je velké množství disperzního precipitátu FeO , Al_2O_3 , čímž se zvyšují vnitřně vrubové účinky v smerech a vada to k podstatnému snížení plasticity. Tento nepříznivý vliv hliníku na plasticitu svarového kovu potvrdily rovněž ohybové zkoušky, návarové zkoušky ohybové a křížové zkoušky, kde ke vzniku trhlin došlo také vždy v přechodové a kořenové oblasti svaru se zvýšenou koncentrací hliníku.

Intermetalická fáze ϵ nebyla zjištěna ani u vzorku s největší tloušťkou nametalizované hliníkové vrstvy /0,30 mm/. Zjištěný disperzní precipitát FeO má kubickou, plošně centrovanou mřížku, parametr mřížky je $a = 4,31 \text{ \AA}$, zatímco fáze ϵ má mřížku sice rovněž kubickou, plošně centrovanou, ale o parametru $a = 3,74 \text{ \AA}$. Pro výskyt fáze ϵ nebyly sřejmě vytvořeny podmínky z hlediska chemického složení, neboť jak bylo ověřeno chemickou analýzou, byl maximálně zjištěný obsah hliníku 2,62 % a jak vyplývá z praci Ing. Vyklička /57 - 59/ je možnost její existence podmíněna koncentrací hliníku 8 %. Tato hodnota sřejmě nikde nebyla dosažena.

Dá se tedy souhrnně říci, že hliník při nižším obsahu způsobuje podíl feritové fáze, podporuje vznik zakalujících struktur, při vyšším obsahu stabilizuje ferit a způsobuje nepříznivý účinek na tavbu lázeň tvorbu FeO .

Feritová fáze s vysokým obsahem disperzního precipitátu je svou špatnou plasticitou nejslabším článkem svarového spoje, který usnadňuje iniciaci šíření trhlin.

Je proto k dosažení vyhovujících mechanických vlastností svarového spoje nutné zamezit vzniku souvislých oblastí deformační tloušťky nametalizované hliníkové vrstvy 0,10 mm. metalizací nepřevádět na návarových hranách, případně je ošlepit od nástřiku. Pro svařování je vhodné pouze elektroda bazická E 44.83.

Hliník účastníkem se metalurgických reakcí neovlivňuje nijak podstatně, jak ukázaly zkoušky, proces stárnutí svarového kotvu. Rovněž zkoušky prokázaly, že nedochází k žádnému přídavnému tepelnému vlivu nametalizované hliníkové vrstvy na stárnutí základního materiálu a svarového spoje /u hotových svařených detailů nametalizovaných/ přetím tepelně a deformačně ovlivněného.

6. Příprava materiálů a technologie svařování navržené na základě zkoušek

Na základě zkoušek a závěrů z nich, lze navrhnout následující opatření a technologii pro svařování materiálů ČSN 41 1373 s nametalizovanou hliníkovou vrstvou:

- a/ Poletovary /plechy, profily apod./ je možné opatřit nametalizovanou ochrannou hliníkovou vrstvou maximální tloušťky 0,10 mm.
- b/ Metalizaci provádět z co nejkratší vzdálenosti, k dosažení vyhovujících ochranných vlastností, nízkého obsahu Al_2O_3 v nástřiku.
- c/ Metalizaci provádět na pokud možné celých tabulích plechů, ne na detailech, aby nedošlo k nametalizování návarových hran.
- d/ Kontrolovat čistotu návarových hran v případě částečného nanášení hliníkové vrstvy tuto odstranit. U koutových a rohových spojů pokud možno odstranit nanášenou hliníkovou vrstvu v místech, kde bude vytvořen koutový svar.
- e/ Svařování provádět bazickou elektrodou E 44.83, svařovací proud volit dle průměru elektrody, nepřipustit zvyšování proudu.

7. Použitá literatura

1. Kepce Rudolf a kolektiv :
Teplotné úpravy povrchu kovů
SNIL 1959
2. Pišek :
Vzorky o materiálu I/1, I/2
CSAV 1966
3. Ing. Wallo :
Zkoušení ocelí a ostatních kovů
Práce 1952
4. Pišek :
Vzorky o materiálu II/1
CSAV 1959
5. Ketrckl, Ditrych, Tachyna :
Pečkování
SNIL 1966
6. R. Situliansky - Št. Bohro :
Renovacia strojových súčiastok
SVTL Bratislava
7. F. Trojánok :
Opětřebení a mechanické úpravy
SVTL 1962
8. R. Kepce :
Základy nauky o povrchu a jeho úpravě
9. Harada H. :
Metallizing of Plastics
Reinhold, New York 1960
10. F. Prine :
Střížení kovů
SNIL Praha 1962

11. Ing. J. Kuncipál a kolektiv :
Svařování ve strojírenství - možnosti aplikace a problémy
SWTL Praha 1967
12. Ing. J. Kuncipál :
Úspěchy materiálu a pracovních při svařovaných konstrukcích
Zváření č. 5 - 1963
13. Ing. J. Kuncipál :
Lighter and Cheaper weldments
Technical Digest 1964, No. 7
14. Ing. J. Kuncipál :
Rozvoj svařování v Leninových závodech v Plzni po r. 1945
Zváření č. 6 - 1965
15. Vl. Veselý :
Vlastnosti elektrometalizovaných materiálů
Výzkumná zpráva SVÚOM Praha 1962
16. Sýkorová, Šmejkalová :
Technicko-ekonomický rozbor metalizační ochrany plechů
metalizací
Výzkumná zpráva SVÚOM Praha 1962
17. Ing. Fiala :
Výhledový sortiment ocelových plechů a pásů
Zpráva VÚSTB Praha
18. Ing. O. Medráček, Šindelář :
Zkoušení materiálů
19. Nevák :
Vliv povrchových úprav plechů na dělení materiálu tečením
kyslíkem a svařování
Zpráva SKODA-Plzeň, TPÚ-ORT, výzkum a technologie svařování,
1966
20. Kolektiv :
Korozie za vyšších teplot a ochrana proti ní

21. P. Gröbner :
Koroze ocelí a litin v plynném prostředí za vysokých teplot
SNTL 1964
22. Kolektiv :
Ochrana kovových konstrukcí
SNTL 1963
23. Prof. Ing. Dr. Josef Teindl :
Pekrekry v hutnickém pekovení v zastavených kovech
a elektrelytech
SNTL 1960
24. Sborník :
Koroze a ochrana proti korozi
FVV 1952
25. Prof. Ing. Dr. Josef Teindl :
Koroze kovů a boj proti ní
Orbis 1955
25. Ing. O. Šveřepa, Svébočný :
Koroze hliníku a jeho slitin
Práce 1959
27. A. H. Cottrell :
Základy fyziky kovů
SVTL 1962
28. Properties and used of Aluminized steel
separát spol. Nippon Light Metal Company, LTD.
29. Chem. and Industry, r. 1955 č. 10 - článek W.B. Bellardis
30. Ing. Josef Kuncipál :
Vliv povrchových úprav plechů na jednotlivé technologie pe-
užitě při výrobě svařenců a na ekonomii výroby
Referát kandidátského minima, 1967
31. Doc. Ing. I. Hrivňák GSc :
Teorie svařitelnosti měkkých ocelí
Zvážanie r. 1967, č. 7-8

21. P. Gröbner :
Koroze ocelí a litin v plyném prostředí za vysokých teplot
SNTL 1964
22. Kolektiv :
Ochrana kovových konstrukcí
SNTL 1963
23. Prof. Ing. Dr. Josef Teindl :
Pekreký v hutnickém pekovení v zastavených kovech
a elektrelytech
SNTL 1960
24. Sborník :
Koroze a ochrana proti korozi
FVV 1952
25. Prof. Ing. Dr. Josef Teindl :
Koroze kovů a boj proti ní
Orbis 1955
25. Ing. O. Šveřpa, Svobodný :
Koroze hliníku a jeho slitin
Práce 1959
27. A. H. Cottrell :
Základy fyziky kovů
SVTL 1962
28. Properties and uses of Aluminized steel
separát spol. Nippon Light Metal Company, LTD.
29. Chem. and Industry, r. 1955 č. 10 - článok W.E. Bellarda
30. Ing. Josef Kuncipál :
Vliv povrchových úprav plechů na jednotlivé technologie re-
užití při výrobě svařenců a na ekonomii výroby
Referát kandidátského minima, 1967
31. Doc. Ing. I. Hrivňák CSc :
Teorie svařitelnosti měkkých ocelí
Zváranie r. 1967, č. 7-8

32. Ing. J. Vrátil ČSČ :
Stárnutí a jeho vztah k svařitelnosti
Zváření, r. 1967, č. 7-8
33. Akad. V. Jureš :
Metalografie ocelí
MČAV, Praha 1960
34. Akad. prof. Ing. Dr. J. Čabalka :
Metalurgické svařitelnosti měkkých konstrukčních ocelí
ČAV - Bratislava 1968
35. F. Šicha :
Vliv metalurgických faktorů na spásebnost ocelí při svaře-
vání
Zváření r. 1967, č. 7-8
36. Doc. Ing. V. Pileus ČSČ :
Svařitelnost konstrukčních ocelí české výroby VSt 3
v porovnání s dol. ocelmi 11 373 a 11 458
SKODA Pilsen, 1967, TIZ 820
37. Doc. Ing. V. Pileus ČSČ :
Svařitelnost nikellegovaných ocelí pro dynamicky namáhané
konstrukce
Zváření, r. 1967, č. 7-8
38. Prof. Ing. J. Keutský DrSc, doc. Ing. V. Pileus ČSČ :
Výběr nízkouhlíkatých a nikellegovaných ocelí o pevnosti
37 a 52 kg/mm² pro dynamicky namáhané svařované konstrukce
SKODA Pilsen, Technika a ekonomika SKODA, r. 1967, č. 2
39. Doc. Ing. V. Pileus ČSČ, Ing. J. Václav :
Nikellegované konstrukční oceli s přídavkem Nb a Zr pro dy-
namicky namáhané svařované konstrukce kolejových vozidel
SKODA Pilsen, 1968, TIZ 990
40. Ing. J. Tauchen :
Osvětlení metalurgické svařitelnosti nízkouhlíkových a ní-
kellegovaných ocelí pro elektrické lokomotivy
SKODA Pilsen, sériové EL-lokomotivy, dílní správa k dílně
č. Pč. 456-4319
41. Prof. Ing. J. Keutský DrSc, doc. Ing. V. Pileus ČSČ, Šmíd :
Vlastnosti svařitelných nikellegovaných ocelí používaných
při stavbě kolejových vozidel
Strojírenství 1966, č. 6

42. Doc. Ing. V. Pileus CSc :
Konstruktér a tavné svařování oceli
SNTL Praha, 1961
43. Akad. prof. J. Čabelka :
Význam studia fyziky kovů pro svařování
Zvářačský zborník r. 1952, č. 1
44. Ing. I. Hziwňák CSc :
Metalurgická svařitelnost měkkých konstrukčních oceli
Zvářačský zborník r. 1962, č. 3, 4
45. Ing. J. Vrtěšl CSc :
Svařitelné oceli pro tlakové nádoby
Zváření r. 1967, č. 2
46. Ing. J. Lombardini CSc :
K otázce křehkých lomů
Zváření r. 1965, č. 5
47. Ing. J. Vrtěšl CSc, Ješek, Týkva :
Příspěvek ke studiu precipitace v uhlíkových ocelích
modifikovaných niobem
Kovové materiály, r. 1965, č. 3
48. Ing. J. Vrtěšl CSc :
Vliv deformačního stárnutí na mechanické vlastnosti uhlí-
něných jemnozrnných oceli
Kovové materiály, r. 1965, č. 6
49. Ing. J. Vrtěšl CSc :
Změny mechanických vlastností uhlíkové oceli způsobené
stárnutím
Kovové materiály, r. 1966, č. 3
50. Ing. J. Vrtěšl CSc :
Zkřivení jako kritérium odolnosti proti stárnutí celistvě
deoxydovaných oceli
Hutnické listy, r. 1967, č. 5
51. Prof. Dr. Ing. Faltaš a kolektiv :
Přiručka svařování 1, 2, 3. díl
SNTL Praha

52. Ing. P. Jahník, Klostil :
Mechanické charakteristiky v mikrodeformační oblasti
cyklicky spovaného železa a
kovové materiály, r. 1966, č. 4
53. Prof. V. Šesták :
Svařitelnost, mechanický problém
Zváření, r. 1967, č. 7-8
54. Smalman R.E. :
Nežerní užití a kování
55. Ing. J. Pluhař, Kerista :
Strojovnické materiály
SNTL Praha, 1966
56. Bringer G.S. :
Slitiny železa a hliníku - výroba speciálních odlitků
SNTL Praha, 1957
57. Ing. Dr. Pluhař, Ing. Vyklický :
Vlastnosti žárovzatvrdnutých slitin ČSN 42 2084 /Pyraferal/
a její použití
STP, Technické správy 189, Praha 1959
58. Ing. Dr. Pluhař :
Karbidek žárovzatvrdnutých slitin železa a hliníku
Problémy a výhledy našeho hutnictví a slévárnictví
SNTL Praha, 1956
59. Ing. Dr. Pluhař, Ing. Vyklický :
Vysoké žárovzatvrdnuté slitiny pro teploty nad 800°C
Slévárnictví 1954, č. 4, Práce čsl. výzkumn. slévárnického ústí
60. Ing. H. Vyklický, Ing. Tuma :
Krystalizace technických slitin Fe-Al-Si v oblasti tuhého
řezání
Hutnické listy 1959, č. 2
61. Henssler E. :
Handbuch der Sonderstahlkunde - Band I, II
Berlin, Springer - Verlag 1956
62. Metals Handbook
American Society for Metals, Cleveland 3, Ohio 1948

63. Sase, Hern :
Aluminium in Iron and Steel
J.Wiley & Sons, Hongkong 1953
64. Doc.Ing.L.Lakateš CSc :
Metalurgické problémy obleukového svařovacího procesu
Zváranie r. 1969, č. 9-10
65. J. Viárna :
Příspěvek k objasnění příčin porovitosti svařového kovu
Zváranie r. 1969, č. 9-10
66. T. Myslívec :
Fyzikálně chemické základy ocelářství
SNTL Praha 1965
67. Kolektiv :
Vnější v oceli
SNTL Praha, 1960
68. W.Hume - Rothery :
The Structure of Metals and Alloys
The Institute of Metals, London, 1956
69. Sykes C., Evans H. :
Transformations in Iron-Aluminium Alloys
The Journal of the Iron and Steel Institute 1935
70. Bradley A., Jay A. :
The Formation of Superlattices in Alloys of Iron and Aluminium
Proceedings of Royal Society r. 1932 No 829
71. Bradley A., Taylor :
An X-ray Study of the Iron-Nickel-Aluminium Ternary
Equilibrium Diagram
Proc. Roy Soc. 1928, 1926
72. Raiman J. :
Jakož hrubých plechů z feritických ocelí na tlakové nádrže
pracující za nízkých teplot
Strojárství r. 1968, č. 12
73. I.E.Kontorevič :
Teplotné zpracování oceli a litiny díl II. - legované oceli
SNTL 1953