



**FAKULTA
STROJNÍ
ČVUT V PRAZE**



**ČESKÉ VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V PRAZE
FAKULTA STROJNÍ**

ÚSTAV STROJÍRENSKÉ TECHNOLOGIE

HABILITAČNÍ PRÁCE

Název práce:

**SVAŘOVÁNÍ VYSOKOPEVNÝCH MANGANBOROVÝCH OCELÍ
ELEKTRICKÝM ODPOREM A VLIV POVRCHOVÝCH ÚPRAV NA
JEJICH SVAŘITELNOST**

Autor: Ing. Marie Kolaříková, Ph.D., IWE

Obor: Strojírenská technologie

1.5. 2019

Název práce: Svařování vysokopevných manganborových ocelí elektrickým odporem a vliv povrchových úprav na jejich svařitelnost

Pracoviště: Ústav strojírenské technologie,
Fakulta strojní, České vysoké učení technické v Praze

Autor: Ing. Marie Kolaříková, Ph.D., IWE

Anotace:

Habilitační práce pojednává o bodovém odporovém svařování vysokopevných manganborových ocelí s povlakem AISi. Práce podrobně popisuje v teoretické části základní teorii odporového svařování, tepelnou rovnováhu a metalurgický proces vzniku svarového spoje a popis hlavních parametrů svařování. Dále je zde uveden přehled materiálů používaných v automobilovém průmyslu, včetně přehledu jejich povrchových úprav a svařitelnosti. V praktické části je na třech experimentech popsán vliv parametrů ohřevu před tvářecí operací na svařitelnost. Následuje popis problematiky svařování, popis způsobů řízení svařovacího procesu, včetně optimalizace hlavních svařovacích parametrů a určení vlivu svařovacích parametrů na kvalitu svarového spoje. Veškeré svarové spoje byly vytvořeny v Laboratoři odporového svařování na ČVUT v Praze na zařízení DALEX PMS 11-4 a ELMATECH MIDispot. Vyhodnocení bylo provedeno různými způsoby, od metalografického hodnocení mikrostruktury, přes chemickou analýzu povlaku (SEM, EDX, EDS, EBSD analýzy, rentgenová diftackce), nanoindentaci, mechanizovanou stříhovou zkoušku, ultrazvukovou zkoušku až po hodnocení naměřených svařovacích parametrů (monitorování svařovacího procesu). Práce prokazuje vztah mezi parametry ohřevu před tvářecí operací, fázovým složením povlaku AISi (potažmo jeho mechanickými vlastnostmi) a svařitelností vysokopevné oceli 22MnB5.

Klíčová slova: Bodové odporové svařování, 22MnB5, AISi, svařovací parametry, EBSD, svařitelnost, difúzní vrstva

Počet stran textu:	156
Počet obrázků:	196
Počet tabulek:	61
Počet příloh	2

Name habilitation thesis: Welding of high strength mangan-boron steels by electrical resistance and the influence of surface treatments on their weldability

Workplace: Department of manufacturing technology,
Faculty of Mechanical Engineering, Czech Technical University in Prague

Author: Ing. Marie Kolaříková, Ph.D., IWE

Annotation:

The habilitation thesis deals with resistance spot welding of high strength manganese boron steels with AISi coating. The work describes in detail in the theoretical part the basic theory of resistance welding, thermal balance and the metallurgical process of the weld joint formation and the description of the main welding parameters. Furthermore, there is an overview of materials used in the automotive industry, including an overview of their finishes, and weldability. In the practical part the influence of parameters of heating before hot forming on weldability is described on three experiments. The following is a description of the welding problem, a description of the welding process control methods, including optimization of the main welding parameters and determination of the influence of the welding parameters on the weld joint quality. All welded joints were created in the Resistance Welding Laboratory at CTU in Prague on DALEX PMS 11-4 and ELMATECH MIDIsport welding power sources. The evaluation was carried out in various ways, ranging from metallographic evaluation of the microstructure, through chemical analysis of the coating (SEM, EDX, EDS, EBSD analysis, X-ray diffraction), nanoindentation, mechanized shear test, ultrasonic testing to evaluation of measured welding parameters (welding process monitoring). The theses proves the relationship between the parameters of heating before hot forming, the phase composition of the AISi coating (or its mechanical properties) and the weldability of 22MnB5 high-strength steel.

Keywords: Resistance Spot Welding, 22MnB5, AISi, Welding Parameters, EBSD, Weldability, Diffusion layer

Number of text pages: 156

Number of pictures: 196

Number of tables: 61

Number of appendix: 2

Poděkování:

Na tomto místě bych ráda poděkovala své rodině, zejména manželovi, svým rodičům, a všem blízkým, za veškerou podporu, kterou mi projevili při tvorbě této habilitační práce.

Dále bych chtěla poděkovat svým spolupracovníkům a dřívějším učitelům, prof. Ing. Janu Suchánkovi, CSc., Ing. Tomášovi Kramárovi, Ph.D. IWE, Ing. Lucii Forejtové, Ing. Štěpánovi Ježkovi, IWE, Ing. Karlu Kovandovi, Ph.D. IWE, Ing. Petru Vondroušovi, Ph.D., IWE a Ing. Pavlu Rohanovi, Ph.D., IWE, za cenné rady a zkušenosti, které mi poskytl během řešení výzkumných prací i mimo ně.

Další poděkování patří Ing. Tomáši Pilvouskovi, Ph.D. a Ing. Jaroslavu Soini Petrovi za podporu a konzultace.

Velký dík patří i mým studentům, kteří mi významně pomáhali s realizací experimentální části habilitační práce a motivovali mě do další výzkumné činnosti: Ing. Karlu Neradovi, Ing. Robertu Ročkaiovi, Ing. Michalu Lukavskému, Ing. Pavlu Votavovi, Ondřeji Baliharovi a Vojtěchu Haalovi.

V neposlední řadě bych chtěla poděkovat všem ostatním spolupracovníkům a kolegům, kteří mi pomáhali, jmenovitě bych chtěla poděkovat: doc. Ing. Rostislavu Chotěborskému, Ph.D., Ing. Miloslavu Lindovi, Ph.D., a Ing. Monice Hromasové, Ph.D., za pomoc s chemickou analýzou a elektronovou mikroskopií, Ing. Josefu Šepitkovi, Ph.D. a Ing. Vlastimilu Králíkovi, Ph.D., za pomoc při měření nanoindentace, Ing. Františku Tatičkovi, Ph.D. a Ing. Vítku Novákovi za mechanické zkoušky, Ing. Aleně Michalcové, Ph.D. za pomoc s EDS a RTG analýzou.

Na závěr bych ráda poděkovala technikům Ústavu strojírenské technologie, kteří mi pomáhali s přípravou zkušebních vzorků: Břetislavu Machkovi, Stanislavu Veselému, Václavu Michalcovi, Petru Kalivodovi a Jiřímu Martínkovi.

Děkuji

Seznam zkratk:

RSW	- (resistance spot welding) – bodové odporové svařování
ARA	- anizotermický rozpad austenitu
AC	- (alternating current) - střídavý proud
DC	- (direct current) - stejnosměrný proud
CFRP	- (Carbon fiber reinforced polymer) - uhlíkovými vlákny tvrzené plasty
EU	- (European Union) - Evropská unie
SMC	- (Sheet Moulding Compound) - kompozitní materiál složený převážně z termosetické pryskyřice (obvykle polyesterové) a sekaných skelných vláken
RIM	- (Reaction Injection Molding) – reakční vstřikování
SLC	- (super light car) – super lehké auto
LSS	- (Low Strength Steel) - ocel s nízkou pevností
IF	- (Interstitial Free) - oceli s vysokou mezí pevnosti s řízeným složením
CS	- Commercial Steel
DS	- Drawing Steel
FS	- Forming Steel
HSS	- (High Strength Steel) – vysokopevnostní ocel
IF-HS	- (Interstitial Free – High Strength) - oceli, které jsou zpevněny přísadou Mn, Si a P, v tuhém roztoku feritu
BH	- (Bake Hardenable) - nízkouhlíkové oceli s feritickou strukturou
HSLA	- (High Strength Low Alloy) – vysokopevné nízkouhlíkové oceli
AHSS	- (Advanced High Strength Steel) - pokročilé vysokopevnostní oceli
DP	- (Dual Phase) - dvoufázové oceli
CP	- (Complex Phase) - Vícefázové nízkouhlíkové oceli
TRIP	- (TRansformation Induced Plasticity) - Multifázové oceli s transformačně indukovanou plasticitou
TWIP	- (Twinning-induced plasticity) – plasticita indukovaná dvojčatěním
MS	- (Martensitic Steel) - martenzitické oceli
HF	- (Hot Formed) – tvářeno za tepla
PHS	- (Press Hardened Steel) – deformačně zpevněná ocel
CR	- (Cold Rolled) – válcování za studena
HDG	- (Hot Dip Galvanized) - žárově povlakováno
NIT	- (New Inorganic Treatment) – nová anorganická úprava
EG	- (Electro Galvanized) - Elektrolyticky povlakováno

bcc	- (body centered cubic) - kubická prostorově středěná mřížka
IQR	- (<i>Interquartile range</i>) - mezikvartilové rozpětí
TOO	- tepelně ovlivněná oblast
SST	- (Salt spray tests) - testy v solné mlze
TWIST	- párový kabel
AE	- akustická emise
DoE	- (Design of Experiments) - statistické plánování experimentu
MKP	- metoda konečných prvků
DVS	- (Direct Vision Standard) - německý technický list
TZ	- tepelné zpracování
SEM	- Skenovací elektronová mikroskopie
EBS	- (Electron Back Scattering Diffraction) - difrakce zpětně odražených elektronů
ÚST	- ústav strojírenské technologie
SW	- software
ANNOVA	- (analysis of variance) - analýza rozptylu
GLM	- (general linear methods) - vícerozměrná lineární regrese
TF ČZU	- technologická fakulta České zemědělské univerzity
EDX	- (Energy Dispersive X-Ray Spectroscopy) - energiově disperzní spektroskopie
EDS	- elektronově disperzní spektrometrie
TEM	- transmisní elektronová mikroskopie
SIMS	- (Secondary Ion mass spectrometry) - Hmotnostní spektrometrie sekundárních iontů
AV ČR	- Akademie věd České republiky
CV Řež	- Centrum výzkumu Řež
XPM	- (Ultra-Fast Nanoindentation) – mód ultra rychlé nanoindentace

Obsah:

1.	Úvod.....	1
2.	Historie odporového svařování.....	2
3.	Odporové svařování a jeho princip	4
3.1	Tepelná rovnováha bodového svarového spoje.....	11
3.2	Metalurgický proces vzniku bodového svarového spoje.....	15
3.3	Vady bodových odporových svarů.....	18
3.4	Svařovací parametry a režimy svařování	22
4.	Odporové svařování v automobilovém průmyslu.....	29
5.	Materiály používané v automobilovém průmyslu	34
5.1	Neželezné materiály v automobilovém průmyslu.....	41
5.2	Rozdělení ocelí pro automobilový průmysl	43
5.3	Vlastnosti a způsob výroby za tepla tvářené oceli 22MnB5	51
6.	Povlaky používané na materiály pro automobilový průmysl	54
6.1	Povrchové úpravy plechů tvářených za studena	54
6.2	Povrchové úpravy plechů tvářených za tepla	58
7.	Svařitelnost materiálů používaných v automobilovém průmyslu a vliv jejich povrchových úprav	62
7.1	Svařitelnost oceli 22MnB5.....	63
8.	Měření parametrů a řízení svařovacího procesu.....	65
9.	Zhodnocení současného stavu řešené problematiky.....	67
10.	Cíle práce.....	79
11.	Experimentální část.....	80
11.1	Charakteristika základního materiálu použitého pro experimenty	80
11.2	Použité metody kontroly svarových spojů	80
11.3	Optimalizace svařovacího procesu	83
11.4	Určení vlivu svařovacích parametrů na kvalitu bodového svarového spoje	89
11.5	Stanovení velikosti svarové čochy z hodnot svařovacích parametrů	92
11.6	Vliv parametrů tepelného zpracování na tloušťku difúzní vrstvy.....	93
11.7	Vliv tloušťky difúzní vrstvy na svařitelnost	95
11.7.1	Experiment 1.....	95
11.7.2	Experiment 2.....	108
11.7.3	Experiment 3.....	114
11.8	Chemická analýza povlaku a jeho mechanické vlastnosti	119
12.	Rozbor výsledků a nové poznatky	131
13.	Závěr	140

1. Úvod

Bodové odporové svařování je technologie, která si našla uplatnění v řadě průmyslových odvětví. Významnou roli hraje zejména v automobilovém průmyslu. Technologii je možno poměrně jednoduše robotizovat. V ČR je robotizace svařovacího procesu nejvíce zastoupena právě v automobilovém průmyslu. Vozidlo má na sobě průměrně kolem 5 tisíc bodových spojů na různých materiálech, jejich kombinacích i různých tloušťkách. Celosvětová výroba vozidel v roce 2015 činila 90,78 milionů vyrobených vozidel, provedeno bylo více než 363 miliard bodových odporových svarů. Součástí nových výrobních linek jsou již moderní zařízení s adaptivním řízením vnesené elektrické energie, která umožňují svařovat i obtížně spojitelné materiály. Zařízení s kontrolou konstantního svařovacího proudu jsou postupně těmito novými zdroji nahrazována [1], [2].

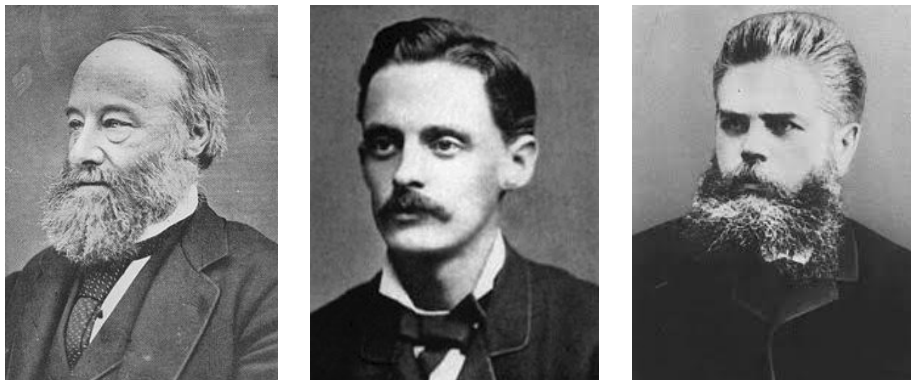
Se sériovou výrobou samonosných karoserií vyvstal problém spojování ocelových plechových výlisků. Na materiály používané při výrobě automobilové karoserie jsou kladeny rozmanité a mnohdy protichůdné požadavky. Vnitřní díly karoserie musí zajistit pevnost vnitřního skeletu vozu, vysokou korozní odolnost i únavové namáhání, zatímco pro vnější díly jsou charakteristické náročné designové tvary a tedy i vysoké nároky na dostatečnou plasticitu. Současně je požadavek na co nejnižší hmotnost. Z důvodů neustálého snižování emisí ve výfukových plynech se do popředí zájmu dostávají vozidla na elektrický pohon. Pro dosažení optimálního výkonu je potřeba snížit celkovou hmotnost vozidla. Snížení hmotnosti lze dosáhnout např. použitím materiálů na bázi slitin hliníku. Dalším materiálem jsou kompozity, který uspoří až polovinu hmotnosti karoserie. Nejčastěji se ale stále používají ocelové plechy, pozinkované ocelové plechy (případně s povlakem AlSi), a okrajově hliníkové plechy a plasty. Výběr materiálu výrazně ovlivňuje především cena a měrná hmotnost materiálu. Hliníková karoserie je sice ekonomicky méně výhodná, technologicky náročnější na zpracování, ale je stále až o 43 % lehčí než karoserie ocelová. I proto se vyvíjejí moderní vysoko pevnostní ocelové materiály, aby automobilová karoserie měla co nejnižší možnou hmotnost a mohla konkurovat karoserii hliníkové. Na svařitelnost mají také vliv různé povrchové úpravy, konverzní povlaky i různé typy procesních maziv, který ve svarovém kovu vytváří póry v důsledku vypařování a svařovací proces je nutné vhodným způsobem upravit [2], [3].

Pro vytvoření kvalitního bodového spojení na nových moderních materiálech je bezpodmínečně nutné porozumět svařovacímu procesu a pochopit moderní způsoby jeho řízení. Habilitační práce se proto věnuje aktuální problematice svařitelnosti vysokopevných ocelí, používaných v automobilovém průmyslu, v návaznosti na studium vlivů jednotlivých parametrů a v závislosti na povrchových úpravách.

V následujících kapitolách je nejprve stručně popsán vznik a vývoj odporového svařování a základní popis principu technologie. Navazuje přehled materiálů a povlaků, používaných v automobilovém průmyslu, včetně jejich vlastností, chemického složení a svařitelnosti. Druhou část habilitační práce tvoří popis praktického experimentu, získané výsledky a jejich diskuze.

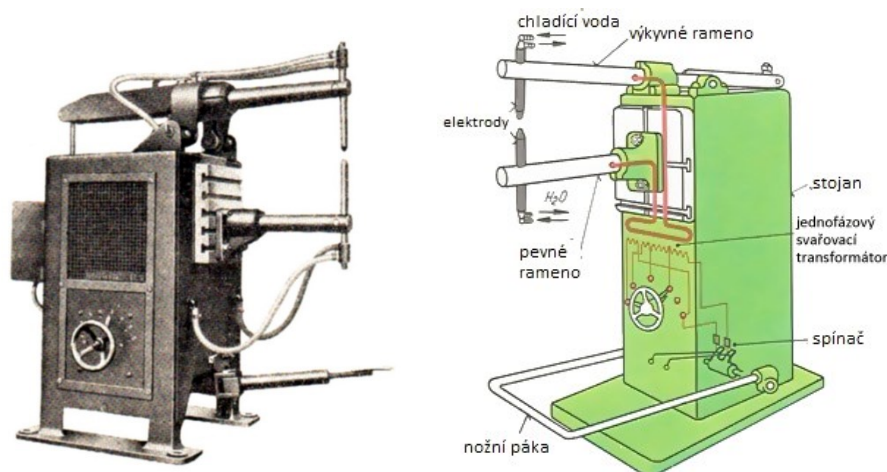
2. Historie odporového svařování

V padesátých letech 19. století J. P. Joule (Obr. 2.1 vlevo) jako první experimentoval se svařováním svazků drátů teplem generovaným elektrickým proudem. Američan E. Thomson (Obr. 2.1 uprostřed) v roce 1886 tuto metodu zdokonalil a nezávisle na něm i rus N.N. Benardos (Obr. 2.1 vpravo). Oba podali patent na způsob odporového svařování a princip odporového stroje v roce 1887. Dokázali, že je možné svařit dva ocelové dílce spojem, který vznikne odporovým teplem při průchodu elektrickým proudem. Obecně se odporové svařování rozšířilo po roce 1903, kdy bylo vynalezeno odporové svařování stykové s odtavením (pro vytváření tupých svarů).



Obr. 2.1: Zleva: James Prescott Joule (1818), Elihu Thomson (1853) a Nikolaj Benardos (1842) [4], [5], [6]

Dnes je metoda známa pod názvem svařování elektrickým odporem. Nejprve však nebylo možné tento způsob plně průmyslově využít, protože nebyli k dispozici dostatečně výkonné zdroje střídavého proudu ani přístroje na jeho regulaci.



Obr. 2.2: Historický odporový svařovací zdroj [7], [8]

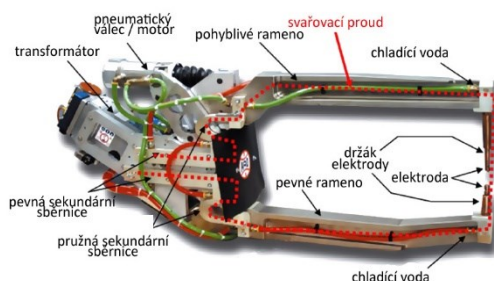
Na přelomu 19. a 20. století byly dále rozvíjeny svařovací stroje pro režim měkkého odporového svařování. Po roce 1925 nastal, se zavedením kvalitního připojení střídavého proudu a s rozvojem a vývinem příslušných elektrosoučástí pro jeho regulaci, prudký rozmach metody, především v souvislosti s rozvojem automobilového a spotřebního průmyslu. Na Obr. 2.2 je schematické znázornění jednoho z prvních odporových strojů. Moderní svařovací zařízení je pak na obrázku Obr. 2.3 vlevo, svařovací robot osazený odporovými kleštěmi je na Obr. 2.3 vpravo. Samotné kleště a jejich popis jsou na Obr. 2.4 [9], [10], [11].

V roce 1945 firma DALEX odstartovala výrobou prvního svařovacího odporového lisu PK21/31 novou éru svařovací techniky. V roce 1984 pak uvedla na trh první stejnosměrný odporový svařovací lis. A následně roku 1997 první vysokorychlostní servomotorově ovládaný odporový svařovací lis [12]. Dnešní flexibilní řídicí systémy, adaptivní regulátory a vysoce-dynamické servopohony jsou běžnou výbavou svařovacích zařízení. Kvalitu svařování zajišťují standardní funkce, jako regulace na konstantní proud, regulace tlaku, apod.

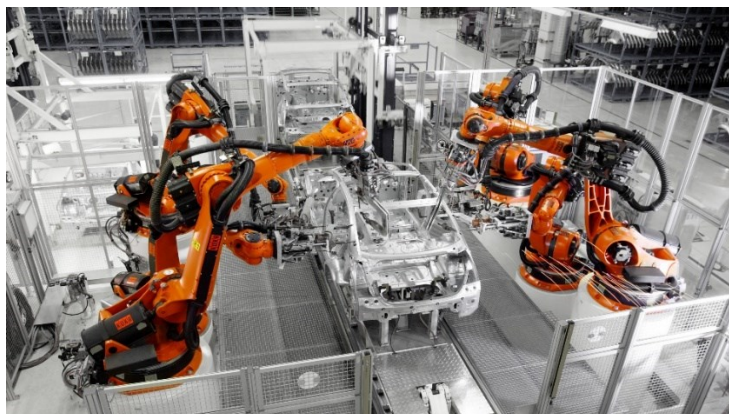
Technologie odporového svařování se řadí mezi tlakové způsoby svařování a patří k vysoce produktivním metodám. Svařovací čas se pohybuje mezi 0,03 a 1 s. Je to široce rozvinutý a efektivní způsob spojování materiálů. Je vhodný především pro hromadnou a sériovou výrobu. Na Obr. 2.5 je robotická svařovací linka [13], [14].



Obr. 2.3: Moderní odporový svařovací zdroj (vlevo) a robot osazený bodovacími kleštěmi (vpravo) [15]



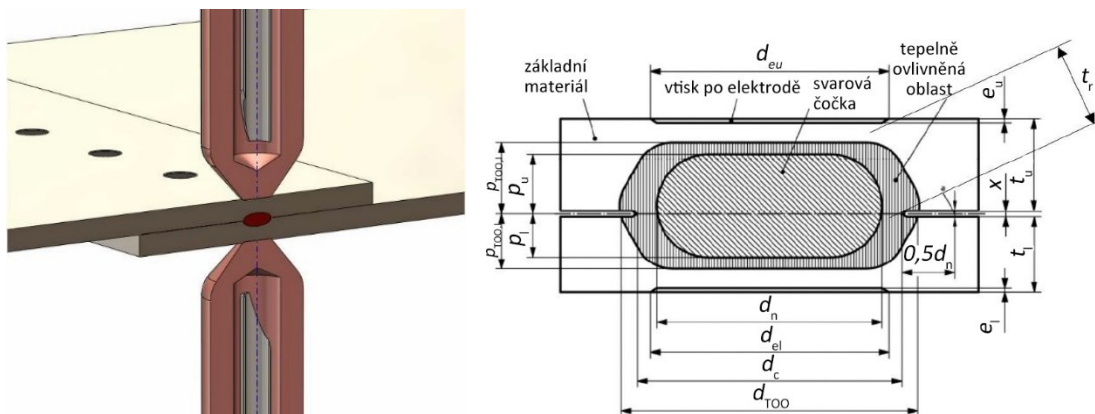
Obr. 2.4: Popis bodových svařovacích kleští [16]



Obr. 2.5: Robotická svařovací linka [17]

3. Odporové svařování a jeho princip

Nejpoužívanější způsob svařování elektrickým odporem je tzv. bodové svařování. Bodově se nejčastěji svařují plechy tloušťky do 5 mm (lze až do 20 mm). Při odporovém svařování dochází ke spojování přeplátovaných materiálů, stlačených mezi vodivými (měděnými) elektrodami (Obr. 3.1 vlevo). Ke spojení dochází díky lokálnímu natavení materiálu na rozhraní obou dílů vlivem odporového tepla. Odporové teplo (tzv. Jouleovo teplo) vzniká průchodem elektrického proudu uzavřeným elektrickým okruhem přes spojované díly a je vyvoláno elektrickým odporem, který je kladen průchodu elektrického proudu v průběhu svařování. Spojované materiály tvoří součást svařovacího okruhu. Svarový kov se nazývá „svarová čočka“ (Obr. 3.1 vpravo). Vznik svarového spoje je nerovnovážný děj. Podmínkou pro svařovací proces je existence teplotních a deformačních gradientů [18], [19], [20].



Obr. 3.1: Schéma bodového odporového svařování (vlevo) a geometrie svarové čočky (vpravo):

d_c - průměr pásma ulpívání materiálu, d_{el} - průměr vtisku elektrody dole, d_{eu} - průměr vtisku elektrody nahoře, d_{TOO} - průměr tepelně ovlivněné oblasti, e_l - hloubka vtisku elektrody dole, e_u - hloubka vtisku elektrody nahoře, $p_{TOO,l}$ - hloubka tepelně ovlivněné oblasti na spodním plechu, $p_{TOO,u}$ - hloubka tepelně ovlivněné oblasti na horním plechu, p_l - hloubka průniku čočky dole, p_u - hloubka průniku čočky nahoře, t_l - tloušťka spodního plechu, t_r - zůstatková tloušťka na okraji čočky, t_u - tloušťka horního plechu, x - šířka štěrbin [21], [20]

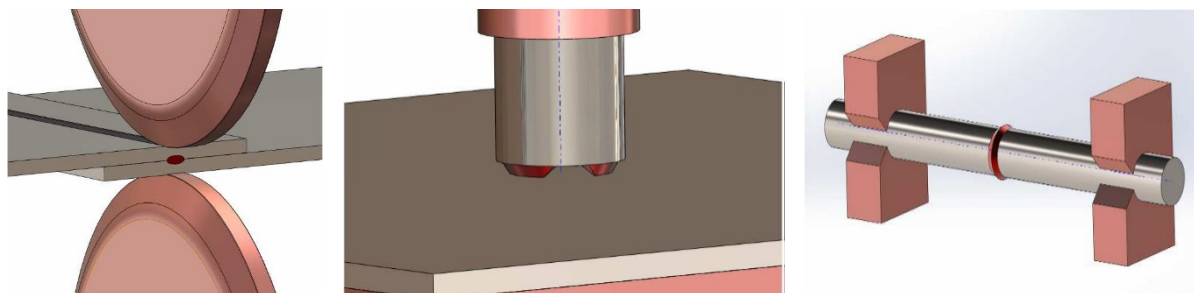
Hlavní podmínkou pro bodové odporové svařování je lokální zvýšení odporu v místě, kde má být vytvořen svarový spoj. Mezi požadavky na základní materiál patří dobrá elektrická vodivost, dobrá tvárnost, malá tepelná vodivost, čímž je obvykle zaručena odporová svařitelnost materiálu. Pro zabezpečení průchodu proudu elektrickým obvodem, musí být přechodové plochy kovově čisté a musí být zabezpečen dostatečný přítlak elektrod [22].

Během svařování je v místě ohřevu materiálů vytvářen tlak. Tlak v místě svaru má pozitivní vliv na strukturu svaru. Dochází v podstatě k prokování svaru, což zlepšuje jeho mechanické vlastnosti. Svar má pak ve většině případů mechanické vlastnosti srovnatelné nebo i lepší než základní materiál. Pokud je svar izolován od okolního prostředí a nejsou do něj přiváděny žádné jiné cizí látky (bez přídavného materiálu), výrazně to přispívá ke kvalitě svaru [20], [23].

Odporové svařování je charakteristické vysokými rychlostmi svařování (40 ms až 2 s). Rychlosti ohřevu i ochlazení dosahují až $100\,000\text{ °C}\cdot\text{s}^{-1}$. Díky využití svařovacích robotů, lze svařovat ve všech polohách. Spoj se vytvářejí bez přídavného materiálu a bez ochranných atmosfér. Přestože je přístup vzduchu do svaru značně omezený, některé kovy reagují na jeho přítomnost velmi citlivě. Pro takové kovy (např. Ti) se doporučuje ochrannou atmosféru použít. Metoda je vhodná pro malé i velké série výrobků. S výhodou se uplatňuje zejména v plně automatizované výrobě. Svařují se převážně materiály jako: nelegované i legované oceli, hliník, nikl, měď a jejich slitiny (nejčastěji v rozmezí

tlouštěk od 0,4 mm do 4,0 mm). Odporové svařování je rozděleno na čtyři základní druhy – bodové (Obr. 3.1), švové, výstupkové a stykové svařování (Obr. 3.2). Habilitační práce je zaměřena na bodové svařování, dále se tedy z uvedených způsobů odporového svařování bude detailně věnovat zmíněné metodě [13], [20], [23].

Jakmile začne svařovacím okruhem protékat elektrický proud, dojde k intenzivnímu vývoji tepla v místě styku svařovaných dílů (nejčastěji ve formě plechů). Teplo se vedením šíří do přilehlých ploch a vytváří tepelně ovlivněnou oblast. V zahřátém materiálu se zvyšuje měrný odpor a vytváří se další teplo. Z plošného zdroje tepla se stává objemový zdroj.



Obr. 3.2: Schéma základních druhů odporového svařování: švové (vlevo), výstupkové (uprostřed) a stykové (vpravo) [20]

Celková práce vykonaná za dobu svařování:

$$A = u \cdot i \cdot t \quad [J], \quad (3.1)$$

kde u [V] je svařovací odpor
 i [A] je svařovací proud
 t [s] je celkový čas svařování

Při ekvivalenci práce a tepla, a pokud je nahrazeno napětí (u) ve vztahu (4.1) vyjádřením vycházejícím z Ohmova zákona:

$$u = i \cdot R \quad [V] \quad (3.2)$$

Vyjde upravený vztah pro teplo generované ve svařovacím obvodu, který nazýváme Joule-Lenzův zákon:

$$q = i^2 \cdot R \cdot t \quad [J], \quad (3.3)$$

kde R [Ω] je celkový činný odpor mezi elektrodami (pracovní odpor)
 i [A] je svařovací proud
 t [s] je celkový čas svařování

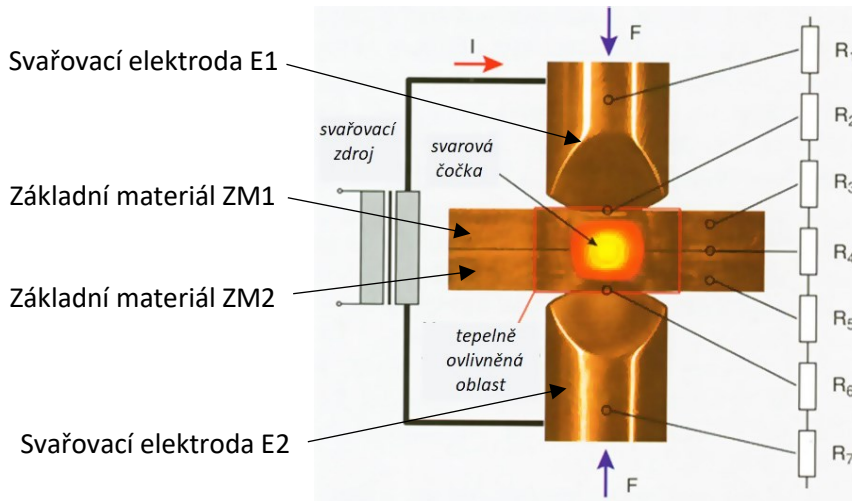
V průběhu svařování se pracovní odpor i svařovací proud mění. Celkové teplo vyvinuté za čas t je tedy [11]:

$$Q = \int_0^t R \cdot I^2 dt \quad [J], \quad (3.4)$$

kde Q [J] je celkové množství tepla vyvinuté při průchodu svařovacího proudu
 dt [-] je diferenciál času
 t [s] je doba průchodu proudu

Rovnice (4.4) popisuje celkové množství tepla při průchodu svařovacího proudu. Obsahuje tři základní veličiny, na nichž závisí kvalita provedeného svaru. Elektrický proud a čas jsou (společně

s tlakem) hlavními svařovacími parametry. **Celkový (pracovní) odpor** je součtem všech dílčích odporů uvedených na Obr. 3.3 [21].



Obr. 3.3: Rozložení dílčích odporů při odporovém bodovém svařování

Celkový odpor je součtem všech dílčích odporů :

$$R = R_1 + R_2 + R_3 + R_4 + R_5 + R_6 + R_7, \quad (3.5)$$

- kde
- R_1 je odpor materiálu svařovací elektrody E1
 - R_2 je přechodový odpor mezi elektrodou E1 a svařovaným materiálem ZM1
 - R_3 je odpor svařovaného materiálu ZM1
 - R_4 je přechodový odpor mezi svařovanými materiály
 - R_5 je odpor svařovaného materiálu ZM2
 - R_6 je přechodový odpor mezi elektrodou E2 a svařovaným materiálem ZM2
 - R_7 je odpor materiálu svařovací elektrody E2

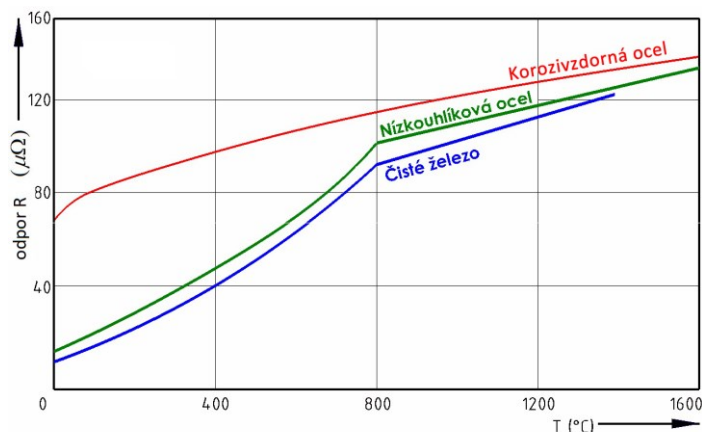
Všemi složkami pracovního odporu protéká stejně velký proud. Podíl jednotlivých složek pracovního odporu na celkovém teple, vznikajícím mezi elektrodami, je úměrný jejich velikosti. Na vývoj tepla má největší vliv hodnota přechodového (kontaktního) odporu v místě svařování (viz Obr. 3.4). Odpor zbytku obvodu, který nemá vliv na vytvoření spoje, snižuje svařovací proud. To je nežádoucí. Ze všech složek celkového odporu, musí tedy být největší právě složka R_4 (**přechodový (kontaktní) odpor mezi svařovanými materiály**), aby se pouze v tomto místě vyvinulo nejvíce tepla. Tento přechodový odpor ale s teplotou klesá (Obr. 3.39).

R_3 a R_5 jsou **měrné odpory svařovaných materiálů** (tzv. základních materiálů). Jsou závislé napoužitým materiálu, jeho teplotě a v menší míře i na jeho mechanickém a tepelném zpracování. S narůstající teplotou hodnota měrného odporu nemagnetických materiálů narůstá dle lineárního zákona:

$$\rho_t = \rho_0 \cdot (1 + \alpha T), \quad (3.6)$$

- kde
- ρ_t je měrný odpor při teplotě T [°C]
 - ρ_0 je měrný odpor při 0°C
 - α je tepelný součinitel elektrického odporu. U ocelí není tento součinitel stálý a mění se s teplotou.

R_1 a R_7 jsou **měrné materiálové odpory svařovacích elektrod**. Aby byly tyto odpory co nejmenší, jsou svařovací elektrody během procesu intenzivně chlazeny vodou. Další možností jak ovlivnit velikost těchto materiálových odporů je vhodná volba materiálu. Z těchto důvodů se materiálem elektrod volí obvykle slitiny na bázi mědi, protože má vysokou elektrickou vodivost (viz ČSN EN ISO 5821 (052679): Odporové svařování - Elektrodové čepičky pro bodové odporové svařování [24]).



Obr. 3.4: Závislost měrného materiálového odporu na teplotě [25]

R_2 a R_5 jsou **přechodové (kontaktní) odpory** a budou tím větší, čím větší bude specifický odpor dotýkajících se dílů, ale také čím větší bude znečištění povrchů. Na povrchu svařovaných dílů se obvykle vytváří oxidické vrstvy, které jsou i při malých tloušťkách nevodivé. Jejich vodivost narůstá až s teplotou. Velikost celkového odporu lze také ovlivnit nastavením přitlačné síly. Díly přitlačené k sobě malou silou mají horší elektrický kontakt, tzn., že jejich odpor bude větší. Z výše uvedeného vyplývá, že všechny složky celkového odporu, kromě přechodových odporů, můžeme měnit změnou velikosti přitlačné síly. Další podrobnosti o svařovacích parametrech jsou uvedeny v kapitole 3.4 [11], [22].

Zdánlivě lákavá možnost zvýšení přechodového (kontaktního) odporu (zvětšení množství tepla snížením přitlačné síly) má však svá úskalí. Malý **svařovací tlak** neudrží jádro roztaveného kovu v místě svarové čočky a dojde k jeho vystříknutí. Proto je také svařování elektrickým odporem metoda zařazená mezi tlakové způsoby svařování, neboť je pro kvalitní svaření nezbytné vyvinout dostatečnou tlakovou sílu. Problémem je to, že vnitřní měrný odpor materiálu roste s teplotou (Obr. 3.4) [20], [22].

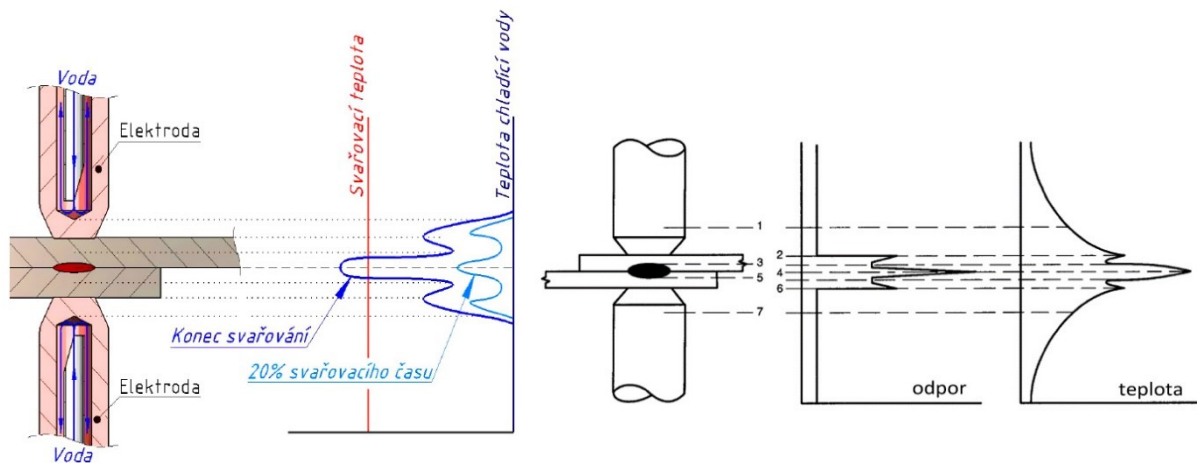
Druhým činitelem (a hlavním svařovacím parametrem) v rovnici (4.4) je **svařovací proud** ve druhé mocnině. Hodnota svařovacího proudu se volí dle spojovaného základního materiálu a jeho tloušťky (nastavuje se na svařovacím zařízení) a má zásadní vliv na kvalitu bodového svarového spoje.

Poslední důležitou veličinou ovlivňující kvalitu svaru je **doba svařování** (resp. doba průchodu elektrického proudu). Čím delší je čas protékajícího proudu, tím více tepla se ve svaru vytvoří. Doba průchodu svařovacího proudu lze také nastavit na svařovacím zdroji [21], [20].

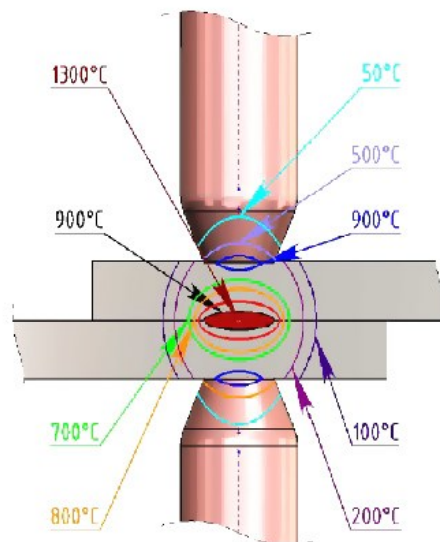
Teplo vzniká vlivem přechodových odporů také mezi elektrodou a svařovaným materiálem. Svařovací elektrody mají tedy za úkol i rychle toto teplo odvádět z místa styku, musí tedy mít vysokou tepelnou vodivost. Elektrickou vodivost musí mít také co největší, aby bylo teplo vznikající vlivem přechodového odporu co nejmenší. Navíc kvůli životnosti a minimalizaci měrného odporu musí být intenzivně chlazeny vodou. Neumann [26] uvádí, že další možností chlazení elektrodových čepiček je tekutý CO_2 . Elektrody se ve chvíli, kdy vyvozují tlak na svařovaný materiál, nesmí deformovat, musí

tedy mít také vysokou mechanickou pevnost. Průběh teplot při bodovém odporovém svařování je znázorněn na Obr. 3.5 [27].

Symetrický průběh teplot (viz Obr. 3.6) předpokládá svařování stejného základního materiálu o stejných tloušťkách. Pokud by byl například horní svařovaný díl z korozi-vzdorné a spodní z nízkouhlikové oceli, odpor v místě styku korozi-vzdorné oceli a elektrody vzroste. V tomto místě se také zvýší množství tepla. Svarová čochka se bude vytvářet převážně v horním dílu. Stejného efektu lze dosáhnout svařováním různých tlouštěk materiálů, změnou materiálu elektrody nebo velikostí kontaktní plochy (viz Obr. 3.11) [27].



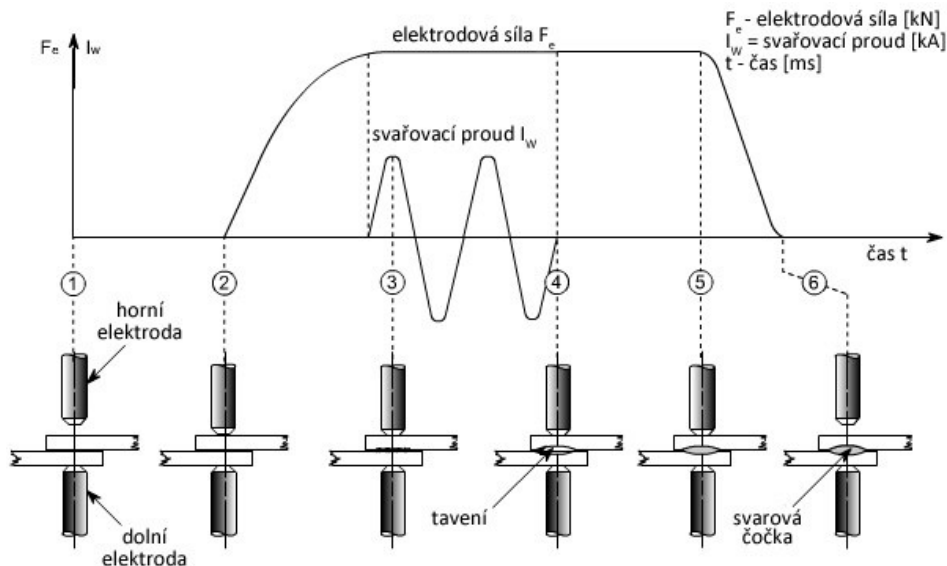
Obr. 3.5: Průběh teplot při bodovém odporovém svařování. Teplota ve svislé ose svaru (vlevo), teplota a odpor ve svislé ose (vpravo) [20], [28]



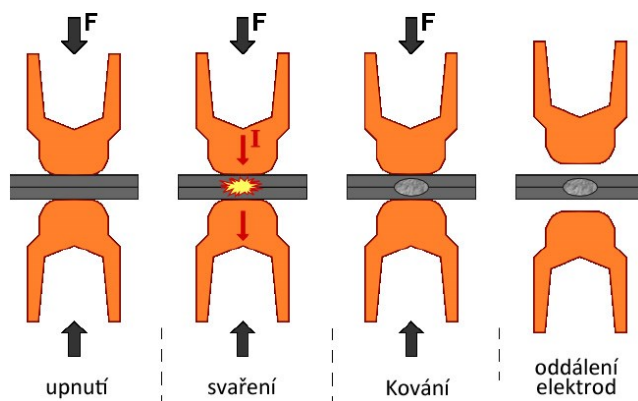
Obr. 3.6: Okamžité teploty po ukončení bodového odporového svařování [27]

Pokud během svařování přesáhne teplota v oblasti svarové čochky teplotu tavení materiálu, mohou ve spoji vznikat plynové kapsy. Výsledkem bude tzv. „výstřik“ nataveného materiálu ze svarové čochky (Obr. 3.14). Dalším negativním dopadem bude natavení zbylého materiálu až na kontaktní plochy elektrod, což má za následek příliš hluboký „vtisk“ elektrod do materiálu. Mimo jiné vznikne rozsáhlá tepelně ovlivněná oblast. Snížení vznikajícího tepla může být dosaženo změnou velikosti proudu, nebo zkrácením svařovacího času, což je patrné z rovnice (4.4). Ovšem z hlediska tvorby svarové čochky je čas zásadní parametr. V okamžiku ukončení průchodu proudu, končí proces produkce tepla a

začíná ochlazování. Elektrody jsou ochlazeny téměř okamžitě (chlazení vodou, vysoká tepelná vodivost) na teplotu chladicí vody. Následuje velice rychlé vyrovnání teplot elektrod a povrchu svařovaných dílů [29]. Svarová čočka se postupně ochlazuje. Pokud by se elektrody oddálily okamžitě po vypnutí svařovacího proudu, nemohly by absorbovat část tepla ze svaru, vrcholy křivek průběhu teplot (Obr. 3.6) by se výrazně zvýšily a chladnutí čočky by se výrazně zpomalilo. Rychlost ochlazování má vliv na metalurgický proces tuhnutí svaru a tím i na jeho vlastnosti. Pokud by se elektrody oddálily ještě před ztuhnutím svaru, mohlo by dojít ke snížení jeho pevnosti (Obr. 3.7) [27], [30].



Obr. 3.7: Cyklus bodového odporového svařování [31]; 1 – vložení základního materiálu, 2 – přitlačení elektrod, 3 – začátek průchodu elektrického proudu (svařování), 4 – konec průchodu elektrického proudu, 5 – snížení přitlaku elektrod na nulu, 6 – oddálení elektrod

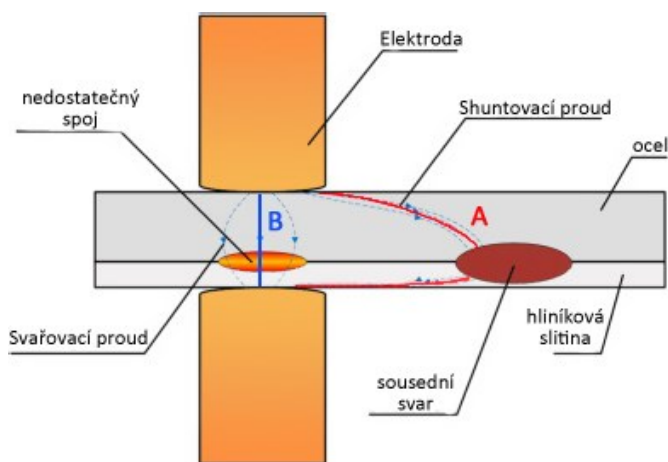


Obr. 3.8: Svařovací cyklus odporového svařování (F je elektrodová síla, I je svařovací proud) [32]

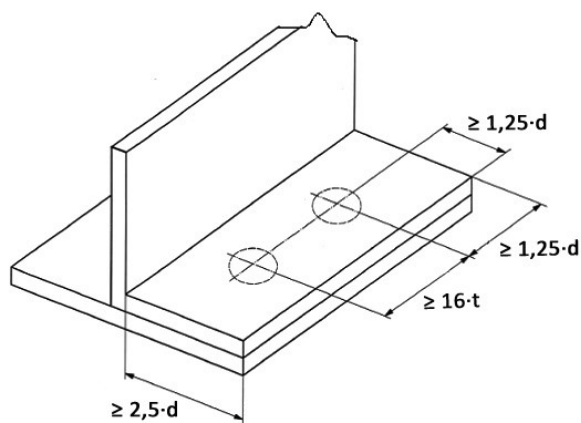
Důležitým parametrem při bodovém svařování je také vzdálenost mezi dvěma sousedními bodovými spoji. Pokud se svařují dva bodové svary příliš blízko u sebe, může dojít k tzv. *odbočovacímu efektu*. Svařovací proud projde podle Ohmova zákona¹ oběma cestami (přes oba svary) nepřímo úměrně jejich odporu. První spoj (dříve svařený) svařením odstraní rozhraní svařovaných materiálů, a protože kontaktní plocha elektrod zůstala stejná, bude záležet na poměru

¹ Ohmův zákon vyjadřuje vztah mezi elektrickým odporem, napětím a proudem. Říká, že proud je nepřímo úměrný odporu vodiče. Matematickým vyjádřením je vzorec $U = I \cdot R$ (viz vztah 4.2, na str. 6), kde U je elektrické napětí, I je elektrický proud a R je elektrický odpor.

odporu druhého svaru k odporu dráhy, kterou musí proud urazit před první svar. Materiál svařovaných dílů se stává rozděleným obvodem. Část proudu přechází přes dříve svažený svar cestou **A** (Obr. 3.9). Zbytek proudu prochází standardní cestou **B**. Pokud je cesta **A** dostatečně dlouhá, odpor její dráhy je dostatečně velký v porovnání s odporem dráhy **B**, pak lze účinek zanedbat. Jakmile při svařování dostatečně vzroste teplota druhého svaru, vzroste i odpor jeho cesty **B**. Pak může vzniknout i odbočení proudu přes větev **A**. Tento jev se nazývá „shuntování“ (část svařovacího proudu se ztrácí ve svařovacím obvodu, průchodem přes již zhotovený sousední svar. Proto norma ČSN EN ISO 14373 [33] doporučuje minimální vzdálenost dvou sousedních bodových svarů od sebe. Tato vzdálenost by neměla být menší než 16 krát tloušťka spojovaných plechů. Stejně tak je třeba dbát na to, aby svary nebyly umístěny příliš blízko u okraje materiálu, protože pak dochází k vystříknutí tekutého jádra svarového kovu a ke zborcení okraje materiálu. Jak je ukázáno na Obr. 3.10, při svařování má být vzdálenost svarů od okraje plechů (měřeno od středu svaru) alespoň $r_{\min} = 1,25 \cdot d$ (kde d je počáteční průměr svaru). Při svařování materiálu do tloušťky 1,5 mm má být vzdálenost mezi svary (měřená od okraje svarů) minimálně $3 \cdot d$ [20], [27], [33].



Obr. 3.9: Odbočovací efekt při odporovém svařování [34]



Obr. 3.10: Minimální vzdálenosti dvou bodových svarů od sebe a od okraje plechu [33]

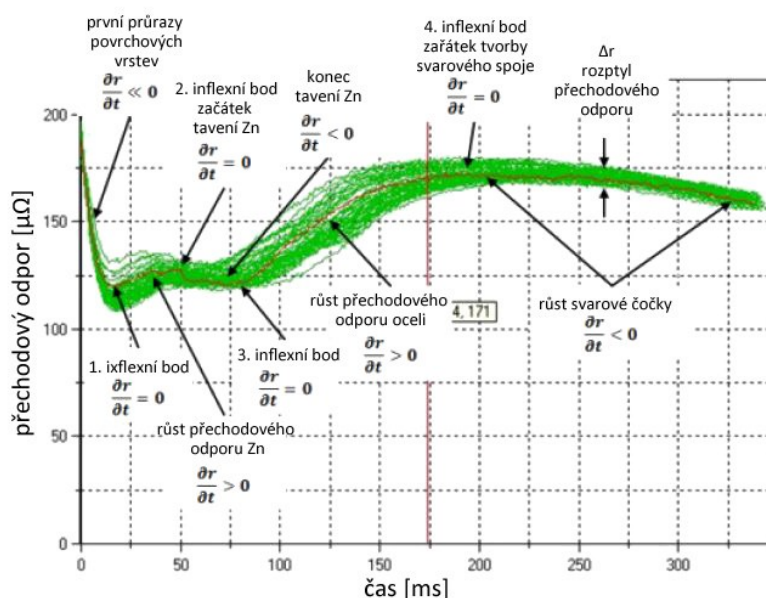
Vznik odbočovacího efektu ovlivňuje svařovaný materiál. Korozivzdorná ocel s vysokou hodnotou měrného odporu je na vznik odbočovacího efektu méně náchylná než standardní ocel, naproti tomu u hliníku a jeho slitin je vysoké riziko vzniku nekvalitních spojů, právě vlivem odbočovacího efektu [20].

3.1 Tepelná rovnováha bodového svarového spoje

Symetrické svarové čochky je možno dosáhnout tehdy, pokud se teplo ve svaru tvoří také symetricky v obou spojovaných materiálech. Rovnoměrnost tvorby svarového kovu v obou spojovaných součástech výrazně ovlivňuje tepelná rovnováha. Její význam se projevuje zejména u heterogenních spojů [35] a při spojování rozdílných tlouštěk (Obr. 3.11). Pokud je tepelná rovnováha narušena, materiál se ohřívá nerovnoměrně a svarová čochka je nesymetrická. Problém rozdílných tlouštěk plechů lze řešit volbou rozdílných průměrů elektrod (Obr. 3.11 vlevo). Větší tloušťka plechu = větší odpor materiálu a proto volíme větší průměr elektrody. Platí zde nepřímá úměra mezi velikostí průměru elektrody a vodivostí materiálu. Podobným způsobem se řeší problém heterogenních spojů (Obr. 3.11 vpravo). Elektrodu s větším průměrem volíme na straně materiálu s vyšším měrným odporem. Průměry elektrod jsou nepřímo úměrné vodivosti spojovaného materiálu a nepřímo úměrné jeho měrnému odporu [20], [30].



Obr. 3.11: Řešení tepelné rovnováhy. Rozdílné tloušťky svařovaného materiálu (vlevo), heterogenní spoj (uprostřed a vpravo) [35], [36]



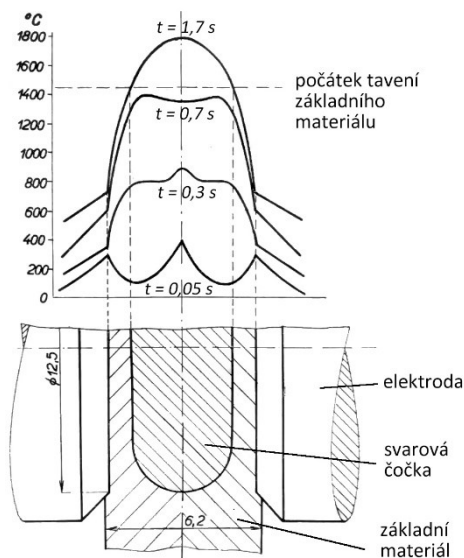
Obr. 3.12: Průběh přechodového odporu během svařování oceli se Zn ochrannou vrstvou [1]

Tepelné procesy při odporovém svařování jsou významným fyzikálním jevem, jehož matematické vyjádření je složité. Pro řešení je nutné použít idealizovaných okrajových podmínek, které neodpovídají skutečnému stavu. Jedním z problémů je popis tvorby spoje ve chvíli, kdy svar obsahuje

současně tekutou i tuhou fází a hranice mezi nimi jsou neustále proměnné. Další jsou přechodové odpory, které se v čase mění. Odpor se změní např. v okamžiku roztavení ochranné povrchové vrstvy. Na Obr. 3.12 jsou jasně ukázány průřazy povrchových vrstev, začátek tavení Zn povlaku, nárůst přechodového odporu oceli a růst svarové čočky.

To s sebou nese ovlivnění chemického složení dosedacích ploch elektrody, na kterých roztavená povrchová úprava (vrstva Zn) ulpívá. Elektroda se také opotřebovává. Jak již bylo řečeno, změna přechodového odporu nastává také vlivem teploty (Obr. 3.39) [1], [14].

Průběh teplot během procesu svařování je ukázán na Obr. 3.13. Zpočátku teplota rychle roste a přechodový odpor je poměrně velký (křivka při čase $t = 0,05$ s). Pokud by byl svařovací proud příliš velký, může dojít k natavení kovu a k jeho výstřiku. Natavený kov je okamžitě zchlazen a vytvoří kolem elektrody jehlice ztuhlého kovu (Obr. 3.14).



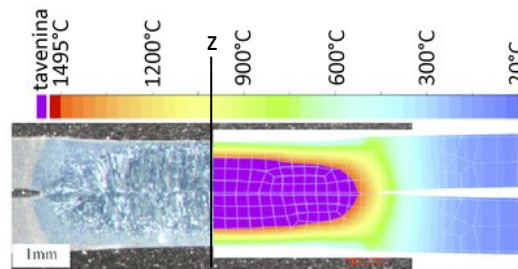
Obr. 3.13: Průběh teplot v různých fázích tvorby svarové čočky během svařovacího procesu (t je čas v sekundách) [7]

V čase $t = 0,3$ s je průběh teplot již vyrovnanější. Pokud by ohřev probíhal příliš pomalu a poměr průměru elektrody k tloušťce materiálu byl malý, může nastat situace, kdy teplota v místě styku spojovaných dílů bude nižší než uprostřed (jak ukazuje křivka $t = 0,7$). Pokud by se právě v tomto okamžiku dosáhlo teploty tavení, nedojde k natavení materiálu v místě požadovaného spoje, ale utvoří se uprostřed dílů dvě jádra nataveného kovu. Při dalším zvýšení teploty narůstá tato teplota právě na rozhraní dílů. Teplota je rozložena podle křivky $t = 1,7$ s. Dojde k místnímu překročení teploty tavení a požadovanému roztavení jádra spoje, tzn. vytvoření svarové čočky.

Na začátku svařovacího procesu má zásadní vliv přechodový odpor (na rozhraní svařovaných materiálů) pro vznik objemového zdroje tepla. Při ohřevu tento odpor velmi rychle zaniká vlivem tvorby svarové čočky. Potřebný zdroj tepla pro svařování pak tvoří vlastní odpor ohřátého materiálu [7], [14].



Obr. 3.14: Výstřik kovu při bodovém odporovém svařování [37]



Obr. 3.15: Namodelované teplotní pole při bodového svařování [38]

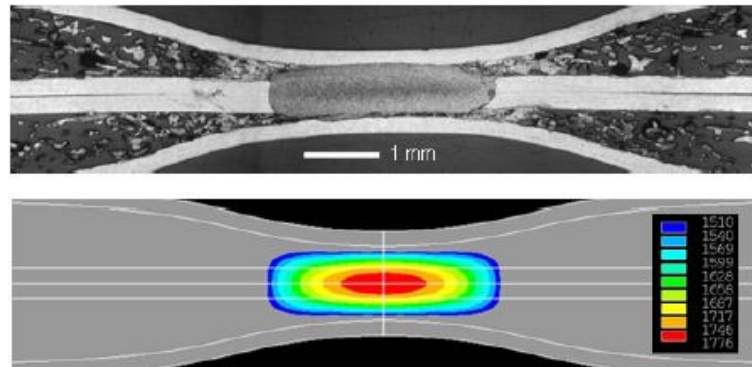
Při formulaci matematického modelu teplotního pole při bodovém svařování se uvažuje symetrie podle svislé osy „z“, viz Obr. 3.15. Popis lze s určitým zjednodušením zapsat Fourierovou rovnicí pro vedení tepla v cylindrických souřadnicích [14]:

$$\frac{\partial T}{\partial t} = \alpha \cdot \left[\frac{\partial^2 T}{\partial r^2} + \frac{1}{r} \cdot \frac{\partial T}{\partial r} + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} \right] + \frac{q_v}{c \cdot \rho}, \quad (3.7)$$

kde	T	je teplota [K]
	t	je čas [s]
	α	je součinitel teplotní vodivosti [$\text{m}^2 \cdot \text{s}^{-1}$]
	q_v	je intenzita objemového zdroje tepla [$\text{J} \cdot \text{m}^{-3} \cdot \text{s}^{-1}$]
	r	je poloměr elektrody [mm]
	c	je měrné teplo [$\text{J} \cdot \text{kg}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$]
	ρ	je hustota svařovaného materiálu [$\text{kg} \cdot \text{m}^{-3}$]

Pokud se do rovnice zadají okrajové podmínky a materiálové konstanty je možné pomocí speciálního softwaru simulovat svařovací proces. Pro numerické simulace se používají dva základní simulační modely [14]:

- **teplotně - elektrický model:** lze zjistit proudovou hustotu a její rozložení během svařování, velikost svarové čochy při daném průměru elektrody, šíření teplotního pole. Dále též velikost teploty v určitém místě svaru a dobu chladnutí svarového kovu. Na Obr. 3.16 je ukázán příklad svarové čochy a hluboký vtisk do materiálu způsobený elektrodou. Barevná škála ve svarové čoče dole znázorňuje postupné chladnutí od místa s nejvyšší teplotou (červená, udává se ve °C), až po modrou hranici (teplota nižší než teplota likvidu), kde růst svarové čochy v simulaci končí [39].

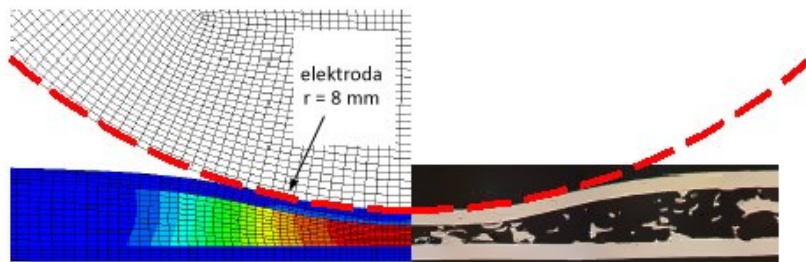


Obr. 3.16: Simulace teplotně elektrického modelu při odporovém svařování vysokolegovaných sendvičových plechů s vláknitým kovovým jádrem.

Nahoře: Ovlivnění mikrostruktury materiálu

Dole: zjištění teplot a předběžné velikosti svarové čochky [39]

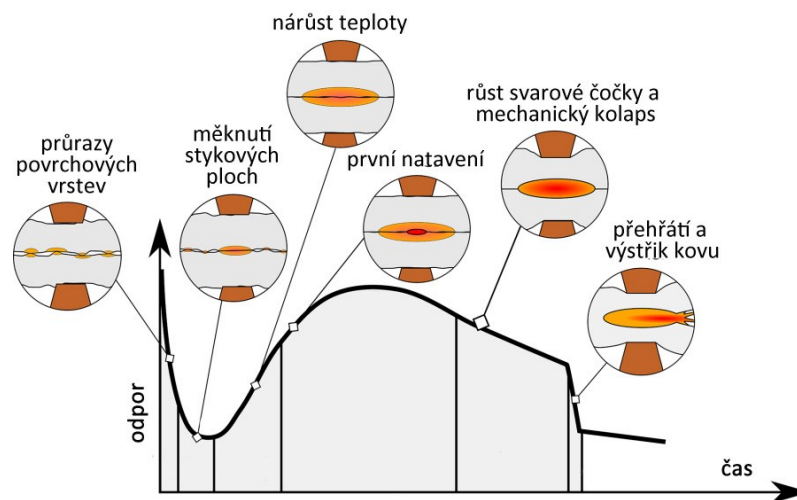
- **mechanický model:** lze stanovit velikost deformační (přítlačné) síly v závislosti na typu materiálu. Výsledky simulace jsou závislé na vstupních podmínkách a na svařovaném materiálu. Je možné je využít ke stanovení vhodných svařovacích parametrů pro daný základní materiál. Červená přerušovaná čára na Obr. 3.17 charakterizuje zaoblenou dotykovou plochu elektrody. Barevná škála znázorňuje velikost deformace [39].



Obr. 3.17: Simulace mechanického modelu při odporovém svařování vysokolegovaných sendvičových plechů s vláknitým kovovým jádrem. Vlevo: deformace struktury po působení deformační síly. Vpravo: výsledek působení deformační síly [39]

3.2 Metalurgický proces vzniku bodového svarového spoje

Svary vyrobené technologií bodového odporového svařování vznikají současným natavením dvou přeplátovaných základních materiálů a to bez použití přídavného materiálu. Pro vznik každého odporového spoje je charakteristický prudký intenzivní ohřev v omezeném prostoru (až na teplotu tavení), následovaný rychlým ochlazováním, při současném přitlačování obou dílů k sobě. Vlivem elektrického odporu se svařované díly ohřívají „uvnitř“ na jejich rozhraní, bez přívodu tepla zvenku, tzn., že teplo se generuje v základním materiálu průchodem elektrického proudu. Grafické znázornění vytváření bodového svaru v závislosti na velikosti odporu a času je schematicky ukázáno na Obr. 3.18. V první fázi svařování nastává ohřev materiálu ve velmi úzké oblasti, přičemž je dosaženo teploty tavení spojovaných materiálů. Teplota se následně ještě zvýší a rozšíří se teplotní ovlivnění materiálu [13], [30].

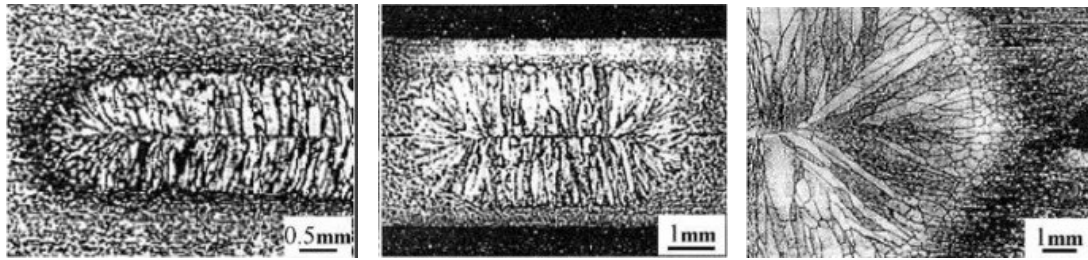


Obr. 3.18: Metalurgický proces během odporového svařování [40]

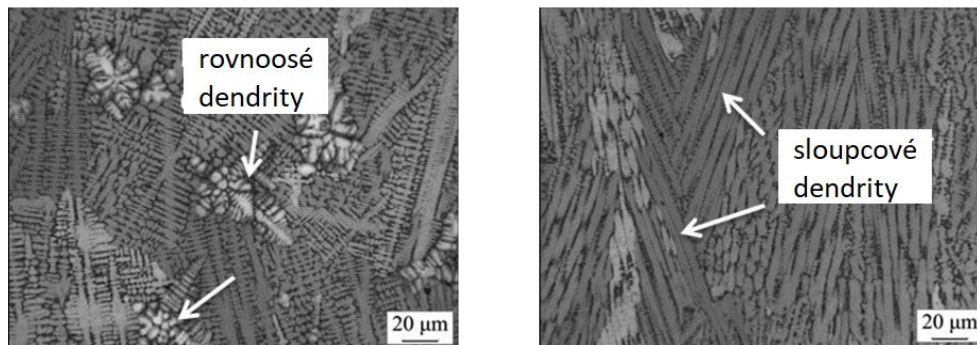
Po vypnutí svařovacího proudu nastává rychlé ochlazení. Nahromaděné teplo je odvedeno do základního materiálu. Jak již bylo uvedeno, rychlost ohřevu a ochlazování je velmi vysoká (až $100\,000\text{°C}\cdot\text{s}^{-1}$) [13].

Snahou je získat přiměřený objem roztaveného kovu, přičemž je teplota tavení soustředěná ve středu budoucího svaru (v tzv. svarové čočce) a nedostane se na povrch spojovaných dílů. Pokud jsou správně nastavené svařovací podmínky, proces tavení nastane právě na rozhraní a postupuje směrem dovnitř obou spojovaných dílů. Natavený materiál pak tvoří útvar ve tvaru čočky, jejíž tloušťka musí být vždy menší, než je součet tlouštěk svařovaných dílů. V souladu s požadavky normy ČSN EN ISO 14 373 má být průměr svaru (čočky) symetrický a v rozmezí cca $(3,5 \text{ až } 5) \cdot \sqrt{t}$ (kde t kde je tloušťka svařovaného materiálu), přičemž průměr svaru d je přibližně 1,15 krát větší než průměr čočky [30], [33], [41].

Měděné elektrody, které dosedají na povrchy dílů (a přitlačují je k sobě) podporují odvod tepla z materiálu, čímž brání jeho úplnému protavení. Stlačením spojovaných dílů k sobě, elektrody zamezují výstřiku roztaveného kovu a plynů ven ze svaru. Svar se tedy utváří jako by byl „uzavřený v tuhé, kovové nádobě (dutině) s omezeným přístupem vzduchu“. Následný proces ochlazování lze přirovnat k ochlazování „oceli v kokile“. Roztavením kovu dojde k porušení původní struktury materiálu. Zmizí charakteristická struktura základního materiálu, objeví se nové krystalografické útvary, tzv. dendrity (Obr. 3.19 a Obr. 3.20) [30].

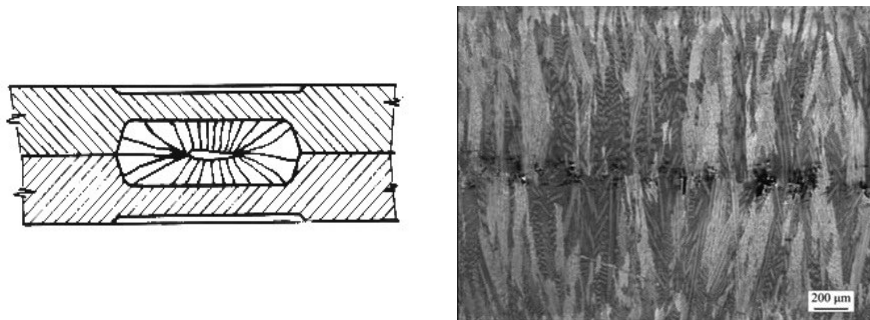


Obr. 3.19: Typická mikrostruktura po bodovém odporovém svařování: slitina mědi (vlevo), slitina Ti (uprostřed) a korozivzdorná ocel (vpravo) [42]



Obr. 3.20: Charakteristický tvar dendritické struktury svaru při bodovém odporovém svařování (TWIP ocel) [43]

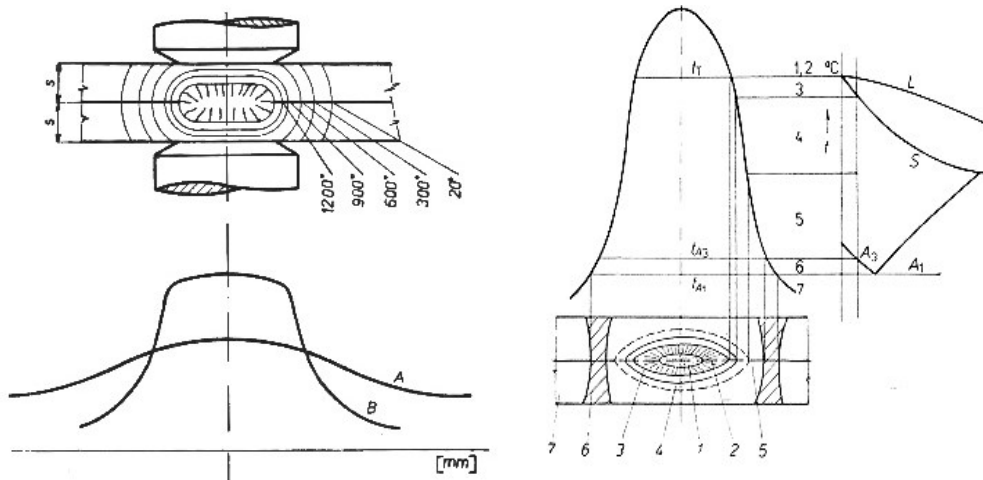
Orientace dendritů kopíruje směr odvodu maximálního tepla z povrchu svařovaných dílů do chlazených elektrod. Ve středu svaru (na místě původního rozhraní spojovaných materiálů) zůstává dutinka mikroskopických rozměrů (Obr. 3.21). To je místo kde se nejdéle udržel roztavený kov. Tento jev je pro odporové svařování charakteristický a není možno ho zaměřovat s vadami jako je vystříknutí roztaveného kovu nebo jiné nehomogenity [30].



Obr. 3.21: Staženina uprostřed bodového odporového svaru: schéma (vlevo), reálný svar TWIP oceli (vpravo) [30], [43]

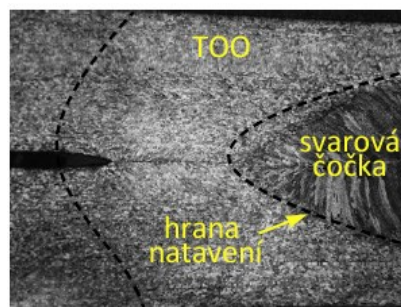
Jak již bylo zmíněno, odporové svařování je charakteristické velkým teplotním gradientem. V okolí svaru se vyskytují teploty v rozmezí od teploty okolí, až po teplotu tavení svařovaného materiálu.

Právě teplota blízká teplotě tavení spolu s dobrým odvodem tepla ze svaru a vysokou rychlostí ochlazování může způsobit zakalení materiálu (za předpokladu vhodného složení materiálu a kritické rychlosti ochlazování). Rychlost ochlazování je podstatně vyšší než při jiných způsobech svařování. Proto pro pochopení strukturálních změn, které v bodovém svaru a jeho okolí probíhají, je nutno věnovat pozornost průběhu ARA diagramů.



Obr. 3.22: Vlevo - Průběh teplot v horizontální ose v okolí bodového svaru při nízké tepelné vodivosti (křivka A) a při vysoké tepelné vodivosti (křivka B)

Vpravo – rozdělení jednotlivých částí TOO: 1 – rovnoosé krystaly, 2 – orientovaná dendritická struktura, 3 – oblast natavení, kde dochází k migraci uhlíku a segregaci prvků, 4 – pásmo přehřátí, 5 – oblast těsně nad A_3 , žháním se zjemňuje struktura, 6 – oblast mezi A_3 a A_1 , struktura se stává zrnitou, perlit se snaží přeskupit a shlukovat, 7 – tepelně neovlivněný ZM [30]



Obr. 3.23: Tepelně ovlivněná oblast bodového svarového spoje [44]

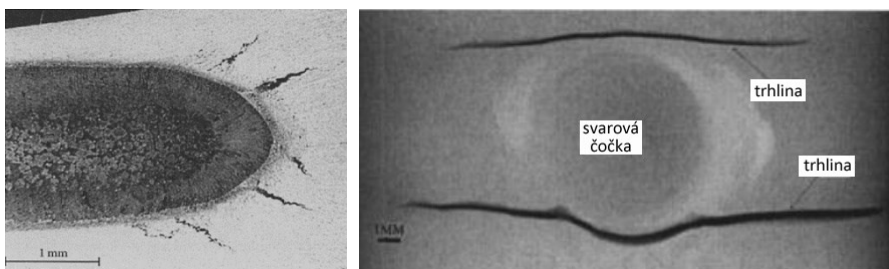
Při sledování oblasti zakalené struktury se ukázalo, že se nenachází nikdy ve svarovém kovu (ve svarové čočce). Vždy se vyskytuje v určité vzdálenosti od svaru, v tzv. tepelně ovlivněné oblasti. Ve svarovém kovu se základná struktura nenachází, protože zde působí přitlačná síla elektrod a dochází k „prokování“ materiálu, čím se zlepšují jeho mechanické vlastnosti. Stupeň zakalení materiálu v tepelně ovlivněné oblasti závisí na druhu základního materiálu a na svařovacím režimu. Svařovací režim je dán vzájemným vztahem svařovacích parametrů, teplotou okolí, intenzitou chlazení elektrod, stavem povrchu základního materiálu. Menší stupeň zakalení se vyskytuje při svařování v měkkém svařovacím režimu nebo při pulzním svařování [30].

Při odporovém svařování ocelových plechů s povrchovou úpravou dochází také k metalurgickému ovlivnění dosedacích ploch svařovacích elektrod. V místě styku elektrody a materiálu dochází k natavení povlaku a k jeho vytlačování zpod elektrody, to je do míst po obvodu spoje. Roztavený materiál ulpívá na dosedací ploše elektrody. To má za následek změnu elektrické a tepelné vodivosti. Současně je pracovní plocha elektrody mechanicky poškozována vlivem „nalepování“ a „odtrhování“ svařovaného materiálu. Na počátku svařování probíhají metalurgické změny na elektrodě velmi rychle, a to již po několika provedených svarech. Metalurgicky ovlivněná vrstva znamená změnu podmínek průchodu elektrického proudu. Po 30 – 60 svarech dochází k určitému ustálení procesu a změny již neprobíhají tak rychle [14].

3.3 Vady bodových odporových svarů

Při výrobě bodových svarů mohou vznikat vady. Kvalita svarů hraje rozhodující roli ve spolehlivosti vozidel. Vady ovlivňují kvalitu spoje a jeho další použití vzhledem k požadovanému přenosu namáhání. Mezi hlavní příčiny vzniku vad patří: nevhodné nastavení svařovacích parametrů, kvalita povrchu svařovaných materiálů a kvalita elektrických kontaktů. Klasifikaci geometrických vad kovových materiálů upravuje norma ČSN EN ISO 6520-2: *Svařování a příbuzné procesy – Klasifikace geometrických vad kovových materiálů – Část 2: Tlakové svařování*. Norma rozděluje typy vad do následujících šesti skupin:

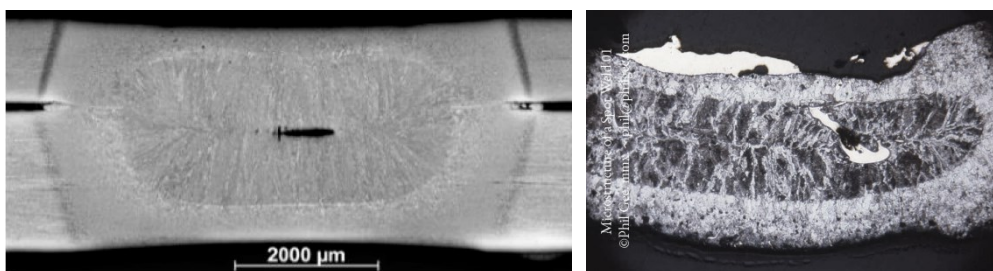
P1 Trhliny (Obr. 3.24) vznikají v důsledku špatné svařitelnosti materiálu, kdy dochází k jeho zakalení. Snižují únosnost spoje z hlediska dynamického namáhání. Trhliny lze potlačit použitím měkkého svařovacího režimu, nebo snížením rychlosti elektrod [45].



Obr. 3.24: Vady bodových spojů: P 1400 - trhlina v TOO (vlevo) [46], únavové trhliny (vpravo) [47]

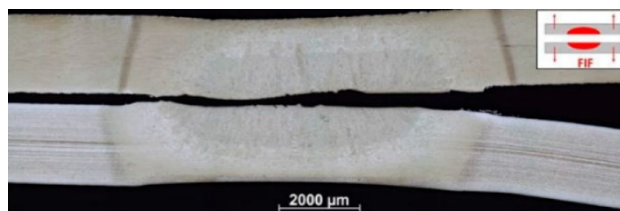
P2 Dutiny (Obr. 3.25 vlevo) vznikají při nevhodně zvoleném režimu svařování, při příliš dlouhém ohřevu materiálu. Často jsou spojené s výstřikem materiálu a to buď mezi svařovanými plechy, nebo pod elektrodou. Vzniku dutin je možné zamezit vhodně zvolenou elektrodovou silou [45].

P3 Pevné vměstky (Obr. 3.25 vpravo) vznikají povrchovým natavením plechu v důsledku znečištění povrchu, elektrod nebo poruchou chlazení elektrod. Vzniku vměstků lze zamezit správným způsobem čištění svařovaného materiálu a elektrod.



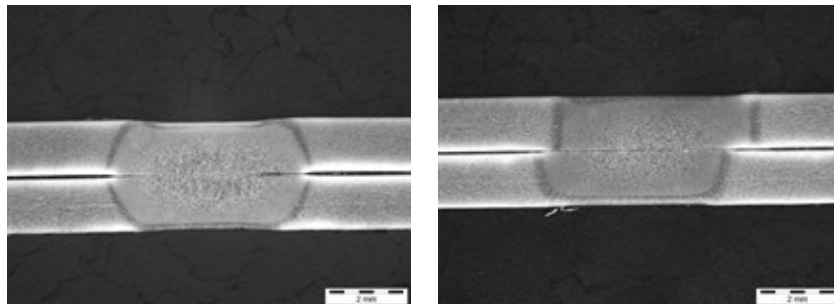
Obr. 3.25: Vady bodových spojů: P 2011 - dutina (vlevo) [48], P 300 - vměstek (vpravo) [49]

P4 Studené spoje (Obr. 3.26) vznikají v důsledku nedostatečného natavení materiálu, nesprávně nastavenými svařovacími parametry, opotřebením elektrod, nebo působením odbočovacího efektu elektrického proudu.



Obr. 3.26: Vady bodových spojů: P 400 - studený spoj [48]

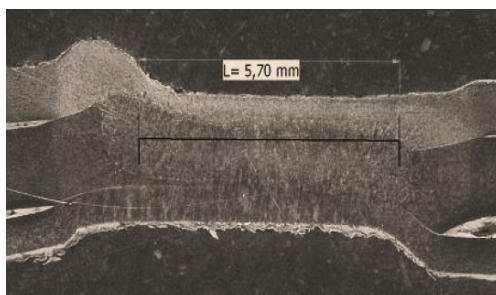
P5 Vady tvaru a rozměru (Obr. 3.27 - Obr. 3.29). Mezi vady tvaru a rozměru patří nízká nebo vysoká čočka, malý průměr svaru, nesymetrický tvar, výčnělky na povrchu plechu nebo hluboké otisky elektrod.



Obr. 3.27: Vady bodových spojů: P 5213 - Průměr čočky je příliš malý (vlevo), P 507 – lineární přesazení (nesouosost elektrod) vpravo [50]

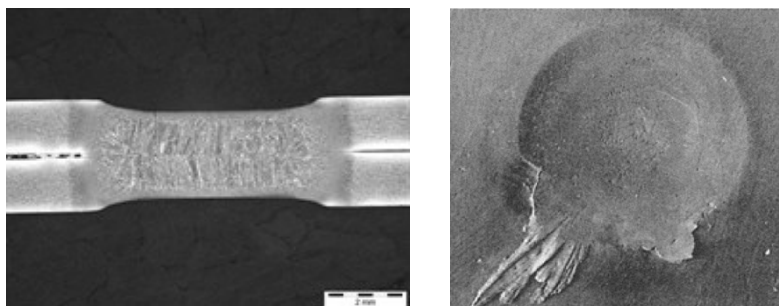


Obr. 3.28: Vady bodových spojů: P 5214 – průměr čočky je příliš velký (vlevo) [51], P 525 – nadměrné rozevření plechů (vpravo) [50]



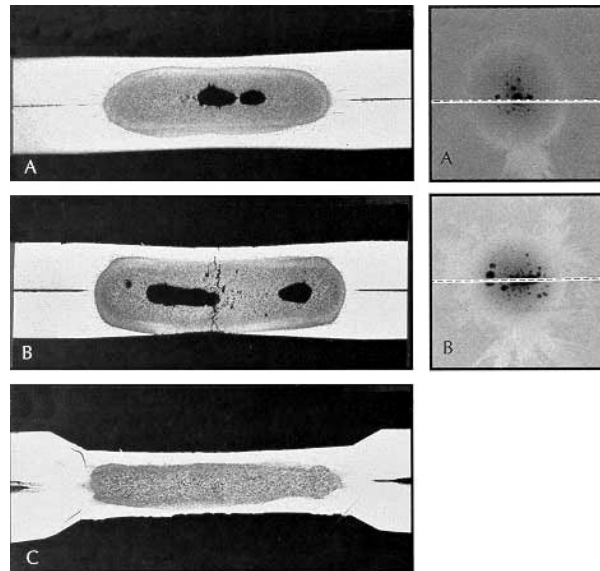
Obr. 3.29: Vady bodových spojů: P 5262 – povrchový výčnělek [52]

P6 Ostatní vady (Obr. 3.30). Například výstřik svařovaného kovu, ke kterému dochází nejčastěji v rovině svařovaných plechů při nadměrném přívodu tepla.

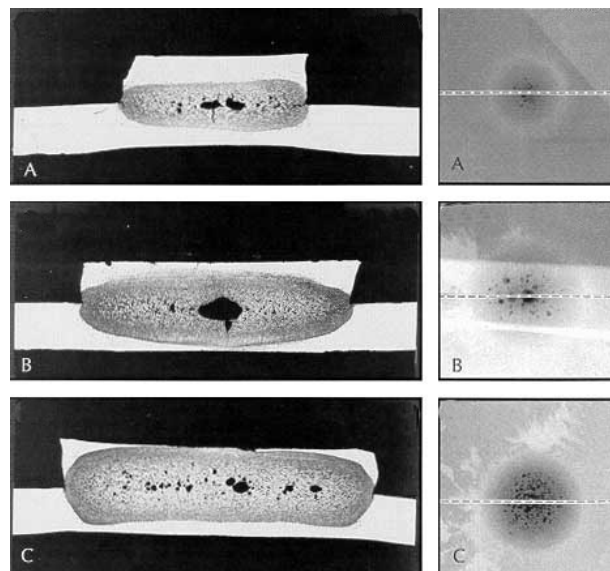


Obr. 3.30: Vady odporových svarových spojů: P 612 – výstřik kovu (vlevo: v řezu, vpravo – povrch) [50]

Na Obr. 3.31 jsou vnitřní vady odporových svarů z hliníkové slitiny EN AW-5182. Vzorky byly svařovány při různých velikostech svařovacího proudu. Svar A byl svařován standardně používaným proudem (26,6 kA), svar B byl svařován proudem nižším (24,3 kA). Snížení proudu se projevilo na zvýšeném výskytu pórů. Svar C byl svařován proudem 32,7 kA, ve svaru se žádné póry nenachází, ale došlo k nadměrnému vtlačení elektrod do svařovaných plechů. V levé části obrázku jsou vidět vady na příčném řezu, v pravé části obrázku jsou RTG snímky. Vodorovná čára naznačuje místo, kde byl následně proveden příčný řez [53].



Obr. 3.31: Vady odporových svarových spojů plechů z hliníkové slitiny EN AW-5182 na příčném řezu (vlevo) a na RTG snímcích (vpravo) [53]



Obr. 3.32: Vady odporových svarových spojů plechů z hliníkové slitiny EN AW-5182 na příčném řezu (vlevo) a na RTG snímcích (vpravo) [53]

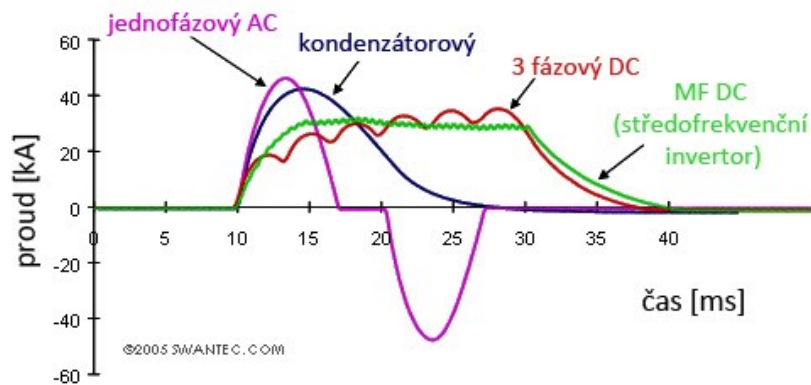
Na Obr. 3.32 jsou spoje svařované za standardních podmínek, ale s úpravou svařovacího proudu tak, aby průměr svarové čocky dosáhl rozměru 4,3 mm (A: svařovací proud = 21,3 kA) nebo 7,9 mm (C: svařovací proud = 34,8 kA). Vzorek B byl svařen standardním proudem $I = 26,7$ kA, a průměr svarové čocky byl 6,35 mm. Metalografie a RTG snímky ukázaly, že velikost výstřiku roztaveného kovu a množství pórů ve svarové čocke roste se zvětšujícím se jejím průměrem. Nicméně Gean [53] ve své

práci uvádí, že u hliníkové slitiny EN AW-5182 nemá množství pórů ve svarové čočce (až do velikosti 40 % průměru čocky) nijak zásadní vliv na výsledky mechanických zkoušek. Dále tvrdí, že statická pevnost je velmi závislá na průměru svarové čocky, zatímco na únavovou pevnost průměr čocky již tak velký vliv nemá. Porovnává také hliníkovou slitinu EN AW-5182 s ocelí (s povlakem Zn) s podobnou tloušťkou. Došel k závěru, že statická pevnost hliníkové slitiny byla v porovnatelných podmínkách pouze o 10 % nižší při poloviční hmotnosti v porovnání s ocelí. Ovšem z porovnání chování při únavové zátěži, již přínos hliníku není tolik znatelný. Větší přitlačná elektrodová síla zvyšuje únavovou pevnost. Dalšího zlepšení únavového chování je možné dosáhnout mechanickým opracováním svarů (až 10ti násobné zvýšení únavové pevnosti).

3.4 Svařovací parametry a režimy svařování

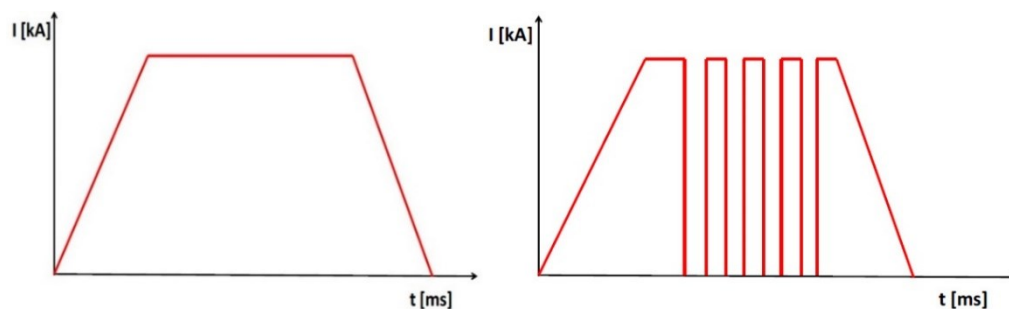
Při odporovém svařování vstupuje do procesu řada parametrů ovlivňujících kvalitu výsledného spoje. Někteří výzkumníci tvrdí, že těchto parametrů je více než 100 [54]. Základní svařovací parametry jsou svařovací proud, čas svařování a přitlačná síla elektrod. Kombinace a vzájemné nastavení těchto parametrů tvoří tzv. svařovací režim.

Svařovací proud I [kA] má zásadní vliv na množství tepla potřebného pro vznik svaru a tím i na kvalitu provedeného spoje. Je jediným ze svařovacích parametrů, který je v rovnici vyjadřující Joule-Lenzův zákon v kvadratickém tvaru (viz rovnice (4.4)). Průběh proudu je závislý na použitém zdroji (Obr. 3.33) a při svařování ho lze volit jako jednopulzní (Obr. 3.34 vlevo) nebo vícepulzní (Obr. 3.34 vpravo). Lze volit mezi pulzním režimem normálním nebo speciálním. Při normálním režimu jsou všechny pulzy stejné, při speciálním je možno pulzy programovat jednotlivě. Speciální pulzy je vhodné volit v případě velkých rozdílů tlouštěk svařovaných dílů. V automobilovém průmyslu se svařuje převážně jedním pulzem.



Obr. 3.33: Typické průběhy svařovacího proudu různých zdrojů na sekundární straně svařovacího transformátoru (AC – střídavý proud, DC – stejnosměrný proud, MF – středofrekvenční) [21]

Jako zdroj elektrického proudu se v praxi dnes pro odporové svařování nejčastěji používají středofrekvenční invertory. Průběh svařovacího proudu invertoru a dalších zdrojů je uveden na Obr. 3.33. Hodnotu svařovacího proudu je třeba volit v závislosti na použitém zdroji.

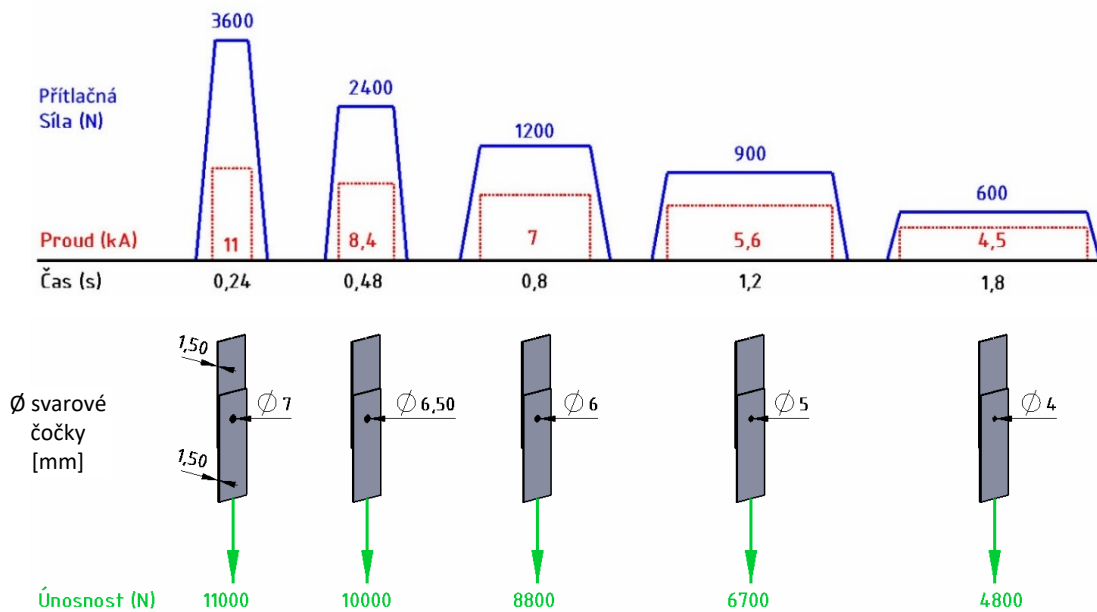


Obr. 3.34: Průběh svařovacího proudu: program s jedním pulzem (vlevo), a s více pulzy (vpravo) [21]

Svařovací čas t_{sv} [per, ms] je podle ČSN 05 0003 časový interval, po který materiálem protéká svařovací proud. Měří se v milisekundách nebo v periodách síťového kmitočtu. Frekvence cyklu je 50 Hz, jedna perioda je tedy 0,02 s. Svařovací čas je spolu se svařovacím proudem ukazatelem energie dodané do svarového spoje. Množství tepla je času svařování přímo úměrné. Pokud je to možné, jsou preferovány krátké svařovací časy, aby bylo dosaženo minimálních energetických ztrát. Při příliš nízkém svařovacím proudu, samotné prodloužení času ke vzniku svaru nestačí. Pokud je proud

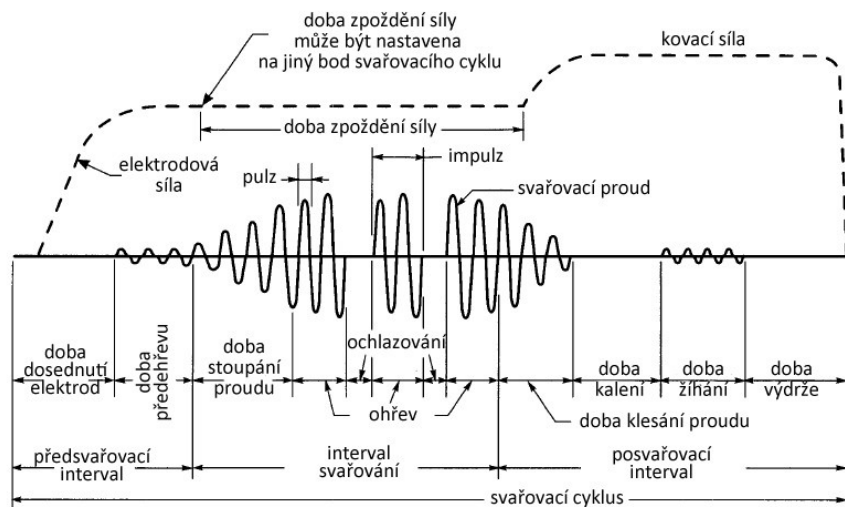
dostatečný, prodlužování svařovacího času vede ke zvětšování průměru svarové čočky a celkové velikosti svaru (dokud není dosaženo velikosti odpovídající pracovní ploše elektrody).

V případě dalšího prodlužování času může dojít k výstřiku svarového kovu, nebo v horším případě až k přilepení elektrody ke svařovanému materiálu. Moderní svařovací zdroje umožňují nastavení různých svařovacích časů tzv. pulsů (Obr. 3.35). Dále možnosti předehřevu, času náběhu a poklesu svařovacího proudu (tzv. svařování proudy), pauzu u svařovacích pulsů (Obr. 3.7).



Obr. 3.35: Únosnost bodového svaru při různých svařovacích parametrech (pro svary z nízkouhlíkové oceli [20])

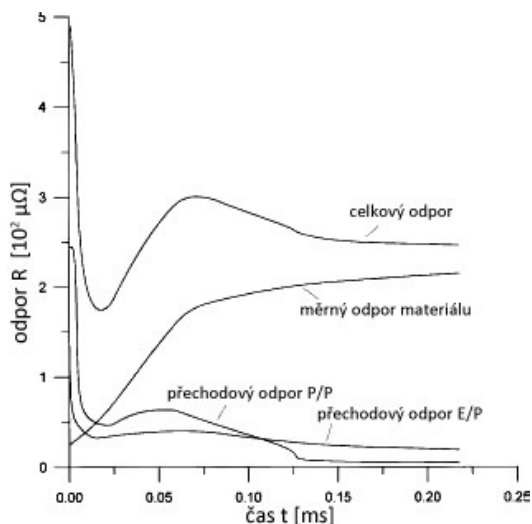
Přítlačná síla elektrod F [kN] (Elektrodová síla) je podle normy ČSN 05 0003 síla přenášená elektrodami v průběhu svařovacího cyklu do spojovaných dílů (Obr. 3.36). Přítlačná síla má vliv na velikost přechodových odporů a případnou tvorbu trhlin ve spoji. Dále ovlivňuje výsledný vzhled svaru. Při nepřiměřeně velké přítlačné síle vzniká nepřipustná hloubka vtisku elektrody (podle ČSN EN ISO 6520-2). Při příliš malé přítlačné síle může dojít k výstřiku roztaveného kovu z místa budoucí svarové čočky [21], [45], [54], [55].



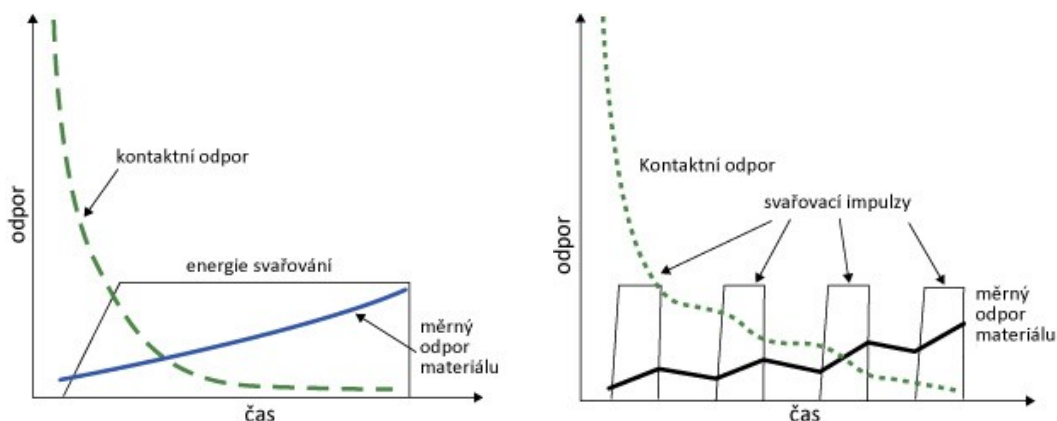
Obr. 3.36: Základní pojmy během svařovacího cyklu [56]

Mezi další důležité parametry a podmínky ovlivňující proces odporového svařování patří: přechodový odpor, materiálové vlastnosti spojovaných dílů, povrchové úpravy, charakteristika zdroje.

Přechodový odpor R [$\mu\Omega$] má ze všech vlastností spojovaného materiálu, největší vliv na proces svařování. Zejména ze začátku procesu, než je nahrazen měrným odporem svařovaných plechů (Obr. 3.37). Má však velmi dynamický vztah k hlavním svařovacím parametrům. Na Obr. 3.38 je vidět porovnání průběhu měrného a přechodového odporu při jedno a vícepulzním svařování. Na Obr. 3.39 je vidět, že přechodový odpor se zvyšující se teplotou klesá. Kolem 300°C má však lokální maximum. Klesá také úměrně s rostoucí přitlačnou silou.



Obr. 3.37: Průběh odporů při bodovém svařování v závislosti na čase; P/P – plech/plech, E/P – elektroda/plech [57]



Obr. 3.38: Porovnání měrného a přechodového (kontaktního) odporu při jedno (vlevo) a vícepulzním (vpravo) svařování [58]

V mikroskopickém měřítku mají všechny materiály drsný povrch s výstupky a prohlubněmi. Přitlačené plochy se stýkají v mnoha samostatných malých ploškách. Velikost těchto plošek závisí na přitlačné síle, na mechanických vlastnostech spojovaného materiálu a na stavu jeho povrchu. Se zvyšujícím se elektrodovým tlakem se výstupky deformují a zvětšuje se kontaktní plocha, čímž se snižuje přechodový odpor. Toto negativně působí na vznik tepla. Další vliv na přechodový odpor mají nečistoty jako oxidy, vodní páry, olej, atd.

Přechodový odpor dvou ploch není závislý na rozměrech stykové plochy a lze jej vyjádřit vzorcem:

$$R_k = \frac{S_n}{p_k}, \quad (3.8)$$

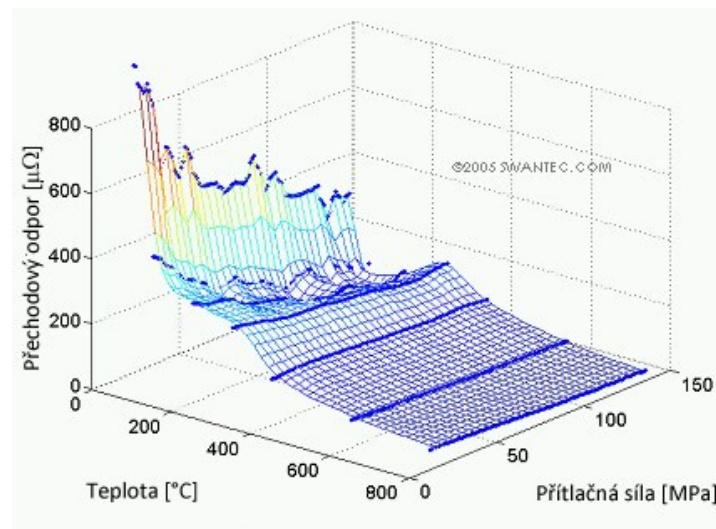
kde S_n je jednotkový odpor – kontaktní odpor materiálu s danou jakostí povrchu při jednotkovém tlaku (Tabulka 3.1)

p_k je součinitel, závisící též na materiálu a stavu jeho povrchu.

Tabulka 3.1: Kontaktní odpor mezi plechy z nízkouhlíkové oceli při různé úpravě povrchu, při pokojové teplotě [11]

Způsob úpravy povrchu	[$\mu\Omega$]
Moření v kyselině	300
Broušení na SiC papíře	160
Broušení na SiC papíře + následné žihání	80 000
Zamaštěný povrch	300
Povrch s okujemi	80 000
Povrch s okujemi a rzi	500 000
Řezání pilou	1 200
Pilování	280
Broušení	110

Přechodový odpor se s teplotou značně mění (Obr. 3.39). Změna může být způsobena dvěma příčinami. Buď se změnil měrný odpor materiálu v blízkosti styčných ploch (zvýšení přechodového odporu) nebo se změknutím materiálu při vyšších teplotách zvětšily dílčí styčné plochy (snížení přechodového odporu) [11].



Obr. 3.39: Závislost přechodového (kontaktního) odporu nízkouhlíkové oceli na teplotě a přítlačné síle elektrody [54]

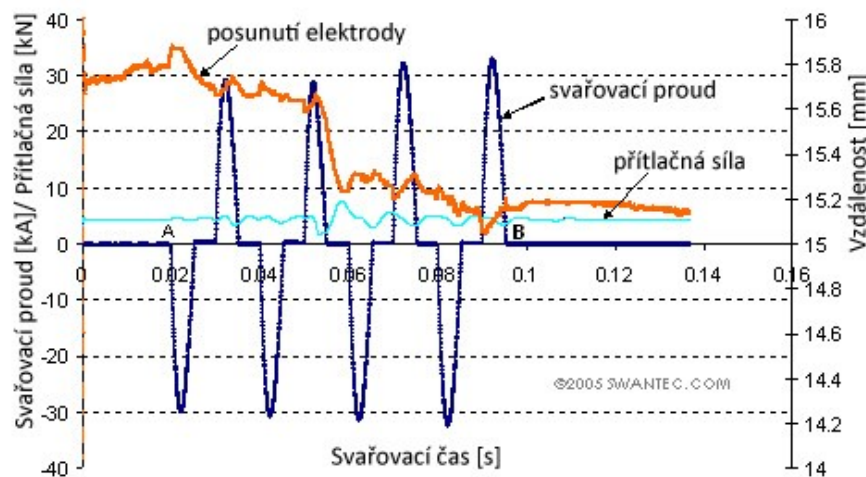
Materiálové charakteristiky se téměř všechny mění s teplotou, která zvyšuje dynamiku procesu odporového svařování. Odpor materiálu ovlivňuje tvorbu tepla, tepelná vodivost a tepelná kapacita ovlivňují přenos tepla. U kovů s nízkým měrným odporem a vysokou tepelnou vodivostí (např. měď) se vytváří malé teplo i při vysokém svařovacím proudu. Teplo je rychle odváděno z místa interakce. Tyto materiály je proto poměrně obtížné odporově svařovat. Na druhou stranu se mohou uplatnit

jako vhodné materiály pro výrobu elektrod (viz ČSN EN ISO 5182). Při svařování heterogenních materiálů se více tepla vytvoří v kovu s vyšším odporem. To je třeba vzít v úvahu při navrhování svarových spojů a při výběru tvarů elektrod. Tvrdost materiálu je další charakteristika, která ovlivňuje přechodový odpor. Větší tvrdost znamená obtížnější deformaci vyvolanou přitlakem elektrod. To znamená, že při stejném přitlaku budou mít tvrdší materiály větší odpor, protože reálná plocha kontaktu bude menší, než u měkčích materiálů.

Povrchové úpravy se ve většině případů používají jako ochrana proti korozi, nebo jako příprava pro další povlaky. Obecně povrchové úpravy komplikují svařovací proces. Svařovací parametry musí být upraveny podle konkrétního typu povlaku. Ovšem v některých případech je možno povrchových vrstev využít pro lepší svařitelnost obtížně svařitelných kombinací materiálů. Tyto povlaky jsou strategicky voleny tak, aby bylo nejvíce tepla přivedeno na rozhraní spojovaných materiálů. Většina povlaků je pak během procesu svařování vytlačena ze spoje, ovšem některé zůstanou na rozhraní.

Geometrie a rozměry elektrod a svařovaných materiálů jsou velmi důležité, protože ovlivňují distribuci proudové hustoty a tím i výsledek odporového svařování (zejména výslednou velikost svaru).

Charakteristiky svařovacího zařízení mají významný vliv na proces odporového svařování. Elektrické vlastnosti zahrnují dynamickou reakční dobu svařovacího proudu a magnetické resp. indukční ztráty. Doba dosednutí elektrod na svařovaný materiál může být velmi důležitá při mikro odporovém svařování, protože celková doba svařování je často velmi krátká. Magnetické ztráty jsou jedním z důležitých faktorů, které je třeba vzít v úvahu při řízení procesu. Mechanické charakteristiky zahrnují rychlost a zrychlení svařovacích elektrod, stejně jako tuhost rámu a ramen elektrod. Obr. 3.40 zobrazuje procesní parametry naměřené během svařování, zahrnuje dynamické křivky svařovacího proudu, přitlačnou sílu a posunutí elektrody. Prudký pokles na oranžové křivce odpovídá zhroucení výstupku na spojovaném materiálu při výstupkovém svařování [11], [21], [54], [59].



Obr. 3.40: Ukázka procesních parametrů u výstupkového svařování [54]

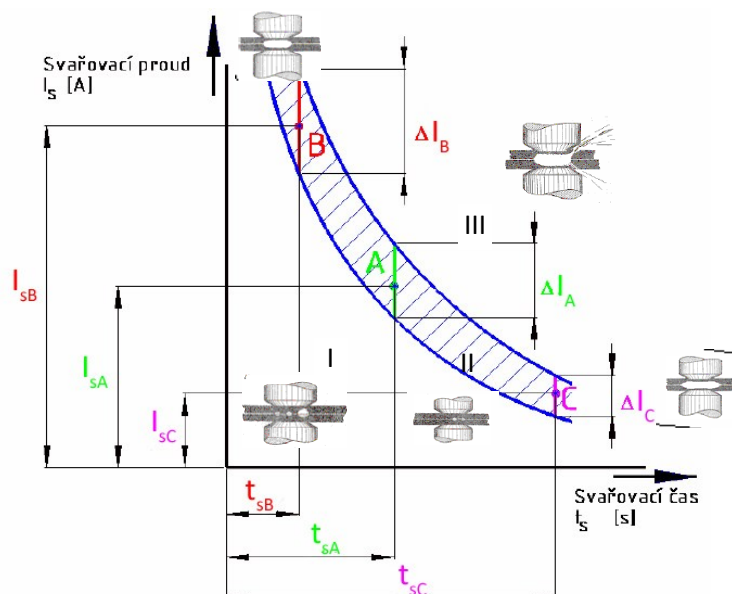
Nové moderní svařovací zdroje jsou schopny pomocí integrovaného řídicího systému automaticky upravit svařovací parametry tak, aby bylo dosaženo hodné velikosti svaru (kvalitního spoje).

Další ztráty (tzv. jalový odpor) jsou závislé na velikosti vyložení elektrodových ramen, resp. na velikosti plochy, kterou mezi sebou ramena uzavírají, tzv. procesní okno (viz. Obr. 3.41). Čím větší plocha mezi rameny, tím větší ztráty jalovým odporem a tím tenčí plechy je možno svařit při stejných parametrech.



Obr. 3.41: Porovnání velikosti jalového odporu v závislosti na vyložení ramen

Dále je možno definovat tzv. svařovací režimy, což je kombinace nastavení hlavních svařovacích parametrů. Starší literatura rozděluje svařovací režimy na **měkký** a **tvrdý** (Obr. 3.42). Měkký režim kombinuje delší svařovací čas (asi 25 period (0,5 s)) s nižším svařovacím proudem (do 200 A/mm²) a menší přitlačnou silou elektrod (do 1000 N). Tvrdý režim je kombinace vyššího svařovacího proudu (200 - 500 A/mm²) a přitlačné síly (cca 2000 N) s kratším svařovacím časem (asi 8 period (0,16 s)). Elektrodová přitlačná síla je navíc závislá na tloušťce svařovaného materiálu. Čím větší je tloušťka plechu, tím větší by měla být elektrodová síla.



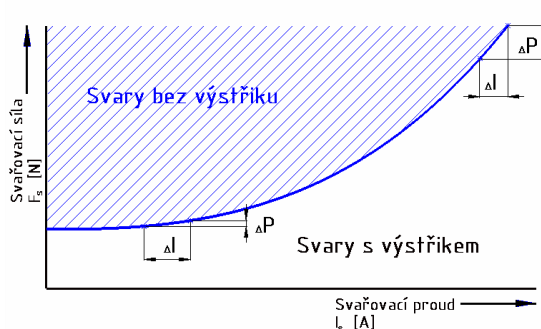
Obr. 3.42: Oblast vhodná pro tvorbu svaru při vzájemném působení svařovacího proudu a času [60] I – oblast nedostatečného vývinu tepla, II – optimální oblast, III – oblast nadměrného vývinu tepla

Měkký svařovací režim

V případě, že do svaru je dodáváno příliš málo energie (příliš nízký svařovací proud), může být tato energie rovna tepelným ztrátám. To vede k nedostatečnému provaření a ke vzniku tzv. difúzního spoje. Aby byl spoj kvalitní, musí dojít k prodloužení svařovacího času. Delší čas ale znamená větší tepelné ztráty. Výsledkem je nízká účinnost procesu a poměrně rozsáhlá tepelně ovlivněná oblast. Díky menší přitlačné síle, je pro měkký svařovací režim typická vyšší svarová čočka (menší hloubka vtisku) a hrubší dendritická struktura svaru. Výška čočky často dosahuje celé tloušťky spojovaných materiálů, průměr čočky je naopak poměrně malý, což zhoršuje jeho únosnost (viz Obr. 3.35). Tyto spoje mají kratší životnost. Na druhou stranu je výhodou, že lze využít stroje s menším příkonem a vodiče s menším průřezem. Proces je méně citlivý na odchylky odporové svařitelnosti materiálů –

vzniká menší riziko zakalení (Obr. 3.43). Proto je proces vhodný pro spojování ocelí s vyšším obsahem uhlíku a pro opravy a zpracování znečištěných plechů.

Pro měkký svařovací režim jsou typické větší ztráty energie vedením a sáláním tepla do okolí (díky delším časům svařování). Nevýhodou je tedy nepříznivé tepelné namáhání elektrod, proto se rychleji znehodnocují a vyžadují tak častější úpravu a výměnu.



Obr. 3.43: Hranice oblasti výstřiku svarového kovu v závislosti na změně svařovacího proudu a přítlaku elektrody [23]

Tvrdý svařovací režim

Vysokých hodnot svařovacích proudů se používá v případě svařování materiálů s velmi dobrou tepelnou a elektrickou vodivostí. Účinnost svařovacího procesu je vysoká, ovšem je za potřebí stroje s vyšším výkonem. Pro získání dostatečného proudu se s výhodou využívá kondenzátorových zdrojů. Na Obr. 3.42 je vidět, že zvyšování svařovacího proudu má svoje hranice a mohlo by dojít k výstřiku svarového kovu (Obr. 3.43). Svarová čočka svařená ve tvrdém režimu je nižší (hlubší vtisk elektrod), struktura svarového kovu je jemnější, tepelně ovlivněná oblast je malá, deformace menší. Tvrdý svařovací režim je charakteristický vyššími tlaky, má vyšší účinnost a větší produktivitu. Výhodou je tedy vyšší únosnost spoje a vyšší životnost elektrod (méně se zahřívají).

Nevýhodou jsou vyšší investiční náklady, (svařovací stroj musí být vybaven pneumatickým nebo hydraulickým systémem pro navození patřičného tlaku a elektronickou regulací). Je třeba vyšších příkonů a větší přítlačné síly, což vede k vyššímu napětí ve svarových spojkách. Vzniká větší nebezpečí zakalení materiálů. V neposlední řadě je nevýhodou nutnost pečlivé přípravy svařovaných dílů.

V automobilovém průmyslu se podle výše uvedeného rozdělení používá převážně tvrdý svařovací režim. Avšak díky vývoji svařovacích transformátorů byl zkrácen sekundární obvod svařovacích kleští, přičemž transformátor tvoří součást kleští. Tím je dosaženo menších ztrát na sekundární straně svařovacího transformátoru. Tvrdý režim je pak možno aplikovat i při delších časech. Proto rozdělení na měkký a tvrdý režim v současné době pozbývá na významu. Někteří autoři zavádějí novou charakteristiku „intenzitu odporového svařovacího procesu“ [21].

Intenzita odporového ohřevu J_p je definována jako poměr velikosti svařovacího proudu a požadovaného rozměru svarové čocky (4.9), což je možno nahradit při bodovém odporovém svařování průměrem dosedací plochy svařovací elektrody.

$$J_p = \frac{I}{D} \quad (3.9)$$

kde	J_p	[A/mm]	je intenzita odporového ohřevu
	I	[A]	je svařovací proud
	D	[mm]	je průměr dosedací plochy svařovací elektrody [21]

4. Odporové svařování v automobilovém průmyslu

Konstrukce vozu se postupně vyvíjela, v současné době se u osobních automobilů využívá samonosné konstrukce. Na této konstrukci jsou přímo upevněny další součásti vozu. Prvním průkopníkem automobilu se samonosnou „kostrou“ (ještě z monobloku) byla Lancia Lambda vyrobená již v roce 1922 (viz Obr. 4.1), která o dvě desetiletí předběhla svou dobu. Tato konstrukce se pak postupně vyvíjela až do dnešní podoby. Dnešní samonosná konstrukce karoserie automobilu je svařena s plechů různých tloušťek a různých mechanických vlastností, které však tvoří jeden celek [61].



Obr. 4.1: Lancia Lambda jako první automobil se samonosnou kosterou [61]

Odporové svařování bylo při výrobě automobilů poprvé použito již v první polovině 20. století. V dnešní době se pomalu dostává do popředí (tvoří téměř 70% svářečských prací při výrobě automobilové karoserie) a nahrazuje technologie jako je pájení. Z celkového počtu odporových svarů tvoří víc než 98% bodové spoje.

V současnosti je cílem automobilek dosažení plné automatizace výrobního procesu, zejména svařovacích pracovišť (Obr. 4.2). Je snahou tímto způsobem zvyšovat produktivitu, přesnost a kvalitu a současně snižovat ekonomické náklady na výrobu. Robotická pracoviště téměř vytlačila lidský faktor z procesu svařování. Při svařování automobilových karoserií se využívají metody tavného a tlakového svařování. Zejména se jedná o odporové bodové svařování, obloukové svařování MIG/MAG, TIG, dále svařování laserem a přivařování svorníků. Bodové odporové svařování se často kombinuje s technologií lepení (adhezivního spojování).

Největší zastoupení má technologie odporového bodového svařování. Metodu lze velmi dobře automatizovat, a proto se při svařování karoserie v současné automobilové výrobě používá nejvíce. Na výrobu jedné karoserie je použito cca 5000 bodových svarových spojů, konkrétní počet je určen typem a velikostí dané karoserie, viz Tabulka 4.1 [10], [62].

Bodové svařování je charakteristické velice krátkým časem svařování (řádově nejčastěji v desetinách sekundy). Krátký čas svařování přispívá k malé velikosti tepelně ovlivněné oblasti, čímž jsou zajištěny dobré mechanické vlastnosti svařených dílů.

Konstrukce karoserie se skládá z velkého počtu dílů s různou rozměrovou přesností. Při robotizaci spojovacích činností se ukázalo, že odporové bodové svařování je jednou z nejvýhodnějších technologií, protože umožňuje v určité míře kompenzaci některých nepřesností při výrobě velkoplošných dílů vzniklých při lisování a polohování dílů. Nepřesně vylisované díly se při založení do přípravku nemusí dotýkat vlivem odpružení při lisování a tažení. Vzniklá mezera mezi díly je eliminována přitlačnou silou daného svařovacího zařízení. Nejsou nutné žádné další úpravy nepřesně tvarovaných nebo nedosedajících dílů [3], [10].

U vysokopevných plechů je situace odlišná. Vůči přitlačné síle jsou málo poddajné a jakákoli deformace následně vnáší napětí do bodových svarů. Velkou výhodou je tedy rovnoměrný přitlak elektrod pod stále stejným úhlem. Robot je vybavený svařovacími kleštěmi se zabudovaným transformátorem a s pneumatickým, případně elektromotorickým zařízením pro dosažení přitlačné síly [10].

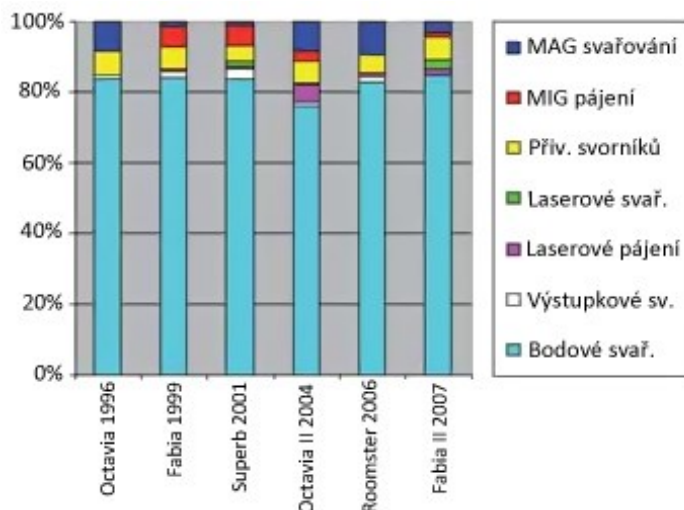


Obr. 4.2: Automatická svařovací robotická linka [63]

Pokročilé svařovací přípravky a středofrekvenční odporové svařovací zařízení, v kombinaci se svařovacími elektrodami s dlouhou životností (zaručenou správným návrhem materiálů elektrod, postupnou kontrolou a úpravou geometrie elektrod), to je v současné době cesta, kterou využívají všechny světové automobilky. V Tabulce 4.1 je ukázáno, jak velké množství svarových spojů je nutno pro jednu karosérii vyrobit a jaké se používají konvenční i speciální metody (tavného i tlakového) svařování. Uvedené počty jsou ve většině případů vztaheny pouze na výrobu ve Škoda Auto, nezahrnují dodavatelské díly. Např. na model Octavia I. generace (vyráběného od roku 1996) bylo použito 4400 bodových svarů. Pro II. generaci Octavií (ve výrobě od roku 2004) to bylo 5000 bodových svarů a pro III. generaci (od roku 2012) to bylo již 5083 bodových svarů. Pro model Roomster je použito dokonce 5217 bodových spojů. Trend zvyšování počtu bodových svarů bude, pro jejich nesporné výhody, i dále pokračovat. Procentuální zastoupení spojovacích metod u některých modelů Škoda je v Obr. 4.3 [3], [62].

Tabulka 4.1: Množství svarů na jednotlivých modelech automobilů Škoda Auto a. s. [3], [64]

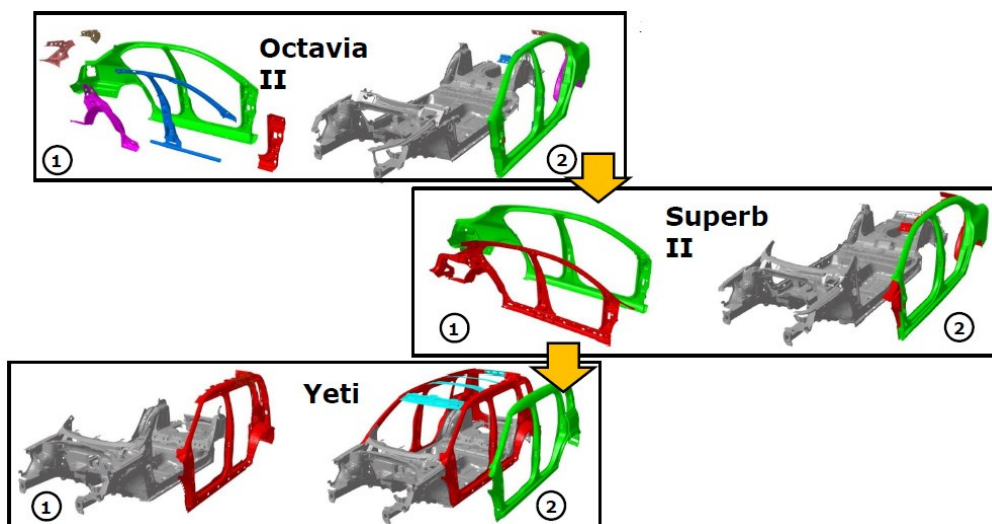
Metoda svařování	Octavia	Fabia	Superb	Oktavia II	Octavia III Liftback	Octavia III combi	Rapid	Roomster
Bodové svary [ks]	4400	4500	6201	5000	5038	4955	4485	5217
MIG pájení [m]	-	0,7	3,2	2,5	0,6	0,4	0,7	2,3
MIG + MAG Tavné svařování [m]	5,5	1	1,2	2,5	3,15	2,8	2,6	7,5
Přivařování svorníku [ks]	190	118	201	200	151	150	153	121
Výstupkové svařování [ks]	2	8	14	31	2	2	9	6
Laserové pájení [m]	-	5,6	6,4	1,6	6,2	6,4	6	1,3
Laserové svařování [m]	-	0	0	0,5	0	0	0	0
Lepené spoje [m]	-	64,7	105	-	84,4	85,0	60,1	62,4



Obr. 4.3: Relativní podíl spojovacích technologií při výrobě vozů Škoda [65]

Některá spojení dílů karoserií a podvozků je nezbytné vyrábět rozebíratelně. Konstrukce jsou navrhovány tak, že na místech budoucích rozebíratelných spojů jsou z předchozích operací přivařeny matice. Přivařování matic se provádí opět odporově s využitím výkonného svařovacího zdroje s výkonem nad 10 kA. Dalším možným využitím odporové metody svařování v automobilové oblasti je odporové přivařování matic (svorníků) [62].

Moderní automobilové karoserie se dnes již výhradně svařují z povrchově upravených dílů. Používají se povrchové úpravy na bázi Zn-Al, Zn-Fe, Zn-Ni, Al-Si a další. Bodové svařování je z hlediska povrchových úprav velmi výhodné, protože svařovací proces probíhá vysokou rychlostí. Při svařování dojde k odpaření povrchové úpravy pouze v místě dotyku elektrody na obou stranách plechu. Tato znehodnocená oblast je velice malá, povrchová úprava mezi svařovanými díly zůstane nedotčena.

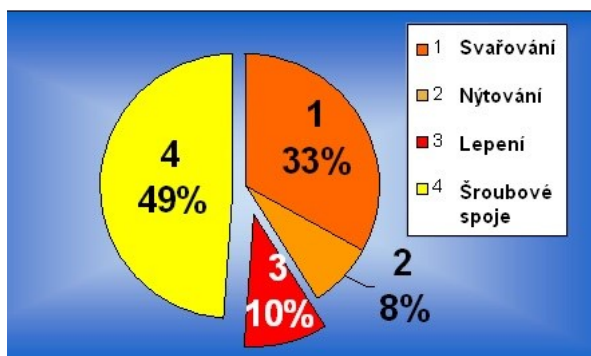


Obr. 4.4: Vývoj způsobů zakládání dílů do sestav u vybraných modelů Škoda Auto a.s. [66]

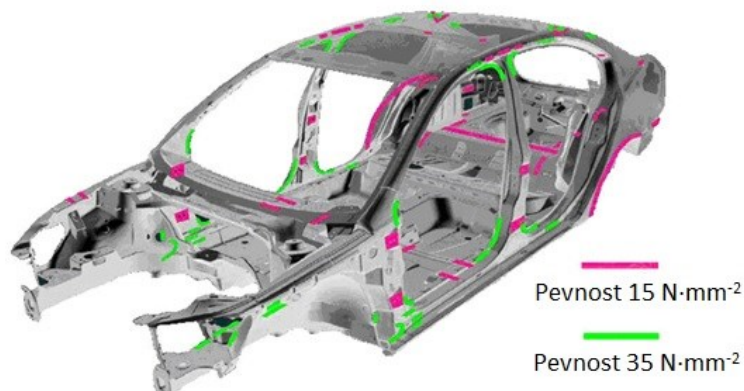
Nové materiály, povrchové úpravy a vývoj svařovacích zařízení umožňují rozvoj možností konstrukcí karoserií. Na Obr. 4.4 je vidět vývoj způsobu zakládání konstrukcí samonosných karoserií na příkladu modelů firmy Škoda Auto Octavia II, Superb II a Yeti. Zatímco u modelu Octavia II byly podsestavy výztuh vkládány jednotlivě do vnějšího rámu, u Superbu II byly podsestavy výztuh nejprve

složeny do sestavy vnitřního rámu a následně vcelku vloženy do vnějšího rámu. Model Yeti přešel již na dvousloupkové zakládání. Tzn. vnitřní rám z výztuh je nejprve svařen s podlahou a příčníky pak přichází na vnější rám. Výhodou tohoto způsobu je svařování pevnostních dílů bez omezení vnějším rámem a snížení množství tavných svarů. Ovšem nevýhodou je zřízení nového pracoviště ve svařovací lince.

Za zmínku stojí i technologie lepení, která je v poslední době stále více používána. Do roku 1990 bylo na karoseriích automobilů Škoda používáno průměrně 5 - 10 m lepených spojů, v současné době je to již 150 - 200 m. Celosvětově tvoří lepení v automobilovém průmyslu 10% spojovacích metod (Obr. 4.5). Předpoklad je, že se podíl lepených spojů bude nadále zvyšovat v souvislosti s vývojem nových typů lepidel. Na karoserii se používají lepené spoje dvou druhů – pevnostní a těsnící (Obr. 4.6). Lepené spoje přinášejí i problémy. Lepidla jsou z hlediska průchodu elektrického proudu izolanty, tím pádem má bodové svařování dílů spojených lepidlem svá specifika a problémy [67].



Obr. 4.5: Zastoupení technologie lepení v průmyslu (v celosvětovém měřítku) [67]



Obr. 4.6: Příklad umístění epoxidových lepidel na karoserii automobilu [68]

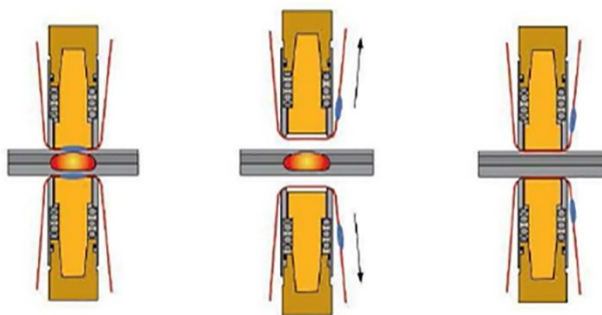
Celkově lze říci, že trendy vývoje spojovacích metod použitých na stavbu karosérie jsou následující. Počet odporových bodových spojů je víceméně stejný, s mírným nárůstem. Délky tavných svarů (MIG + MAG svařování) klesají. Na druhou stranu délky laserových spojení roste, stejně jako délky lepených spojů.

V moderní automobilové výrobě je stále větší poptávka po optimalizovaném bodovém svařování materiálů různého chemického složení, vlastností, tloušťky a jakosti. Hledají proto nová použitelná řešení pro komplexní aplikace. Alternativou může být nová metoda spojování **DeltaSpot** vyvinutá firmou Fronius. Jde o poměrně jednoduchou avšak revoluční metodu spojování pomocí odvíjející se procesní pásky. Robotové svařovací kleště (Obr. 4.7 vlevo) jsou osazeny procesní páskou (Obr. 4.7

vpravo), která se posouvá mezi elektrodami a spojovanými plechy. Po každém bodu se převinutím pásek posune na další pozici. To znamená, že kontakt elektrody i pásky se základním materiálem zůstává stále čistý, jako „nový“. Důsledkem je kontinuální proces s konstantní kvalitou spojů dosahovanou i v průběhu více pracovních směn (princip je schematicky znázorněn na Obr. 4.8).



Obr. 4.7: Robotické kleště osazené systémem DeltaSpot (vlevo) a detail elektrod s procesní páskou (vpravo) [69]



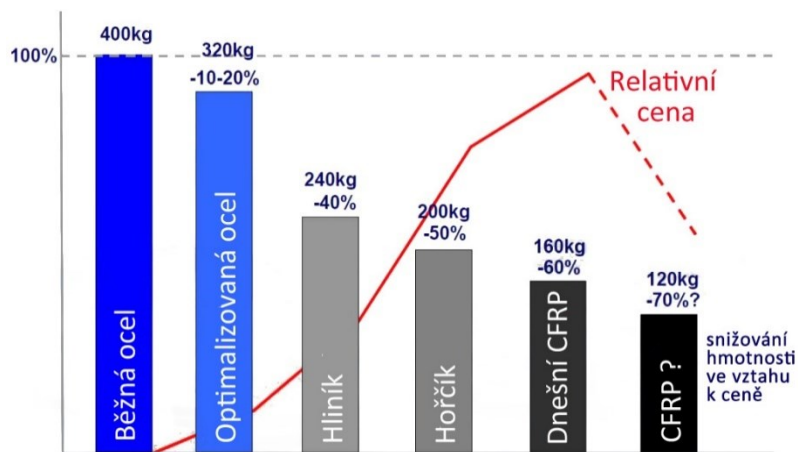
Obr. 4.8: Princip systému DeltaSpot [70]

Procesní pásky chrání kontaktní plochy elektrod před znečištěním zinkem, hliníkem nebo organickými zbytky z povrchu (resp. povlaku) základního materiálu. To vede k výrazně delší životnosti elektrod. Dále ovlivňuje tepelnou bilanci. Ke svařování je tedy ve výsledku potřeba nižší proud, což umožňuje využití zdrojů s nižším výkonem. Rovněž kompenzuje toleranci tlouštěk svařovaných materiálů. Dodává přídavné teplo do spoje, čímž kompenzuje negativní vliv odbočování proudového toku (shuntování). Odporové svarové spoje mohou být umístěny blíže vedle sebe, bez ztráty kvality. Typ procesní pásky je volitelný podle druhu svařovaného materiálu.

Integrální součástí soupravy je také její rozsáhlé monitorování a diagnóza celého zařízení. Po dohotovení každého jednotlivého svaru poskytuje kontaktní plocha pásky, použitá pro tento svar, informaci o proběhlém pracovním procesu. Systémy pro snímání obrazu (kamera umístěná na čelisti klešťové hlavy) pak detekují tento charakteristický „otisk prstu“. Analyzující systémy (např. DeltaSpot Q-Master) ho pak vyhodnotí [69].

5. Materiály používané v automobilovém průmyslu

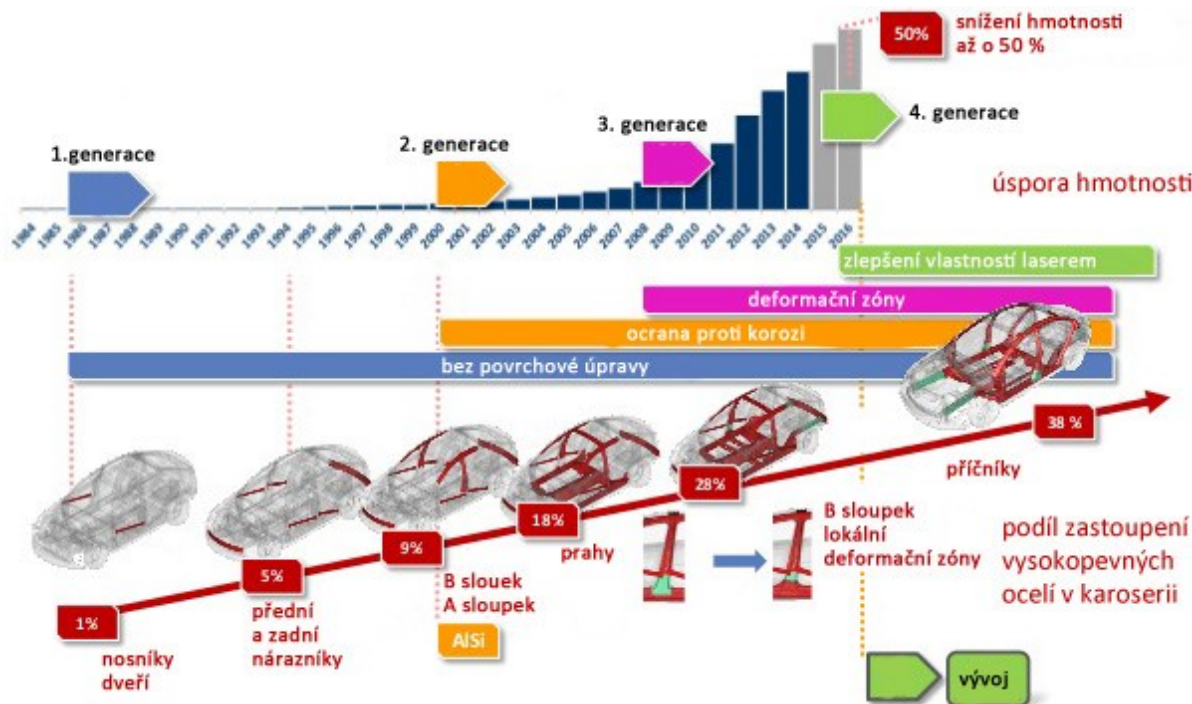
Počet osobních automobilů v celosvětovém měřítku neustále exponenciálně roste společně se zvyšující se hustotou dopravy. Na výrobce je tak vyvíjen stále větší tlak z hlediska zvyšování bezpečnosti a kvality provedení výroby, ale zároveň také snižování nákladů na výrobu i provoz. To vede k využívání materiálů, které mají vysokou pevnost při současném zachování dostatečné plasticity při tváření. Nejčastěji se používají ocelové plechy, pozinkované ocelové plechy, hliníkové plechy a plasty. Hliníková karoserie je sice ekonomicky méně výhodná, technologicky náročnější na zpracování, ale je stále až o 43 % lehčí než karoserie ocelová. Moderní vysokopevné ocelové materiály dovolují snižování hmotnosti celé karoserie, a tím mohou konkurovat karoserii hliníkové. Ovšem pozadu nezůstávají ani kompozitní materiály a plasty. Nový typ umělých hmot CFRP² (Carbon fiber reinforced polymer) může výrazně snížit hmotnost automobilů, a tím i spotřebu pohonných hmot, což je základní environmentální požadavek. V současné době jde v oblasti automobilového průmyslu o často skloňovaný pojem. Přehled dnešních materiálů používaných ke snížení hmotnosti, včetně jejich relativní ceny je na Obr. 5.1.



Obr. 5.1: Využití různých materiálů ke snižování hmotnosti ve vztahu k nákladům [66]

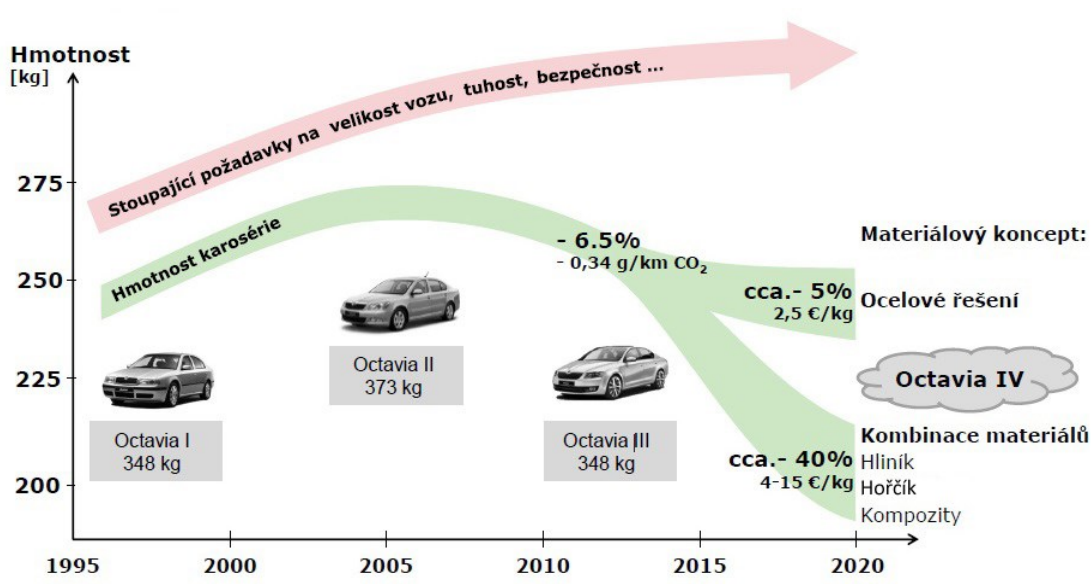
Vzhledem k tomu, že jsou výrobci automobilů „omezováni“ legislativou (EU), která klade velký důraz na životní prostředí, jsou nuceni snižovat především emise. Snižování hmotnosti vede, kromě snížení emisí, také ke značné úspoře pohonných hmot. Na Obr. 5.2 je vidět celosvětový trend vývoje karoserie z hlediska snižování hmotnosti a využívání vysokopevných plechů tvářených za tepla. V každé další generaci karoserie je vidět výraznější snížení hmotnosti. Původní vysokopevné plechy byly bez povrchových úprav. Od roku 2000 se začalo využívat povlaku na bázi AlSi pro ochranu plechu proti oxidaci během tváření za tepla. Další generace má v konstrukci B sloupku zahrnutý lokální deformační zóny. V současné době probíhá výzkum vlivu tepelného zpracování laserem na povlakované plechy. Z trendu vývoje hmotnosti karoserie modelu Škoda Octavia (Obr. 5.3) je též patrné kam se ubírá budoucnost. Ve výhledu se uvažuje, že 4. generace tohoto vozu bude kromě ocelových materiálů v sobě zahrnovat již také hliník, hořčík a kompozity, jak bylo zmíněno výše.

² CFRP je zkratka pro “Carbon-fiber-reinforced polymer” nebo “Carbon-fiber-reinforced plastic” (polymerní kompozit s uhlíkovými vlákny). Zkráceně uhlíková vlákna nebo uhlíkovými vlákny tvrzené plasty.



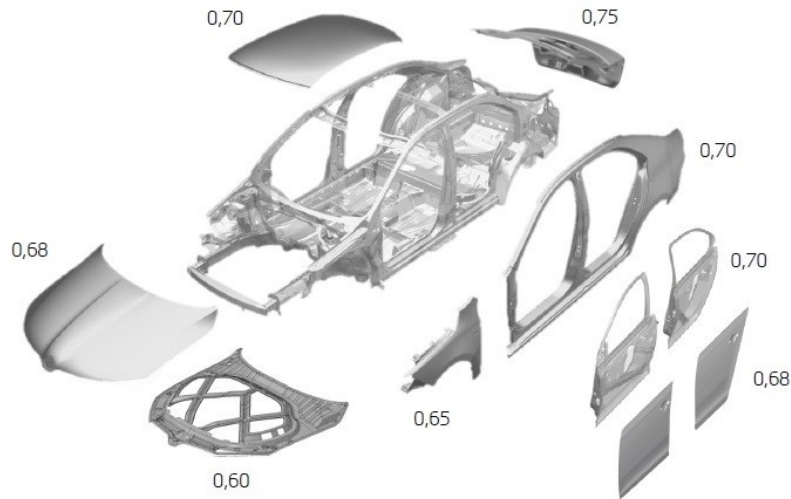
Obr. 5.2: Evoluce karoserie Škoda Octavia z hlediska snižování hmotnosti a využití materiálů [71]

Z hlediska bezpečnosti posádky má rozhodující vliv právě použitý materiál a zejména jeho mechanické vlastnosti (chemické složení). Výrobci na nové modely automobilů využívají v kritických místech karoserie plechy vyšších pevností. Kritickým místem jsou např. tzv. nárazové zóny, kriticky namáhané při crash testech. Kvůli lepšímu využití řízené deformace a zajištění maximální bezpečnosti při nárazu jsou karoserie v nárazových zónách vyztužovány.






Obr. 5.3: Vývoj hmotnosti karoserie Škoda Octavia [66]

To znamená, že karoserie automobilů jsou vyráběny nejen z různých materiálů, ale i z různých tlouštěk plechů. Na Obr. 5.4 je vidět, jak bylo dosaženo snížení hmotnosti karoserie modelu Škoda Octavia III použitím různých tlouštěk plechů. V Tabulce 5.1 je uvedeno porovnání tlouštěk plechů pro tři generace modelů Škoda Octavia.

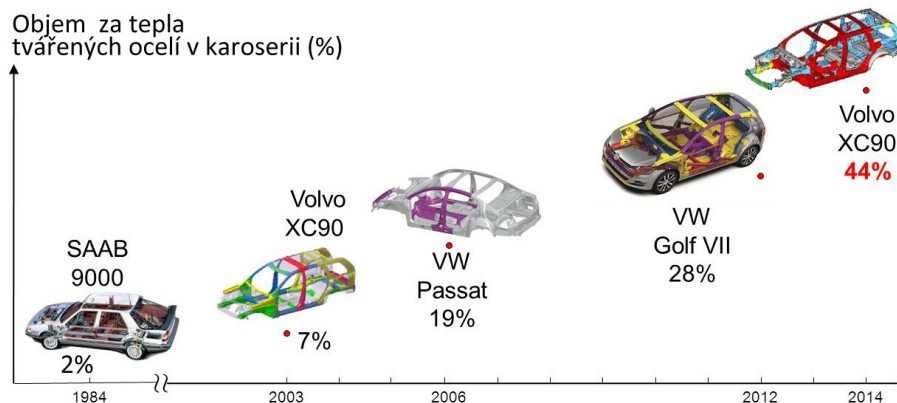


Obr. 5.4: Tloušťky plechů [mm] jednotlivých částí na modelu Škoda Octavia III [3]

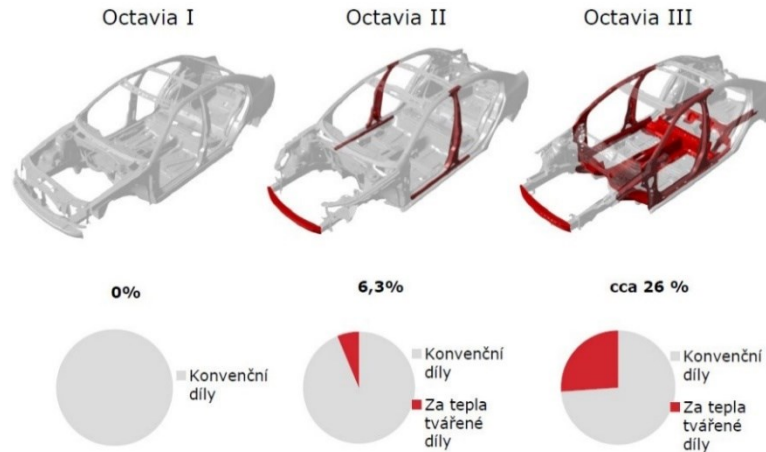
Tabulka 5.1: Srovnání tlouštěk plechů tří generací modelu Škoda Octavia [72]

Tloušťka [mm]			
	Octavia I	Octavia II	Octavia III
Kapota	0,75	0,70	0,68
Přední blatník	0,75	0,75	0,65
Střecha	0,80	0,75	0,70
Postranice vnější	0,75	0,75	0,70
Povrchové dveře	0,80	0,70	0,68
Vnitřní dveře	0,80	0,75	0,70

V současné době se na výztuhy využívá vysokopevných martenzitických ocelí tvářených za tepla. Jejich procentuální zastoupení v materiálech používaných na výrobu karoserie celosvětově roste (Obr. 5.5). Využívají se zejména na bezpečnostní prvky. Např. na výše zmíněném modelu Octavia III byl v roce 2012 podíl vysokopevných ocelí tvářených za tepla 26,1 % (viz Obr. 5.6).

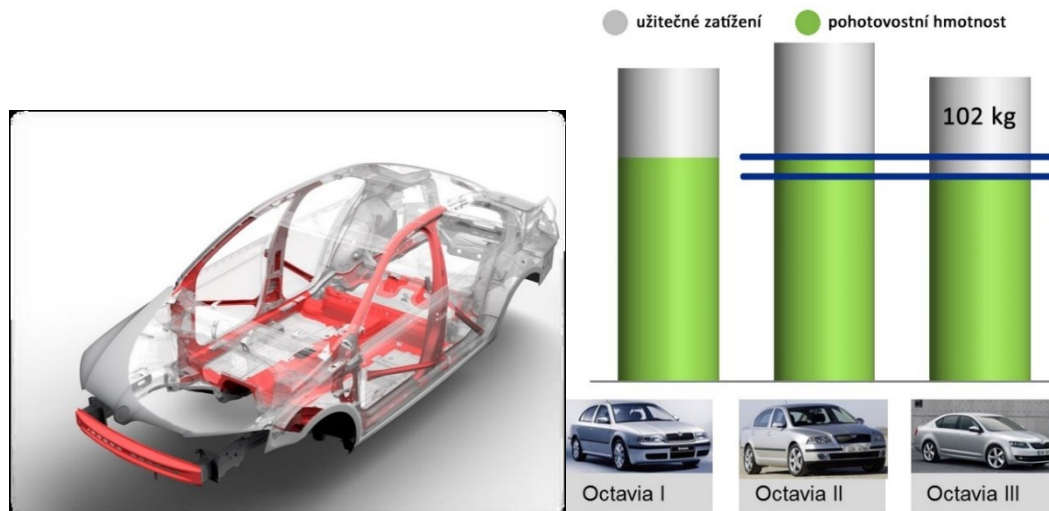


Obr. 5.5: Trend využití vysokopevných za tepla tvářených ocelí na karoserie vozidel různých modelů a značek [73]



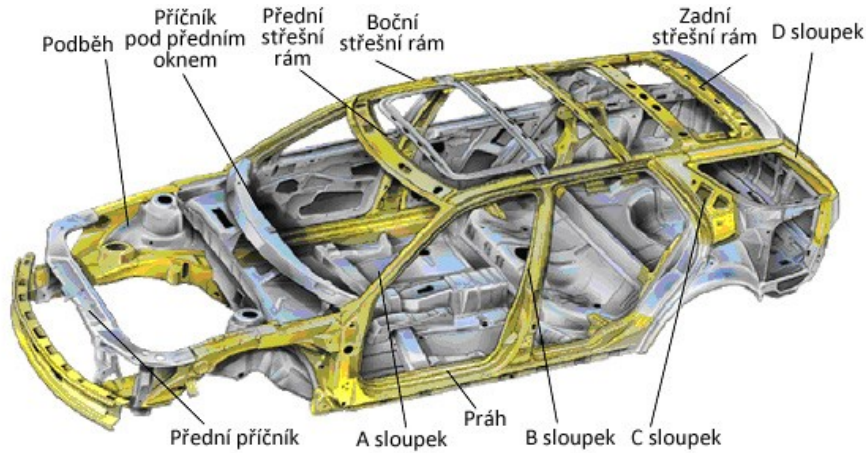
Obr. 5.6: Podíly vysokopevných plechů tvářených za tepla na modelech Octavia I, II a III generace [66]

Při porovnání hmotnosti (Obr. 5.7) u modelů Octavia I, II a III, je vidět značná úspora pohotovostní hmotnosti právě vlivem použití tenčích, ale pevnějších dílů. Na Obr. 5.9 je vidět vývoj poměru jednotlivých materiálů použitých ke stavbě karoserie modelů Suberb I, II a III generace.

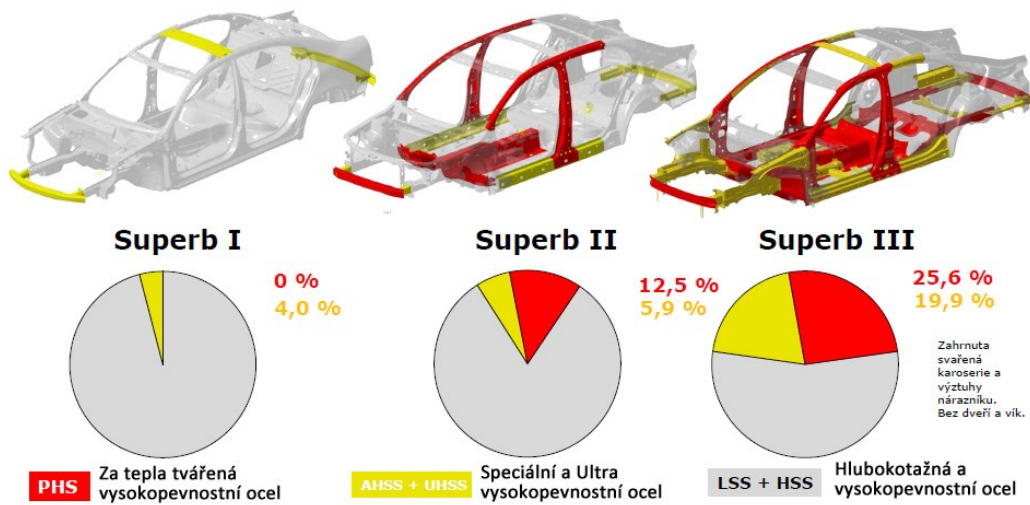


Obr. 5.7: Využití za tepla tvářených ocelí v konstrukci karoserie Octavia I, II a III [74]

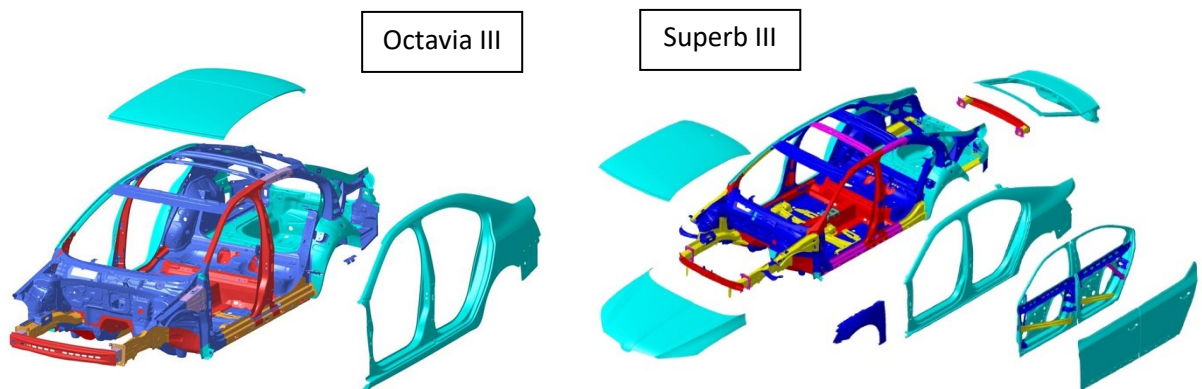
Na Obr. 5.10 je celkový materiálový koncept karoserie modelů Octavia III a Superb III. Je vidět, že u modelu Octavia III mají největší podíl vysokopevné oceli HSS (High Strength Steel) s mezí kluzu $R_{p0,2} = 200 - 400 \text{ N}\cdot\text{mm}^{-2}$ (33,6 %), zatímco u Superbu III generace tvoří největší podíl hlubokotažná ocel LSS (Low Strength Steel) s mezí kluzu $R_{p0,2} < 200 \text{ N}\cdot\text{mm}^{-2}$ (36 %). Ovšem druhým nejvíce zastoupeným materiálem u Octavie III je právě za tepla tvářená vysokopevná ocel PHS (Press Hardened Steel) s mezí kluzu $R_{p0,2} = 1000 - 1200 \text{ N}\cdot\text{mm}^{-2}$ (26,1 %), zatímco u Superbu III tvoří 25,6 %. Z oceli PHS je na modelu Octavia III zhotovena kompletní přední podlaha, přední podélníky, příčná stěna, A sloupek, B sloupek, C sloupek, výztuhy dveří (popis částí karoserie je na Obr. 5.8) [3], [10].



Obr. 5.8: Popis částí karoserie osobního automobilu [75]



Obr. 5.9: Podíly jednotlivých typů ocelí použitých na modelech Superb I, II a III [66]

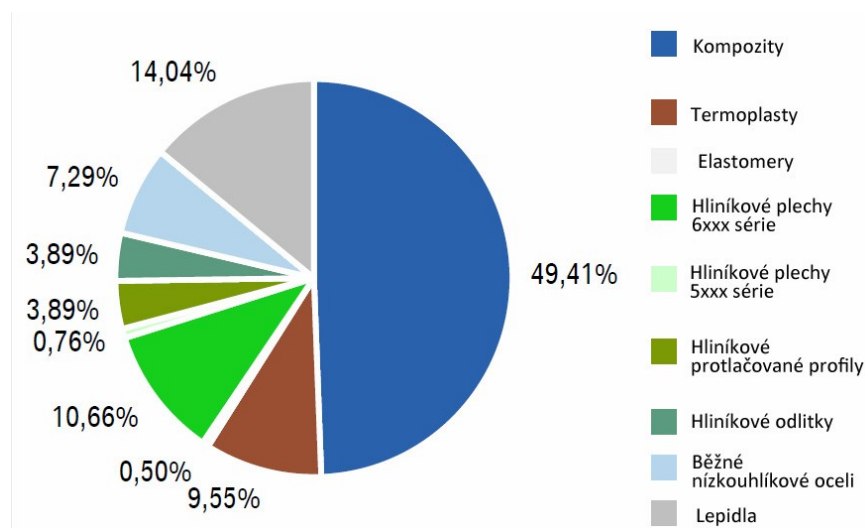


Typ oceli	Mez kluzu	Octavia III	Superb III
Hlubokotažná ocel (LSS)	< 200 N·mm ⁻²	21,2 %	36 %
Vysokopevnostní ocel (HSS)	200 – 400 N·mm ⁻²	33,6 %	18,5 %
Ultra vysokopevnostní ocel (UHSS)	400 – 700 N·mm ⁻²	16,2 %	14,9 %
Speciální vysokopevnostní ocel (AHSS)	700 – 1000 N·mm ⁻²	2,9 %	5 %
Za tepla tvářená vysokopevnostní ocel (PHS)	1000 – 1200 N·mm ⁻²	26,1 %	25,6 %

Obr. 5.10: Materiálový koncept karoserie modelu Škoda Octavia III a Superb III [3], [66]

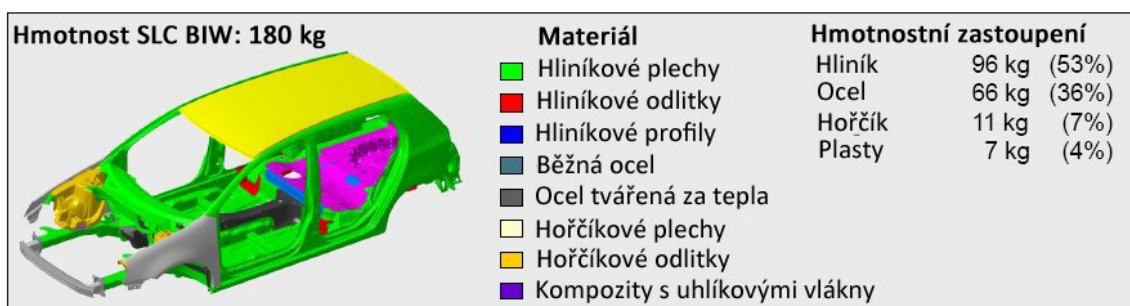
Na Obr. 5.11 je uveden materiálový koncept monokoku sériových vozů BMW i3 z roku 2013. Jak je vidět, nejvíce zastoupeným materiálem jsou kompozity a plasty (celkem téměř 73 %), následované slitinami hliníku (celkem necelých 19 %).

V případě sériových vozů Alfa Romeo 4C z roku 2013 je nejvíce zastoupeným materiálem hliník (37 %). Dále se monokok karosérie skládá z uhlíkových CFRP kompozitů (29 %), SMC kompozitů s nízkou hustotou (25 %), RIM plastů (7,5 %) a vysokopevné oceli (1,5 %).



Obr. 5.11: Materiálový koncept monokoku sériových vozů BMW i3 z roku 2013 [66]

V roce 2005 byl konsorciem 38 předních evropských organizací zahájen projekt Super LIGHT-Car (SLC). Jako koordinátor projektu působil Volkswagen. Hlavním cílem SLC bylo vyvinout skutečnou strukturu karosérie třídy C (BIW), která by dosáhla 30 % snížení hmotnosti oproti srovnávacím vozidlům roku 2005. Na Obr. 5.12 je uveden materiálový koncept plánovaného super lehkého vozu. Dalšími cíli byla snížená spotřeba materiálu, nízká nákladová cena nepřesahující 5 €/kg, ekvivalentní strukturální výkon a schopnost vyrábět rychlostí 1000 vozidel za den [76].

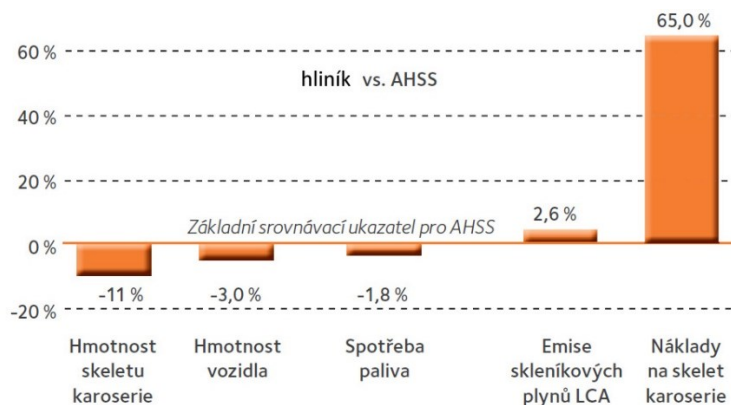


Obr. 5.12: Materiálový koncept projektu Super LIGHT Car [76]

Z výše uvedeného vyplývá, že světový automobilový průmysl se z materiálového hlediska posouvá k využití lehkých kovů, plastů a kompozitů. Tradiční ocel je nahrazována vysokopevnými materiály se speciálními vlastnostmi. Tyto oceli jsou v naprosté většině povrchově upravovány pro zlepšení vlastností ať již proti korozi nebo proti oxidaci během procesu zpracování za tepla.

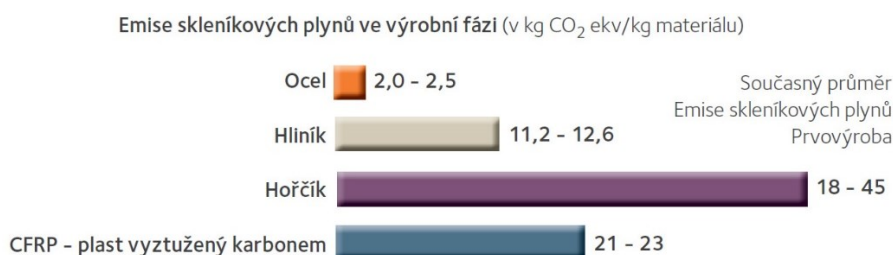
Od roku 2015 musí automobiloví výrobci pod hrozbou vysokých pokut splňovat přísné limity emisí CO₂. Tyto limity ale zohledňují pouze emise vozidla v průběhu jeho používání. Podle studie

Kalifornské Univerzity v Santa Barbaře, je třeba brát v úvahu i fázi výroby a recyklaci materiálu. Analýza životního cyklu (provedená v rámci S-in motion³ skupiny ArcelorMittal) tuto studii potvrzuje. Ze závěrů vyplývá, že v případě použití oceli UHSS (ultra vysokopevnostní ocel), lze dosáhnout 15 % snížení emisí skleníkových plynů vyprodukovaných ve fázi výroby a konce životnosti vozu. V případě použití oceli AHSS (speciální vysokopevnostní ocel) dojde vlivem snížení hmotnosti ke snížení emisí skleníkových plynů o 5,1 % v porovnání s běžnou ocelí při mírném navýšení nákladů, či dokonce s náklady stejnými. Ve srovnání s hliníkem, jsou emise skleníkových plynů u hliníkové karoserie o 2,6 % vyšší, přičemž náklady jsou vyšší až o 65 % (Obr. 5.13) [77].



Obr. 5.13: Rozdíly v nákladech a emisích mezi použitím srovnávací varianty s AHSS a varianty s hliníkem [77]

Cíle pro snižování emisí již byly stanoveny až do roku 2020, kdy se předpokládá snížení průměrných emisí na 95 g CO₂/km. V případě použití lehkých materiálů, jako je hliník nebo CFRP, není problém limity splnit. Ovšem v konečném důsledku to může znamenat zvýšení celkových úhrnných emisí skleníkových plynů za dobu celého životního cyklu vozu. Výroba oceli produkuje poměrně málo emisí. Navíc je možné na konci životnosti vozidlo recyklovat. Emise vyprodukované jinými materiály během fáze výroby jsou vysoké. Jejich porovnání je na Obr. 5.14. Například při výrobě jednoho kilogramu hliníku se vyprodukuje 4,5 – 6,3 krát více emisí skleníkových plynů, než při výrobě stejného množství oceli. U CFRP jsou tyto emise 8,4 – 11,5 krát a u hořčíku 7,2 – 22,5 krát vyšší [77].



Obr. 5.14: Ekvivalentní emise CO₂ z výroby materiálů používaných pro výrobu vozidel [77]

EU stanovila s platností od roku 2015 minimální míru recyklace a opětovného použití na 85 % na jedno vozidlo (směrnice 2000/53/ES o vozidlech s ukončenou životností). Materiály obtížně recyklovatelné, na rozdíl od oceli, tento cíl nespĺňují, takže končí ve spalovnách nebo na skládkách [77].

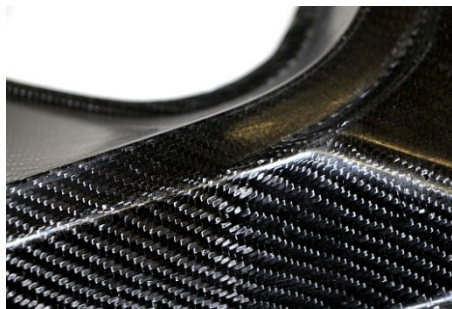
³ S-in motion je nová koncepce pro automobilky, které chtějí vyrábět lehčí, bezpečnější a ekologičtější vozidla pro 21. století. Zahrnuje řadu „ocelových“ řešení, která mohou být použita k tomu, aby automobily byly lehčí za nejuhodnější cenu [174].

5.1 Neželezné materiály v automobilovém průmyslu

Moderní kompozitní materiály CRFP

V současnosti někteří výrobci udávají úsporu hmotnosti až o 60 % využitím CFRP kompozitů. Tyto uhlíkovými vlákny tvrzené plasty se ruku v ruce s vysokopevnými oceli dostávají do popředí zájmu. Vynikají především výborným poměrem hmotnosti a pevnosti. Materiál CFRP se například široce uplatnil při výrobě elektromobilů BMW i3 nebo hybridních sportovních vozů BMW i8. Ovšem uhlíková vlákna jsou drahá a jejich výroba obtížná, což zatím brání ještě výraznějšímu uplatnění v automobilové výrobě [66], [78].

Němečtí výzkumníci z Fraunhoferova institutu navrhuje přidávat do kompozitních materiálů levnější a dostupnější materiály. Experimentují s kompozity využívajícími rostlinná vlákna jako je konopí (Obr. 5.15), len, bavlna nebo dřevo. Cílem je konstrukce levných a velmi lehkých dílů určených do míst vyžadujících nižší pevnost.

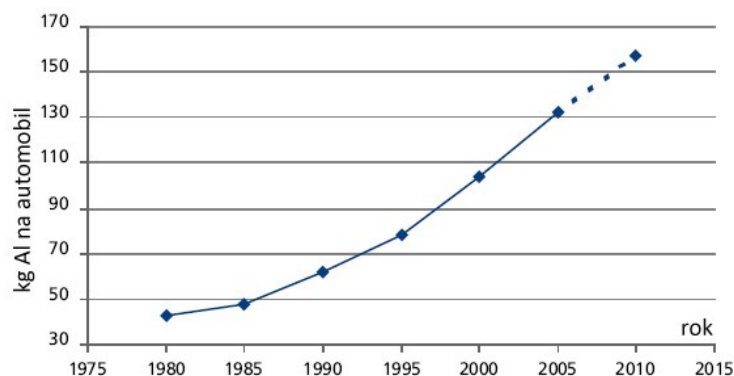


Obr. 5.15: Pokusný kompozitní díl využívající uhlíková a konopná vlákna [78]

Vlákna vyrobená z těchto materiálů nejsou tak pevná a trvanlivá jako uhlíková. Ale díky svojí cenové dostupnosti, recyklovatelnosti a možnosti ekologické likvidace mohou najít své uplatnění, přestože jejich cesta na trh s materiálem pro automobilový průmysl bude ještě dlouhá. Jisté však je, že CFRP materiály už svoje využití našly a nové vyztužovací materiály budou v honbě za nižší hmotností automobilu hrát důležitou roli [78].

Hliník a jeho slitiny

Hliník a jeho slitiny jsou v současné době velmi atraktivní a životaschopnou možností pro výrobce. Některé automobilky hliníkové slitiny využívají až z 20 %. Projekt super lehkého automobilu (SLC) počítá s až 56 % zastoupením hliníkových slitin v materiálovém konceptu. Průměrný roční nárůst podílu hliníkových slitin na automobil je na Obr. 5.16.



Obr. 5.16: Průměrný roční nárůst podílu hliníkových slitin na automobil [79]

Hlavními výhodami hliníku oproti oceli jsou nižší hmotnost, vynikající korozní odolnost, lepší recyklovatelnost (až 95 % z celkového množství v automobilu) a dobrá odolnost proti promáčknutí (tvorbě důlků). Na druhou stranu je hliník oproti oceli dražší, na jeho povrchu se tvoří oxidy, které způsobují opotřebení nástroje, nemá takovou tažnost jako ocel, obtížněji se svařuje a je náchylný k zadírání.

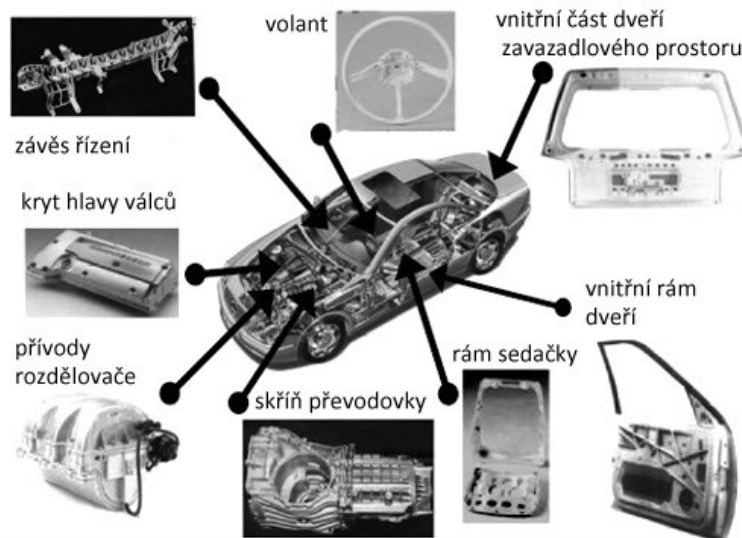
V interiéru automobilu se hliníkové slitiny využívají na součásti sedadel, palubní desku, lomené podpěrky, součásti sloupku řízení, volant, ramena pedálů, schránky pro air bag, rámeček pro odvod tepla z rádia, kryty rádia, součásti posuvné střechy, ramena zrcátek, uložení pro dálková světla, vnitřní rámy dveří, vyztužené sloupky, odlitky pro systém ovládání oken a pro navíječe pasů, atd.

V exteriéru pak na konstrukci karoserie, kryt motoru, střešní panely, ráfky kol, součásti chladiče, skříň převodovky, rozdělovač, sací potrubí, držáky příslušenství pohonu, elektrické konektory, písty, blok motoru, kryty hlav válců, olejovou vanu, skříň startéru a alternátoru, vodní pumpy, střešní nosiče, odlitky pro stěračový systém [66], [76], [80].

Hořčík

Hořčík a jeho slitiny mají v automobilovém průmyslu poměrně dlouhou tradici. Počátky jeho využití se datují až do roku 1920. Poprvé byl hořčík použit na konstrukci sportovních vozů. V komerčních vozech se objevil až o několik desetiletí později (např. u typu Volkswagen Beetle, kde jeho obsah činil téměř 20 kilogramů). V posledních letech v souvislosti s nárůstem ekologických a legislativních požadavků na provoz vozidel zájem o tento materiál výrazně roste. Hořčík a jeho slitiny v současnosti využívají ve značné míře velké automobilky jako Audi, DaimlerChrysler, Ford, Jaguar, Fiat nebo například Kia Motors Corporation.

Použití hořčíkových slitin v konstrukci vozidla umožňuje výrazně snížit váhu celkové konstrukce (oproti obdobným dílům z hliníku, jsou Mg slitiny o 35 % lehčí), což vede ke snížení spotřeby. Ovlivňuje i pozici těžiště, respektive posouvá ho směrem do zadní části vozu, čímž ovlivňuje ovladatelnost vozu a jeho točivost. Dále redukuje vibrace i celkový hluk generovaný provozem vozidla. Konstrukčně se hořčík využívá například na díly dveří a sedadel (např. BMW), případně zástrček. Další použití hořčíkových slitin v motorových vozidlech je na Obr. 5.17.



Obr. 5.17: Použití hořčíkových slitin v automobilovém průmyslu [81]

Budoucnost Mg slitin může spočívat třeba i v nahrazování ocelových dílů díly s vláknovými kompozity vyztuženými hořčíkovými prvky [81], [82].

5.2 Rozdělení ocelí pro automobilový průmysl

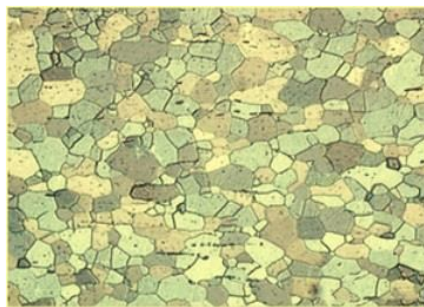
Nízkopevnostní oceli (LSS – Low Strength Steel) jsou měkké hlubokotažné oceli s řízenou mezí kluzu (IF a Mild oceli)

- **IF (Interstitial Free) oceli**

Při krystalizaci těchto ocelí nejsou ve struktuře přítomny žádné intersticiální atomy, které by ocel zpevňovaly. Proto mají tyto oceli extrémně vysokou tažnost, a tedy jsou ideální pro tvarově složitě hlubokotažné díly karoserií, proto se také někdy tato ocel označuje jako EDDS (Extra Deep Drawing Steel). IF oceli mají feritickou matici a jsou mikrolegovány Ti nebo Nb. Tyto prvky mají funkci karbonitridačních stabilizátorů, které sníží obsahy C a N pod velmi nízké hodnoty (0,005 %), čímž je docíleno vynikajících plastických vlastností zvýšením normálové anizotropie mechanických vlastností. Oceli jsou odolné proti stárnutí. Uplatňují se zejména na výrobu nejvíce exponovaných částí karoserie, jako jsou nárazníky, blatníky, dveře, kapota, víko kufru a střecha. Mechanické vlastnosti jsou v Tabulce 5.2. Typická mikrostruktura je na Obr. 5.18 [3], [67].

Tabulka 5.2: Obsah uhlíku a mechanické vlastnosti IF oceli [62]

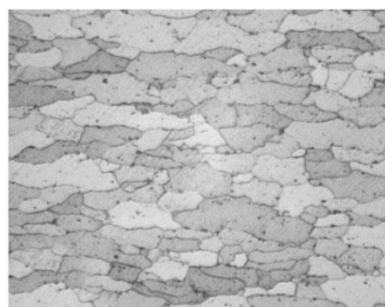
Obsah C [%]	$R_{p0,2}$ [N·mm ⁻²]	R_m [N·mm ⁻²]	A_{80} [%]	n^1 [-]
0,001 – 0,01	165	120 – 290	47	≥ 0,20
¹ Exponent deformačního zpevnění				



Obr. 5.18: Typická mikrostruktura IF oceli, zvětšení 200x [83]

- **Mild oceli**

Běžné nízkouhlíkové oceli s nižší pevností, které mají feritickou strukturu, jsou stabilizovány mikrolegujícími prvky jako je Ti nebo Nb. Hlavními zástupci těchto ocelí jsou CS (Commercial Steel) a DS (Drawing Steel), FS (Forming Steel), apod. Dříve byly tyto oceli první volbou pro karosářské plechy. Důvodem, proč se dnes již téměř nepoužívají je jejich velká hmotnost. Mechanické vlastnosti jsou uvedeny v Tabulce 5.3. Typická mikrostruktura je na Obr. 5.19 [3].



Obr. 5.19: Mikrostruktura Mild oceli, zvětšení 200x [62]

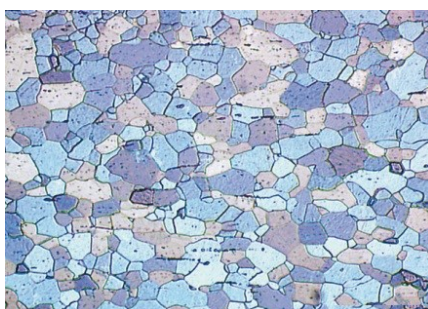
Tabulka 5.3: Obsah uhlíku a mechanické vlastnosti oceli s označením DS (Drawing Steel) [62]

Obsah C [%]	$R_{p0,2}$ [N·mm ⁻²]	R_m [N·mm ⁻²]	A_{80} [%]	n [-]
0,02 – 0,15	172	310	46	0,21

Vysokopevnostní oceli (HSS – High Strength Steel) jsou nejpoužívanější konvenční oceli (IF-HS, BH, CMn a HSLA oceli) s vysokou pevností

- **IF-HS (Interstitial Free – High Strength) oceli**

Jedná se o IF oceli, které jsou zpevněny přísadou Mn, Si a P, v tuhém roztoku feritu, strukturu mají feritickou. Mají nízký poměr mezi $R_m/R_{p0,2}$. Vysoký exponent deformačního zpevnění zajišťuje vynikající hlubokotažnost, proto jsou vhodné zejména pro složité součásti, které vyžadují vysokou pevnost. Mikrostruktura je zobrazena na Obr. 5.20. Mechanické vlastnosti jsou v Tabulce 5.4 [3].



Obr. 5.20: Mikrostruktura oceli IF 180 (HC180Y), zvětšení 200x [83]

Tabulka 5.4: Základní chemické složení a mechanické vlastnosti oceli IF 180 (HC180Y) [62]

C [%]	Mn [%]	Si [%]	$R_{p0,2}$ [N·mm ⁻²]	R_m [N·mm ⁻²]	A_{80} [%]	n [-]
max. 0,01	max. 1,0	max. 0,25	180 – 230	340 – 400	≥ 35	≥ 0,19

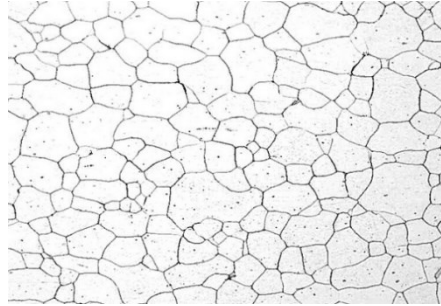
- **BH (Bake Hardenable) oceli**

Patří mezi nízkouhlíkové oceli s feritickou strukturou. Zpevnění oceli je dosaženo procesem kontrolovaného žíhání, což je proces založený na nízkoteplotním staticko-napětovém umělém stárnutí. BH proces stabilizuje dislokace intersticiálními atomy C a N. Podmínkou procesu je dostatečně vysoký podíl intersticiálních (rozpuštěných) atomů C v tuhém roztoku na konci výrobního procesu. Řízené stárnutí probíhá při teplotách okolo 170 °C po dobu 20 min v rámci procesu vypalování kataforetického laku. Ke zvyšování meze kluzu dochází vlivem vzniku Cottrelových atmosfér na dislokacích a následnou precipitací karbidů (nárůst R_e o 60 – 80 N·mm⁻²).

Tyto oceli se používají například na panelové díly, jako jsou vnější díly bočních dveří, střecha, víko kufru, nárazníky nebo kapota. U těchto typů dílů nedochází k tak významnému zpevnění materiálu během procesu tváření a BH efekt tak dodatečně zvyšuje tuhost a stabilitu těchto komponent [3]. Mechanické vlastnosti popisuje Tabulka 5.5 a typická mikrostruktura je na Obr. 5.21.

Tabulka 5.5: Chemické složení a mechanické vlastnosti oceli 180 BH (HC180B) [62]

C [%]	Mn [%]	Si [%]	$R_{p0,2}$ [N·mm ⁻²]	R_m [N·mm ⁻²]	A_{80} [%]	n [-]
max. 0,04	max. 0,7	max. 0,5	180 – 230	300 – 360	≥ 34	≥ 0,17



Obr. 5.21: Mikrostruktura oceli 180 BH (HC180B), zvětšení 200x [62]

- **HSLA (High Strength Low Alloy) oceli**

HSLA oceli mají velmi nízký obsah uhlíku a vysokou plasticitou. Vyrábí se válcováním za studena i za tepla. Jsou zpevněny především mikrolegujícími prvky (V, Ti, Nb), které tvoří mikrolegující prvky: nitridy, karbidy, karbonitridy, přispívající k jemné precipitaci karbidů a ke zjemnění zrna a zpevnění matrice. Zjemnění zrna přispívá ke snížení tranzitní teploty přechodu křehkého a tvárného lomu, zvýšení pevnosti a zlepšení svařitelnosti.

Tyto oceli byly původně určené pro výrobu plynovodů a ropovodů. Až později se prosadily v automobilovém průmyslu. Jsou vhodné na konstrukční, výztužné díly dveří, nárazníků a nosných částí karoserie, na některé dynamicky namáhané díly podvozku. Díky svojí hlubokotažnosti jsou vhodné i pro náročné výlisky. Ve srovnání s běžnými uhlíkovými oceli mají o 20 – 30 % nižší hmotnost při stejné pevnosti. V karoserii se využívají zhruba v množství 1 % [3], [10], [62]. Chemické složení je uvedeno v Tabulce 5.6 a typická mikrostruktura na Obr. 5.22.

Tabulka 5.6: Chemické složení a mechanické vlastnosti oceli HSLA 340 (HC340LA) [62]

C [%]	Mn [%]	Si [%]	$R_{p0,2}$ [N·mm ⁻²]	R_m [N·mm ⁻²]	A_{80} [%]
max. 0,08	max. 0,7	max. 0,04	340 – 400	420 – 490	≥ 23



Obr. 5.22: Mikrostruktura oceli HSLA 340 (HC340LA), zvětšení 200x [62]

Pokročilé vysokopevnostní oceli (AHSS – Advanced High Strength Steel) – jsou speciální materiály s vyšší pevností než HSS oceli, určené na bezpečnostní a nosné prvky automobilové konstrukce (DP, CP, TRIP, TWIP a MS oceli).

- **DP (Dual Phase) oceli**

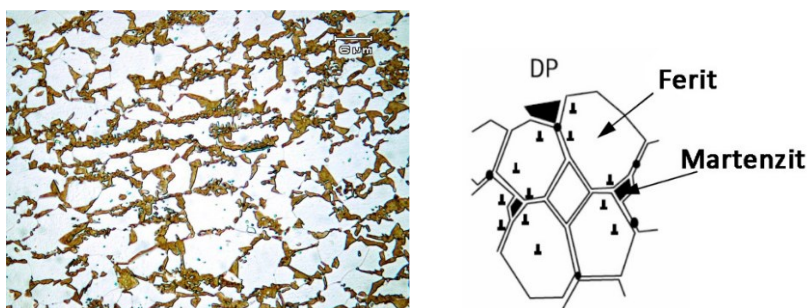
Dvoufázové oceli kombinují výborné hodnoty pevnosti a tažnosti. Díky jejich dispergované pevné martenzitické mikrostruktúře (10 – 30 %) ve formě ostrůvku, vzniklé transformací zbytkového stabilizovaného austenitu, umístěné v měkké feritické matrici (70 – 90 %) je zajištěna plasticita. Tyto nízkouhlíkové oceli mají schopnost vysokého mechanického zpevnění, což vede ke zvýšení meze

kluzu po tváření. Podíl na tom mají prvky jako Mn, Cr, Mo, V a Ni. Mez kluzu se dále zvýší díky BH efektu při vytvrzování laku (až o $80 \text{ N}\cdot\text{mm}^{-2}$), stejně jako je tomu u BH ocelí.

Tabulka 5.7: Chemické složení a mechanické vlastnosti oceli Dual Phase 600 (HCT600X) [62]

C [%]	Mn [%]	Si [%]	$R_{p0,2} [\text{N}\cdot\text{mm}^{-2}]$	$R_m [\text{N}\cdot\text{mm}^{-2}]$	$A_{80} [\%]$	n [-]
max. 0,14	max. 2,1	max. 0,4	330 – 410	600 – 700	≥ 21	0,14

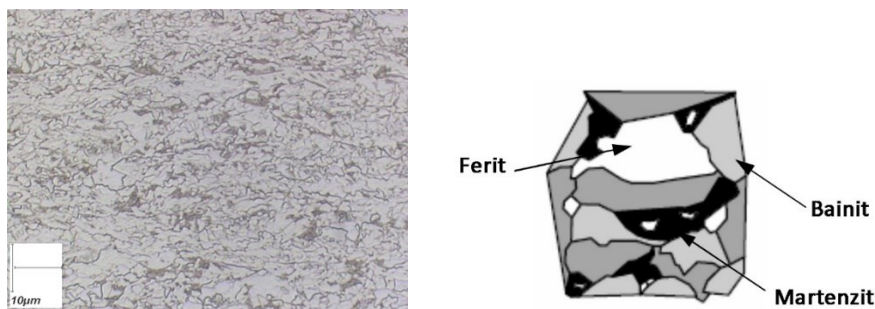
DP oceli jsou charakteristické nízkým koeficientem odpevnění, vysokým koeficientem zpevnění, BH efektem, vynikající odolností proti iniciaci a šíření únavových lomů a tím, že u nich nedochází k teplotnímu stárnutí. Vzhledem k jejich vysoké schopnosti absorbovat energii a vysokým hodnotám únavové pevnosti, jsou dvofázové oceli válcované za studena nebo za tepla vhodné pro automobilové konstrukční a bezpečnostní díly (podélné nosníky, A, B, C a D sloupky, prahy dveří, výtuhy střeš a podlah, boční rámy karoserie, přední nárazníkové konstrukce, příčné nosníky). Při výrobě karoserie se používají cca v 74 %. Dosahují meze pevnosti $500\text{--}1200 \text{ N}\cdot\text{mm}^{-2}$ [3], [10]. Mechanické vlastnosti jsou v Tabulce 5.7. Typická mikrostruktura je na Obr. 5.23.



Obr. 5.23: Mikrostruktura ve zvětšení 200x (vlevo) a schéma struktury (vpravo) DP oceli [83]

- **CP (Complex Phase) oceli**

Vícefázové nízkouhlíkové oceli obsahují malé množství martenzitu, někdy i zbytkového austenitu ve feriticko-bainitické matrici. Vysokého zjemnění zrna lze docílit pomalou rekrytalizací, případně precipitací mikrolegujících prvků Ti nebo Nb. Jednou z výhod CP ocelí je vysoká hodnota meze kluzu při zachování hodnoty meze pevnosti v tahu. Používají se na výrobu automobilových dílů jednoduchých tvarů, kde má ocel pouze malou deformaci (dveřní lišty, příruba sedadel) [3], [62]. Mechanické vlastnosti jsou v Tabulce 5.8. Typická mikrostruktura je na Obr. 5.24.



Obr. 5.24: Typická mikrostruktura oceli (vlevo) a schéma (vpravo) Complex Phase 800 (HDT780C) [62]

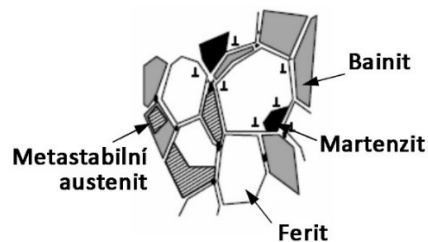
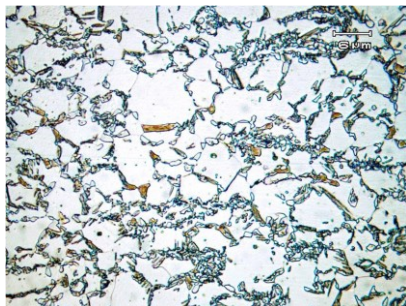
Tabulka 5.8: Chemické složení a mechanické vlastnosti oceli Complex Phase 800 (HDT780C) [62]

C [%]	Mn [%]	Si [%]	$R_{p0,2} [\text{N}\cdot\text{mm}^{-2}]$	$R_m [\text{N}\cdot\text{mm}^{-2}]$	$A_{80} [\%]$
max. 0,1	max. 2,0	max. 0,25	680 – 830	≥ 780	≥ 10

- **TRIP (TRansformation Induced Plasticity) oceli**

Multifázové oceli s transformačně indukovanou plasticitou, které kombinují vynikající pevnost a tažnost. Jejich mikrostruktura se skládá z ostrůvků zbytkového austenitu (5 – 15 %) a bainitu (25 – 40 %) rozptýlených v měkké feritické matrici (50 – 60 %), popřípadě se u některých typů ocelí vyskytuje martenzit (v jednotkách %). Při plastické deformaci se austenit transformuje na martenzit (TRIP efekt). Oceli mají vyšší obsah C než např. DP oceli, pro stabilizaci netransformovaného zbytkového austenitu. Dále mají vyšší obsah Si, Al, Mn pro urychlení transformace feritu na bainit a pro zabránění vzniku karbidů v oblasti bainitu. TRIP oceli jsou charakteristické nízkým stupněm legování. Při dosahované pevnosti $800 \text{ N}\cdot\text{mm}^{-2}$ je podíl legujících prvků okolo 3,5%. V poslední době se věnuje zvýšená pozornost CMnAl TRIP ocelím, kde zvýšený obsah Al způsobuje nárůst obsahu C ve zbytkovém austenitu. Hliník (podobně jako Si) je nerozpustný v cementitu, tím zpomaluje proces jeho vzniku. Zároveň urychluje bainitickou přeměnu. V důsledku vysoké absorpční energie a únavové pevnosti jsou oceli vhodné pro automobilové konstrukční a bezpečnostní díly (příčné a podélné nosníky, výztuhy pro B sloupky a nárazníky) [3], [10].

Mechanické vlastnosti jsou v Tabulce 5.9. Typická mikrostruktura je na Obr. 5.25.



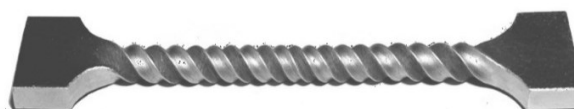
Obr. 5.25: Mikrostruktura, ve zvětšení 200x (vlevo) a schéma struktury (vpravo) TRIP oceli [83]

Tabulka 5.9: Chemické složení a mechanické vlastnosti oceli TRIP 690 (HCT690T) [62]

C [%]	Mn [%]	Al + Si [%]	$R_{p0,2}$ [$\text{N}\cdot\text{mm}^{-2}$]	R_m [$\text{N}\cdot\text{mm}^{-2}$]	A_{80} [%]	n [-]
max. 0,2	max. 2,0	max. 2,0	410 – 510	690 – 800	≥ 25	$\geq 0,19$

- **TWIP (TWinning Induced Plasticity) oceli**

Plastická deformace u těchto ocelí probíhá pomocí mechanismu dvojčatění. Díky tomu je rychlost deformace vysoká, což zjemňuje mikrostrukturu. Charakteristická nízká úroveň energie vrstevné chyby zajišťuje, že se mohou realizovat mnohonásobné, případně sekvenční deformační procesy. TWIP oceli mají vysoký obsah Mn (17 – 24 %), který udržuje C v tuhém roztoku austenitu, dále jsou dolegovány Al (potlačuje přeměnu austenitu na nežádoucí ϵ -martenzit) a Si (zlepšuje pevnost tuhého roztoku). Díky těmto legurám je matrice plně austenitická, dodávající oceli extrémní hodnoty tažnosti (viz Obr. 5.26) při velmi vysoké pevnosti (lepší tvařitelnost vysokopevnostních dílů než u TRIP ocelí s nízkým obsahem Mn).



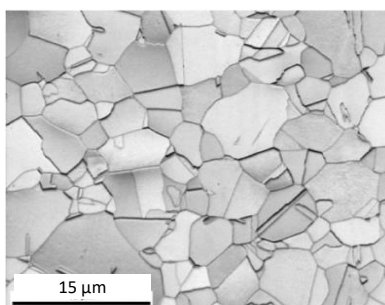
Obr. 5.26: Deformovaná TWIP ocel

TWIP oceli mají velmi dobré mechanické vlastnosti, takže jsou velmi perspektivní pro automobilový průmysl. Na průběh TWIP efektu se spotřebuje velké množství deformační energie. Proto jsou plechy z TWIP ocelí používány v deformačních zónách karoserie, lze je využít na B sloupek a boční výztuhy konstrukce. Pozitivní je spojení vysoké pevnosti a tvařitelnosti, velmi dobré odolnosti proti nárazu a snížení hmotnosti vozidla [3], [10], [62].

Mechanické vlastnosti jsou v Tabulce 5.10. Typická mikrostruktura je na Obr. 5.27.

Tabulka 5.10: Chemické složení a mechanické vlastnosti TWIP oceli [62]

C [%]	Mn [%]	Si [%]	Al [%]	$R_{p0,2}$ [N·mm ⁻²]	R_m [N·mm ⁻²]	A_{80} [%]
0,54	22,9	0,12	0,04	480	1140	57,3



Obr. 5.27: Mikrostruktura TWIP oceli [83]

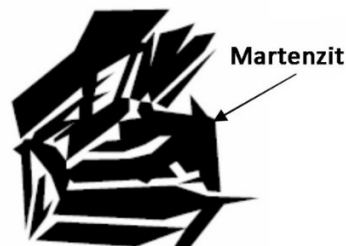
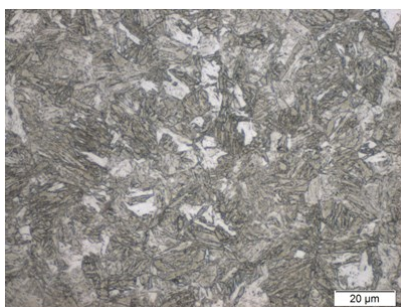
- **MS (Martensitic Steel) oceli**

Mikrostruktura je převážně martenzitická (s deskovou morfologií, nejméně 30%) s malým množstvím feritu, bainitu. Dosahuje se transformací austenitu při válcování za tepla a následném zakalení, po kterém následuje žíhání a poté znovu zakalení. Martenzitickou strukturu lze také získat tepelným zpracováním po tváření. V rámci skupiny vícefázových ocelí vykazují MS oceli nejvyšší úroveň meze pevnosti v tahu (až do 1700 N·mm⁻²). MS oceli jsou často po zakalení ještě popuštěny s cílem zlepšit tažnost a mohou tedy poskytnout přiměřenou tvárnost i při extrémně vysokých pevnostech. Přidáním většího množství C se MS ocelím zvyšuje kalitelnost a zpevňuje martenzit. Pro zvýšení kalitelnosti se používají i další prvky v různých kombinacích (Mn, Si, Cr, Mo, B, V, Ni).

Mechanické vlastnosti jsou uvedeny v Tabulce 5.11. Typická mikrostruktura je na Obr. 5.28.

Tabulka 5.11: Chemické složení a mechanické vlastnosti oceli MartINsite® 1200 [62]

C [%]	Mn [%]	Si [%]	$R_{p0,2}$ [N·mm ⁻²]	R_m [N·mm ⁻²]	A_{80} [%]
max. 0,13	max. 2,4	max. 0,30	≥ 950	1200 – 1400	≥ 3



Obr. 5.28: Mikrostruktura (vlevo) a schéma struktury (vpravo) MS oceli (MartINsite® 1200) [62]

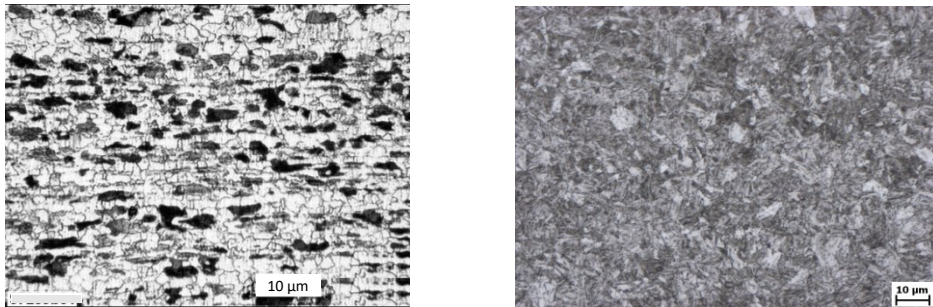
Díky mechanickým vlastnostem, jako je vysoká mez pevnosti v tahu, jsou tyto oceli zvláště vhodné pro bezpečnostní prvky se zvýšenou odolností proti nárazům, jako jsou části předního a zadního nárazníku, boční prahové výztuhy, výztuhy dveří, boční rámy karoserie a střešní příčnick [3].

Vysokopevnostní za tepla tvářené oceli (HF či PHS)

- **Manganbórové oceli**

Jsou to za tepla tvářené oceli (HF – Hot Formed nebo PHS – Press Hardened Steel), určené především na konstrukční nosné (příčné a podélné nosníky, uchycení nárazníku, součásti podvozku, aj.) a bezpečnostní části karoserie (A-sloupek, B-sloupek, boční výztuhy dveří, aj.), které vyžadují vysokou odolnost proti nárazu. Výrobci této oceli používají různá označení. Za tepla tvářené oceli vyrábí např. společnost ArcelorMittal, která používá samotné označení 22MnB5 nebo také Usibor 1500. Dalším výrobcem je ThyssenKrupp, který používá označení MBW 1500. Ocelárna SSAB tento materiál dodává pod názvem Docol PHS 1500 [84].

Velmi vysoká mechanická pevnost po tváření umožňuje dosáhnout snížení hmotnosti daného dílu o 30 až 50 % oproti konvenčním HSS ocelím tvářeným za studena. Po tváření mají tyto oceli $R_{p0,2} = 1000\text{--}1100 \text{ N}\cdot\text{mm}^{-2}$, $R_m = 1400 - 1600 \text{ N}\cdot\text{mm}^{-2}$, při tažnosti A_{80} pod 6% (Tabulka 5.12). Např. ocel 22MnB5 je vhodná pro tzv. vysokoteplotní termomechanické zpracování (TMZ) při lisování. Tato vlastnost je dána přidavkem malého množství bóru. Proto se ocel také označuje jako bórová nebo mangan-bórová. Ve stavu dodání má ocel feriticko-perlitickou strukturu (Obr. 5.29 vlevo), která zajišťuje nižší hodnoty meze pevnosti v tahu a meze kluzu a po ohřevu a následném tváření za tepla dojde ke kalení při lisování. Výsledná struktura je poté martenzitická (Obr. 5.29 vpravo) se světlými ostrůvky zbytkového austenitu, která zajistí výrazný nárůst hodnot meze pevnosti v tahu a meze kluzu. Ocel je nejčastěji dodávána (z hutí) s povrchovou vrstvou na bázi Al-Si, která ji chrání v průběhu ohřevu před vysokoteplotní oxidací a snižuje tření v nástroji při procesu tváření [3], [10]. Mechanické vlastnosti oceli 22MnB5 jsou uvedeny v Tabulce 5.12 a chemické složení v Tabulce 5.13.



Obr. 5.29: Manganbórová ocel 22MnB5 bez tepelného zpracování (vlevo) a po tvářecím procesu (vpravo) [85]

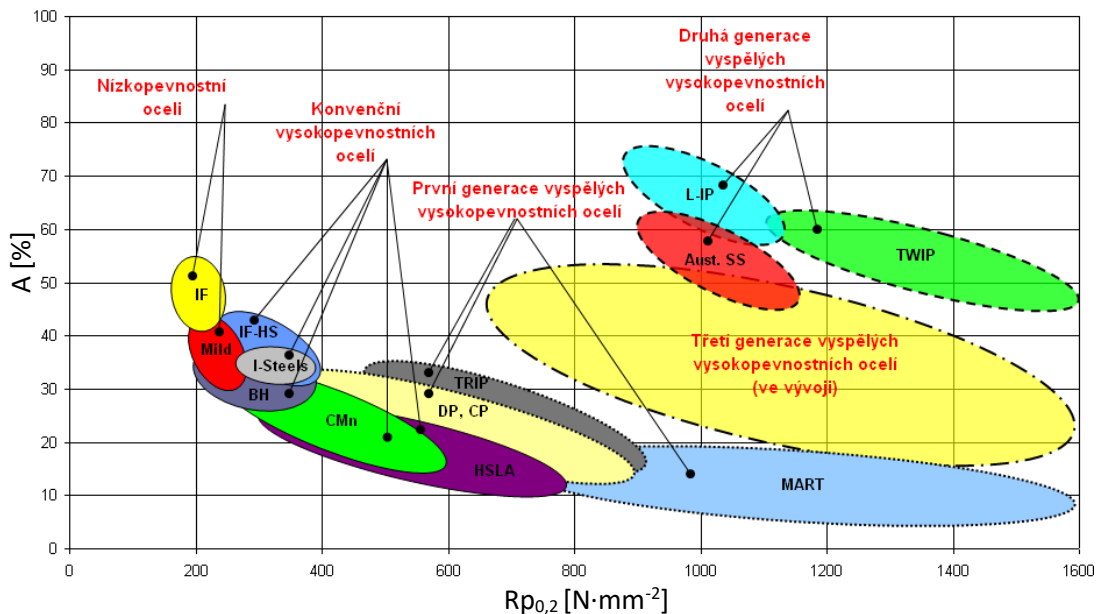
Tabulka 5.12: Mechanické vlastnosti oceli 22MnB5 [62]

Mechanické vlastnosti oceli 22MnB5 v dodaném stavu (feriticko-perlitická struktura)		
$R_{p0,2} [\text{N}\cdot\text{mm}^{-2}]$	$R_m [\text{N}\cdot\text{mm}^{-2}]$	$A_{80} [\%]$
320 – 550	500 – 700	≥ 10
Mechanické vlastnosti oceli 22MnB5 po tepelném zpracování (martenzitická struktura)		
$R_{p0,2} [\text{N}\cdot\text{mm}^{-2}]$	$R_m [\text{N}\cdot\text{mm}^{-2}]$	$A_{80} [\%]$
1100	1500	6

Tabulka 5.13: Chemické složení oceli 22MnB5

Prvek	C [%]	Si [%]	Mn [%]	Cr [%]	Mo [%]	P [%]	S [%]	Ti [%]	Al [%]	B [%]
min	0,19	0,0	1,1	0,15	0,0	0,0	0,0	0,02	0,02	0,0008
max	0,25	0,40	1,4	0,25	0,35	0,025	0,015	0,05	0,06	0,005

Na Obr. 5.30 je porovnání výše zmíněných ocelí z hlediska celkové tažnosti a meze kluzu. V grafu je vidět závislost celkového prodloužení (A) na mezi kluzu ($R_{p0,2}$) za tepla tvářených ocelí.

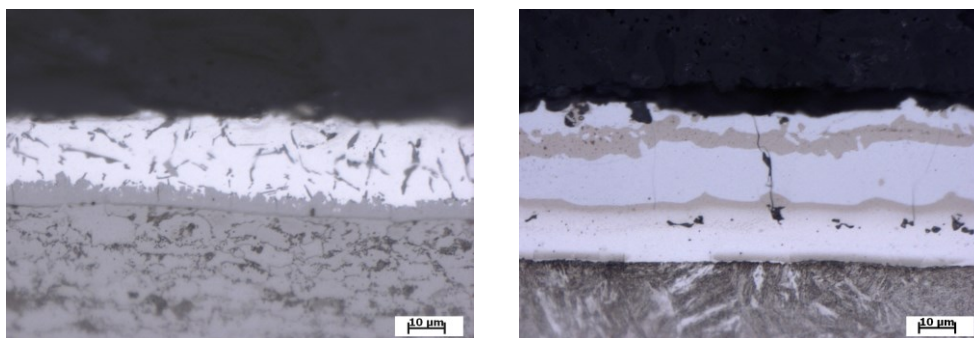

 Obr. 5.30: Porovnání celkové tažnosti a meze kluzu $R_{p0,2}$ [3]

Habilitační práce se věnuje zejména odporovému svařování oceli 22MnB5, proto je dále detailněji popsána uvedená ocel a její vlastnosti.

5.3 Vlastnosti a způsob výroby za tepla tvářené oceli 22MnB5

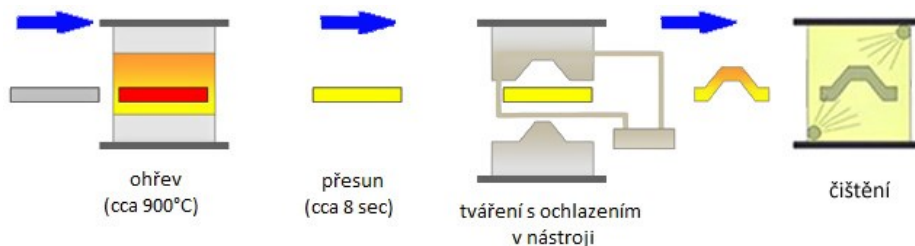
Tyto materiály jsou z hutí dodávány ve stavu po válcování za studena nebo za tepla s feriticko-perlitickou strukturou a vyloučenými karbidy. V tomto stavu mají mez kluzu $R_{p0,2}$ 350 - 550 N·mm⁻², mez pevnosti R_m 500 – 700 N·mm⁻², a tažnost A_{80} vyšší než 15 % (Tabulka 5.12) [10].

Ocel 22MnB5 je, díky přidavku malého množství bóru, velmi vhodná pro tzv. kalení lisováním. Dodává se s povrchovou vrstvou, nejčastěji na bázi již výše zmíněné Al-Si, která chrání materiál v průběhu ohřevu před vysokoteplotní oxidací. Na Obr. 5.31 vlevo je ocel 22MnB5 v dodávaném stavu před tvářecím procesem (před tepelným zpracováním) v příčném řezu s povrchovou vrstvou na bázi AlSi. Povlak je tvořen ternární slitinovou vrstvou na rozhraní oceli a povlaku a binární slitinou Al-Si na povrchu. Povlak Al-Si se při tepelném zpracování v peci transformuje na ochrannou vrstvu slitiny Al-Fe-Si (Obr. 5.31 vpravo), která vlivem difúze dokonale přilne k oceli [85].

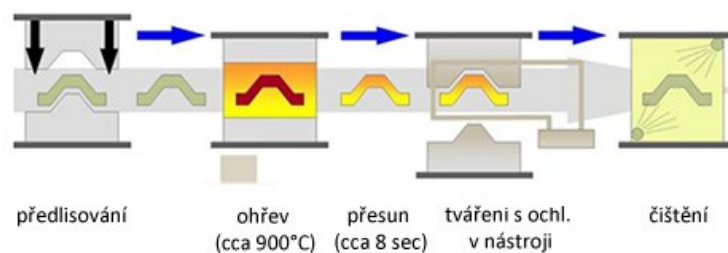


Obr. 5.31: Struktura povlaku AlSi před vytvrzením v nástroji (vlevo) a ochranná vrstva slitiny Al-Fe-Si po vytvrzení v nástroji (vpravo) na oceli 22MnB5

V dnešní době jsou běžné dva způsoby výroby oceli 22MnB5. První z nich je přímá metoda lisování, která je nejběžnější a je vhodná zejména pro zpracování mangan-bórové oceli s povrchovou vrstvou Al-Si. Princip je znázorněn na Obr. 5.32. Druhou variantou je nepřímá metoda lisování (Obr. 5.33). Obě metody se liší jen v předlisování plechu za studena. Druhý způsob výroby umožňuje zpracování žárově pozinkovaných plechů, ale je mnohem složitější a nákladnější než přímé lisování [62].



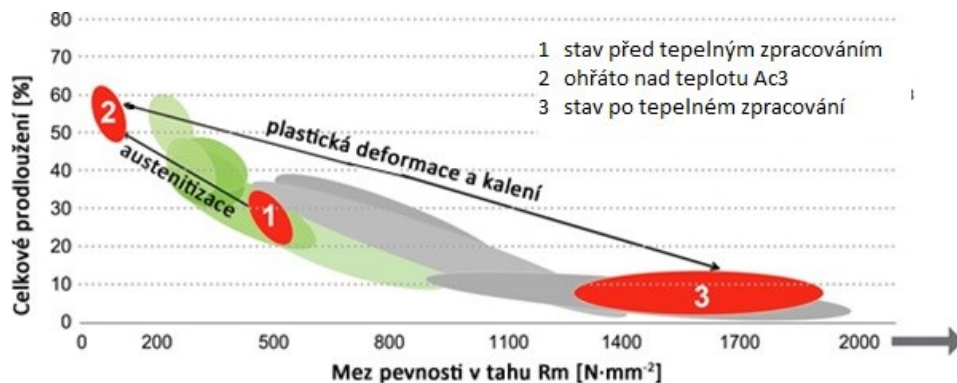
Obr. 5.32: Zpracování MnB oceli tvářením za tepla přímou metodou [86]



Obr. 5.33: Zpracování MnB ocelí tvářením za tepla nepřímou metodou [86]

Relativně nová technologie kalení při lisování má výhodu tváření za tepla a dovoluje vyrábět hlubokotažné díly bez většího zpětného odpružení. Zvýšení pevnosti je dosaženo vytvořením martenzitických vazeb. Rozhodujícími parametry (ovlivňujícími výslednou strukturu a tím i vlastnosti materiálu) při procesu tváření za tepla jsou: teplota a čas. Výroba výsledného dílu (výlisku) se skládá z několika po sobě jdoucích kroků [84], [87], [88].

V prvním kroku se feriticko-perlitická struktura dílu transformuje na strukturu austenitickou (austenitizace), viz Obr. 5.34. Krystalická mřížka feritu je kubická prostorově středěná, zatímco austenit má kubickou plošně středěnou. Proto má austenit vyšší tvařitelnost než ferit. Ve feritu max. rozpustnost uhlíku 0,02 %, v austenitu výrazně více, až 2,06 % uhlíku. Ohřev probíhá např. v indukční peci nad teplotu A_{c3} (850 – 950 °C) po dobu cca 4 – 8 minut [87], [89].

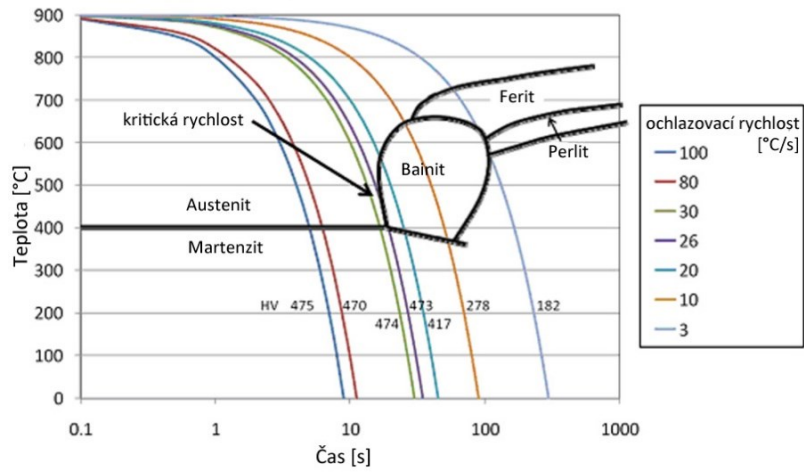


Obr. 5.34: Závislost celkového prodloužení na mezi pevnosti v tahu za tepla tvářených ocelí v průběhu tváření [62]

Ve druhém kroku je austenitizovaný polotovár vytažen z pece (u přímé metody je polotovár nástřih plechu, u nepřímé metody je to již předlisovaný plech) a následně je vložen do studeného lisovacího nástroje. Přesun plechu probíhá na volném vzduchu a trvá řádově jednotky sekund. Během této doby dochází k ochlazení dílu. Míra ochlazení je závislá na tloušťce plechu. Tuto teplotní ztrátu je nutno kompenzovat (ohřev dílu v prvním kroku cca o 100 °C nad teplotu A_{c3}) pro zajištění austenitizační teploty plechu při zahájení lisování [89].

V posledním kroku je lisováním dosaženo finálního tvaru dílu, ten je současně zakalen v chlazeném nástroji. Velkou roli hrají také uzavírací časy tvářecího lisu. Aby byla zachována plastická tvarovatelnost materiálu, musí být uzavírací časy co nejkratší. Po uzavření nástroje je třeba co nejrychlejší tepelná výměna (ochlazovací rychlost minimálně 27 °C·s⁻¹) mezi lisovacím nástrojem a výliskem, aby bylo dosaženo požadované martenzitické struktury. Při martenzitické přeměně austenitu se změní kubická plošně středěná mřížka na tetragonální prostorově orientovanou. U oceli 22MnB5 začíná martenzitická transformace při teplotě 425 °C (M_s) a končí při 280 °C (M_f) [84], [87], [89].

Podmínkou pro úplnou přeměnu na martenzit je, taková rychlost ochlazení, která překročí mezní horní ochlazovací rychlost v_{kh} . Velikost hodnot M_s , M_f a v_{kh} je inherentně závislá od obsahu uhlíku v materiálu. To je platné zejména pro oceli s obsahem uhlíku 0,2 ÷ 0,4 %. V tomto intervalu se při rostoucím obsahu uhlíku snižují hodnoty M_f . ARA digram daného typu materiálu poskytuje přehled o teplotách A_{c3} , M_s a kritické rychlosti ochlazení v_{kh} . Z diagramu ARA je možné vyčístit průběh přeměny austenitu a výsledné složení struktury podle rychlosti ochlazení (Obr. 5.35) [87].

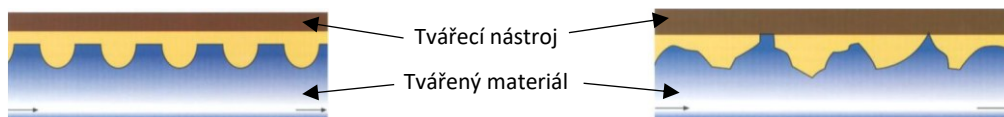


Obr. 5.35: ARA diagram oceli 22MnB5 (USIBOR 1500P) [90]

6. Povlaky používané na materiály pro automobilový průmysl

V současné době neexistuje výrobce automobilu, který by při výrobě karoserie nepoužíval povrchové úpravy plechů. Základní funkcí povrchových úprav plechů je v první řadě zamezení koroze a tím zvýšení životnosti karoserie. Dále zlepšení morfologie povrchu pro nanesení a udržení maziva potřebného pro tvářecí operace. Při použití plechů tvářených za tepla (vysokoteplotně termomechanicky zpracovávaných) jsou vlastnosti povrchové úpravy zaměřené na zamezení vzniku okujů na ocelovém materiálu a současně povrchová úprava plní funkci maziva. Požadavky na kvalitu povlaků současně vedou k trvale rostoucím nárokům na kvalitu, tvařitelnost a užité parametry zpracovávaných plechů. V automobilovém průmyslu je neustálá snaha zlepšovat jak vlastnosti povlaků, tak i metody jejich přípravy [10], [14], [91].

Povlak musí splňovat řadu požadavků na funkci. Musí být schopen udržet mazivo, jeho morfologie musí zamezovat odtékání maziva, během tvářecího procesu nesmí dojít k narůstání třecích ploch v přímém styku a v neposlední řadě nesmí docházet k odtrhávání mazivového filmu na povrchu. Povlakovaný plech pak musí být schopen odolávat vysokým kontaktním tlakům při dosednutí lisovacích nástrojů. Cílem výrobců je vyrobit na povrchu plechu optimální mikrogeometrické parametry pro lisovatelnost i pro kvalitu konečného laku (Obr. 6.1).



Obr. 6.1: Mikrogeometrie povrchu plechu vhodné pro tvářecí proces (vlevo) a nevhodné (vpravo) [92]

6.1 Povrchové úpravy plechů tvářených za studena

Pro výrobu karoserií se nejčastěji používají plechy válcované za studena (CR - Cold Rolled) z hlubokotažných ocelí. Pro oceli určené k tváření za studena jsou určeny především povlaky na bázi zinku. Zinek patří mezi neušlechtilé kovy s tendencí pasivace povrchu. Je vhodný svou relativně nízkou cenou, výbornou korozní ochranou a tím, že svými elektrochemickými vlastnostmi poskytuje ocelovému podkladu katodickou ochranu. Ocelové části karoserie chrání tím, že tvoří elektrochemický člunek zinek – ocel. Tvoří obětovanou anodu, protože je zinek méně ušlechtilý než železo. Obětovaná anoda se v korozním prostředí rozpouští (oxiduje) přednostně a tím chrání ocelovou součást od účinků oxidačního prostředí. Ochranné působení zinku výrazně zvyšuje odolnost komplexního protikorozního systému karoserie a výrazně oddaluje korozi ve spárách nebo v místech karoserie, které nejsou chráněny lakem.

Povlaky zinku mají výborné protikorozní vlastnosti, při tváření jsou ale náchylné k zadírání, porušování soudržnosti se základním materiálem. Tím může dojít k odstranění povlaku. Pro zamezení zadírání jsou plechy navíc opatřeny ještě fosfátovým povrchem.

Při výrobě plechů pro automobilový průmysl se Zn povlaky tvoří obvykle třemi technologiemi, a to:

- žárově, ponořením do roztaveného kovu (Fe-Zn, Al-Zn)
- elektrolyticky (Zn-Fe, Zn-Ni)
- nanášením organických povlaků s obsahem zinku

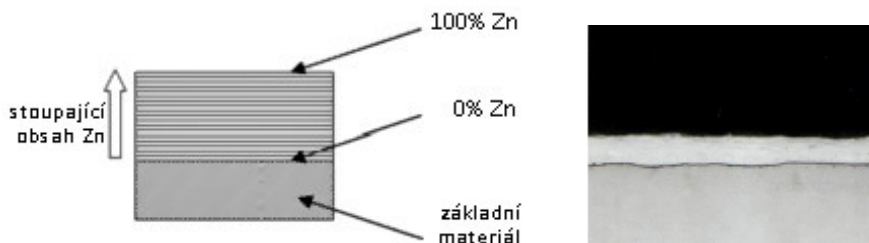
Pro díly karoserie se používají první dvě metody. Žárově pozinkované plechy zpracované válcováním za studena (i za tepla) pomalu vytlačují elektrolyticky pozinkované plechy válcované za studena. Ty jsou používány na vzhledově náročné vnější výlisky. Žárově pozinkované plechy najdou

uplatnění na vnitřní, vzhledově méně náročné díly. Vývoj vede k žárově pozinkovaným plechům z ocelí, se zvýšenou mezí kluzu, pro všechny díly karoserie. Příkladem je karoserie modelu Škoda Octavie a Fabie, kde naprostou většinu zinkových povlaků tvoří žárový zinek (70 %), plechy elektrolyticky pozinkované tvoří 27 %, a nepozinkované 3 %. Nejvíce se uplatňují plechy s povlakem na bázi zinku s minimální tloušťkou pokovení 7 μm . Častěji se používají zinkové slitinové povlaky vzhledem k jejich lepší svařitelnosti a ještě vyšší odolnosti proti korozi.

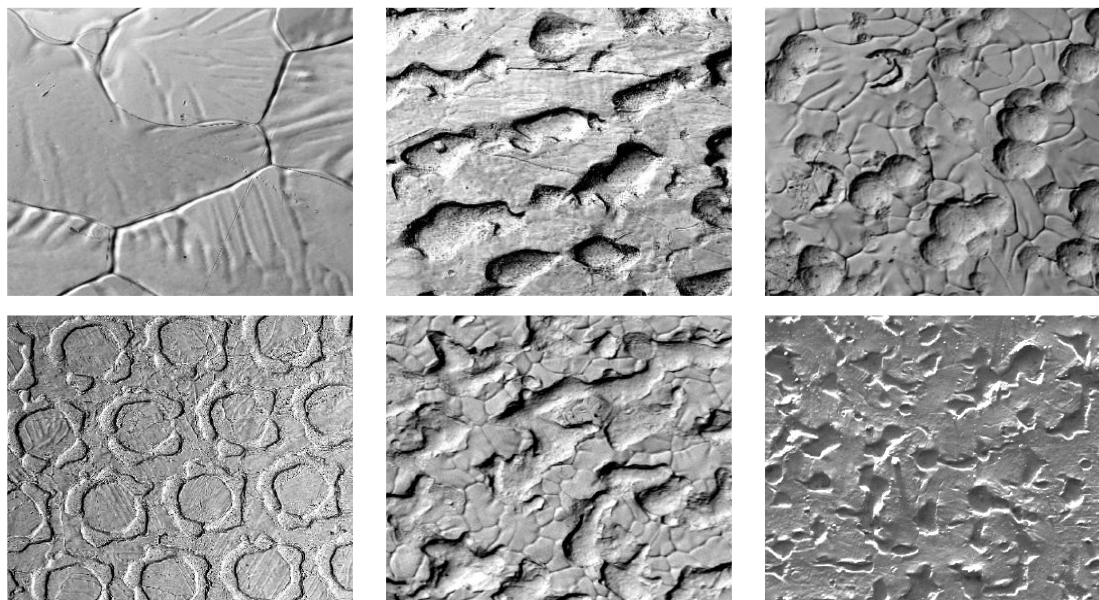
Pro zinkem upravené plechy je odporové svařování, tak časté v automobilové výrobě, vhodné. Ochranný povlak zinku se odpaří jen v místě dotyku svařovacích elektrod. Jinde zůstává povlak neporušen. Tepelně ovlivněná oblast je oproti MAG svařování velmi malá [10], [52], [91].

Žárové povlaky zinku (HDG)

Ochranný zinkový povlak se vytváří ponořením povlakovaného dílu do roztaveného zinku nebo jeho slitin s hliníkem, železem, niklem, případně hořčíkem. Tato povrchová úprava je označována jako HDG (Hot Dip Galvanized). Pro dosažení kovově čistého povrchu se před procesem zinkování provádí předúprava (odmaštění, zbavení okují a rzi, moření). Jen kovově čistý povrch po vložení do lázně reaguje se zinkem. Vzniká několik fází. Železo difunduje do zinkové vrstvy. Díky tomu vzniká velmi pevné adhezní spojení povlaku a základního materiálu (Obr. 6.2).



Obr. 6.2: Rozložení zinku při žárovém zinkování a detail povlaku na ocelovém plechu [91] [93]



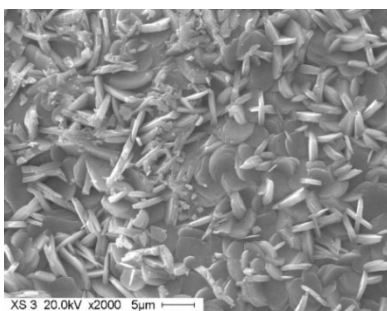
Obr. 6.3: Morfologie žárového povlaku zinku, zvětšení 500x: Neupravený žárový povlak zinku s jasně viditelnými hranicemi zrn (vlevo nahoře), zinkový povlak upravený různými drezírovacími válci [91]

Plech s žárovým zinkem jsou vhodné pro hluboké tažení náročných dílů karosářských výlisků. Jak již bylo zmíněno, nejdůležitějším technickým parametrem ocelí pro povrchové díly karoserie je jakost povrchu. Jakost povrchu po žárovém zinkování je velice dobrá (homogenní, s řízenou texturou),

umožňuje použití na viditelné lakované díly, na které se v automobilovém průmyslu kladou nejvyšší nároky. Díky elasticitě čisté zinkové vrstvy je riziko jejího popraskání v podstatě nulové.

Zinkový povlak je hladký a bez nerovností (Obr. 6.3 vlevo nahoře), do kterých by bylo možné nanést mazivo potřebné pro tvářecí operace. Proto se povrch upravuje jemným tryskáním nebo drezírovacími válci pro zajištění potřebné morfologie pro zadržení maziva. Obvyklá tloušťka HDG povlaku je 7 až 10 μm .

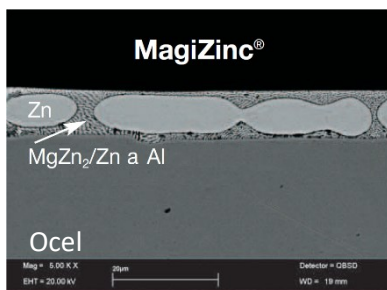
Další možností úpravy žárově zinkovaného plechu je **NIT (New Inorganic Treatment)** viz. Obr. 6.4. Jedná se o síran zinečnatý ZnSO_4 , známý pod názvem bílá skalice, který se přidává do zinkovací vany. Krystalizuje ze svých roztoků nejčastěji jako heptahydrát ($\text{ZnSO}_4 \cdot 7 \text{H}_2\text{O}$). Je to bezbarvá krystalická látka, která na vzduchu zvětrává - ztrácí vodu a je to technicky nejdůležitější vyráběná zinečnatá sůl. Používá se jako konzervační činidlo k impregnaci dřeva, součást barviv pro potisk tkanin, výchozí látka pro výrobu dalších zinečnatých sloučenin nebo např. součást elektrolytu pro galvanické pokovování [91], [94].



Obr. 6.4: Žárový zinkový povlak s NIT vrstvou na povrchu [95]

Vhodnou alternativou žárově pozinkovaných ocelí a náhradním typem nízkopevnostních ocelí jsou žárově pozinkované plechy z oceli se zvýšenou mezí kluzu, na kterých je nanášena ochranná povrchová vrstva slitiny ZnMg, nazvaná **MagiZinc®**. Základní složkou povlaku MagiZinc® jsou krystaly čistého Zn s příměsí Mg (MgZn_2/Zn) a Al (Obr. 6.5).

Povlak má výraznou odolnost proti korozi a poskytuje 50 % zmenšení tloušťky zinkového povlaku oproti standardním pozinkovaným materiálům. Hlavními výhodami povlaku MagiZinc® jsou efektivnější odolnost proti korozi, vhodnost povlaku pro hluboké tažení, zabezpečení lepší přilnavosti laku a barvy, vylepšení svařitelnosti a zajištění odolnosti proti opotřebení a poškrábání tvrdým povrchem [52], [91].



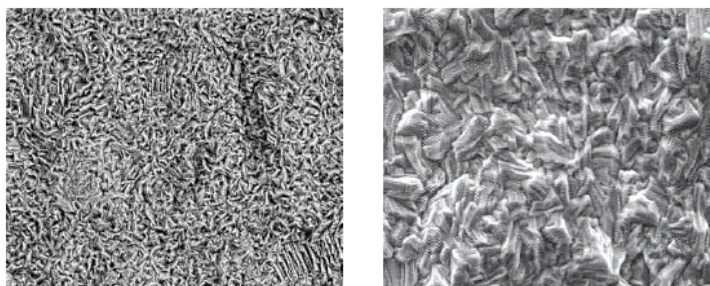
Obr. 6.5: Povlak MagiZinc® na ocelovém plechu – příčný řez, měřítko 20 μm . [91]

Elektrolytické povlaky zinku (EG)

Kvalita a morfologie elektrolyticky nanášeného povlaku je silně závislá na kvalitě podkladového materiálu a na parametrech elektrolytického procesu. Tyto povlaky mohou být na bázi zinku nebo

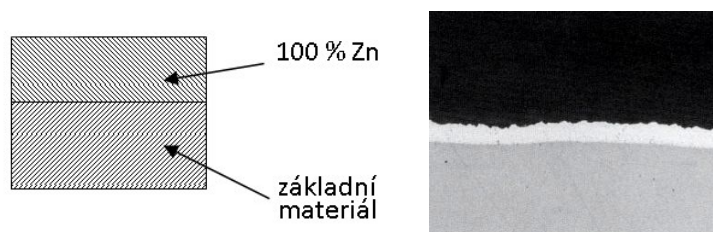
jeho slitin s hliníkem, železem nebo niklem. Princip elektrolytického zinkování zajišťuje vysokou chemickou čistotu vrstvy a také kontrolovatelnou tloušťku povlaku s přesností $\pm 0,1 \mu\text{m}$. Další zlepšení vlastností povlaku umožňuje operace fosfátování.

Výhodou elektrolytických povlaků je možnost nanášet velmi tenký povlak pouze z jedné strany dílu. Tloušťka povlaku je konstantní na celé ploše povlakovaného plechu, obvykle 7 až $10 \mu\text{m}$. Morfologie elektrolyticky vyloučeného povrchu povlaku je vhodná pro použití maziv, není tedy nutné povrch dále mechanicky upravovat. Již v tomto stavu je schopen pojmout dostatečné množství maziva potřebného pro tváření (Obr. 6.6). Proces nanášení neovlivňuje původní mechanické vlastnosti základního materiálu. Elektrolytický proces probíhá při nízkých teplotách. Mezi povlakem a základním materiálem nevzniká difúzní vrstva, která by zlepšovala adhezní vlastnosti zinkového povrchu.



Obr. 6.6: Morfologie elektrolytického povlaku zinku, zvětšení 1000x [92]

Jakost povrchu a kontrolovatelná textura určují v průmyslové výrobě vhodnost k lakování viditelných dílů, které v automobilovém průmyslu odpovídají nejvyšším nárokům. U jednostranně povlakovaných provedení je lak v případě viditelných dílů nanášen pouze na nepovlakovanou stranu, zatímco pozinkovaná vnitřní strana nabízí vynikající protikorozní ochranu především v dutinách.



Obr. 6.7: Rozložení zinku při elektrolytickém nanášení a detail řezu povlakem [91]

Při elektrolytickém zinkování se dosahuje velmi čisté, tvárné (houževnaté) zinkové vrstvy, která odolává značným přetvořením. Použití elektrolyticky pozinkovaných materiálů souvisí s jejich odolností proti korozi. Na základě elektrochemických zákonitostí dvojice železo-zinek (efekt obětované anody) nabízí povlak výbornou korozní ochranu dokonce, i když je poškozen např. poškrábáním. Při zpracování ocelí s povlaky nanesenými elektrolytickým pozinkováním se zinkový povlak vyznačuje velmi dobrou tvařitelností a je vhodný k hlubokému tažení. Morfologie povrchu plechu u elektrolyticky zpracovaných materiálů není tak výrazná, protože pozinkovaná vrstva kopíruje morfologii základního materiálu, který je už finálně vyhlazen. Na základě nepříznivých tribologických vlastností, v porovnání s povlaky nanesenými ponořením do lázně, je vhodná určitá chemická úprava tohoto povlaku a to zejména u obzvláště náročných výlisků.

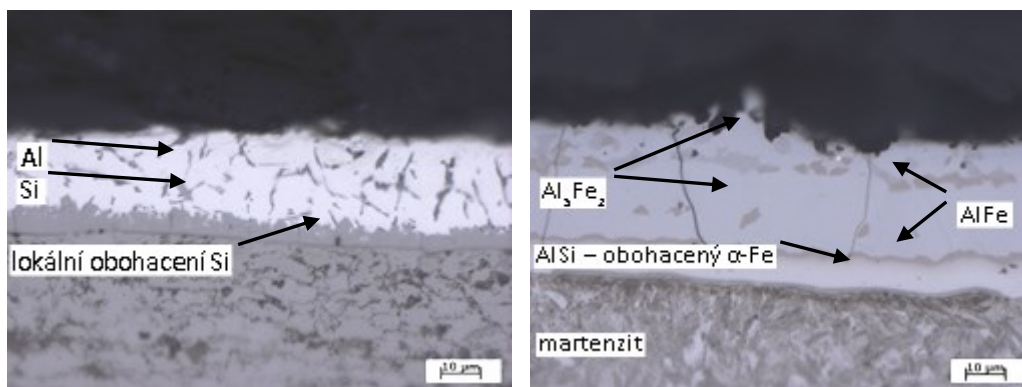
Výhodou EG povlaku je, že proces neovlivňuje původní mechanické vlastnosti materiálu, zejména jeho hlubokotažnost, umožňuje přípravu velmi tenkých zinkových povlaků a umožňuje výrobu diferencovaných a jednostranných zinkových povlaků [10], [52], [91].

6.2 Povrchové úpravy plechů tvářených za tepla

Nové materiály používané v automobilovém průmyslu jako jsou uhlíkové termomechanicky zpracovávané oceli s vysokou pevností, jsou materiály zpracovávané tvářením za tepla a rychlým ochlazením v tvářecím nástroji pro zajištění pevné martenzitické struktury. Materiály jsou tvářeny v oblasti teplot nad A_3 , tedy v oblasti austenitu. Díly jsou tvářené z teplot 900 – 950 °C.

Pro zabránění oxidaci na povrchu (vzniku okujů a oduhličení), jsou plechy povlakovány vrstvou na bázi Al-Si. Další funkcí povlaku Al-Si je snižování tření v tvářecím nástroji a tím i jeho opotřebení. Povlak Al-Si je schopen vydržet teploty tvářením okolo 900 °C, protože při vysokých teplotách se na rozhraní ocelového plechu a vrstvy Al-Si zvyšuje rychlost difuze a vzniká ternární fáze Al-Si-Fe (viz Obr. 5.31), která má vyšší odolnost vůči teplotnímu působení než samotná vrstva Al-Si (600 °C). Ochranný efekt povlaku na bázi Al-Si je přičítán tvorbě tenké, ale husté vrstvy oxidů na povrchu [96], [97].

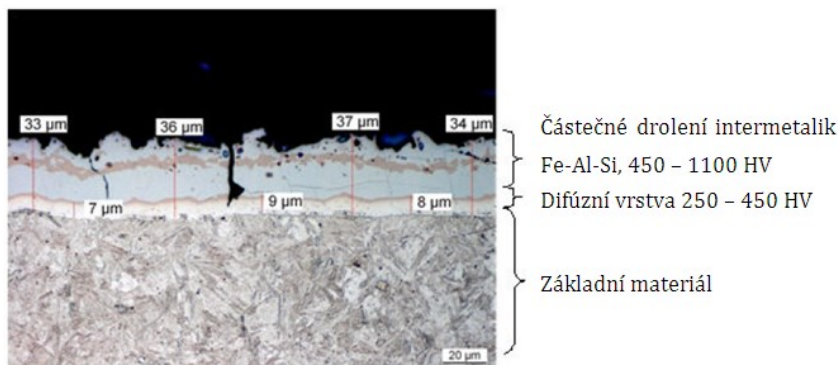
Povlak Al-Si má obvykle jmenovitou tloušťku 30 - 50 μm (mírně se mění v důsledku procesu hliníkové úpravy za tepla). Základní složení je 90 % Al + 10 % Si s místním obohacením Si. Mezivrstva na rozhraní s ocelovým podkladem vytvořená v důsledku tepelného zpracování (tvářecího procesu) má dle výrobce tloušťku 5 až 10 μm . Jejimi základními složkami jsou fáze FeAl_3 a Fe_2Al_5 . Zatímco povlak Al-Si má teplotu tavení 650 – 700 °C, sloučeniny FeAl_3 a Fe_2Al_5 mají vyšší teplotu tavení a to cca 1100 °C. Intermetalická vrstva má také vyšší tvrdost než povlak Al-Si. To může při větších tloušťkách způsobovat problémy při svařování. Větších tloušťek dosahuje vrstva během procesu tvářením za tepla, vlivem vyšší teploty a delší prodlevy na teplotě při ohřevu před tvářením. Povlak Al-Si má lesklý povrch (vysokou odrazivost) s povlaky, které jsou viditelné pouhým okem. Zachovává si svůj původní vzhled až do 400 °C s úrovní odrazivosti 80%. Obchodní název povlaku Al-Si od firmy Arcelor Mittal je Alusi®.



Obr. 6.8: Složení povlaku Al-Si v dodávaném stavu (vlevo) a po procesu tvářením (vpravo) [98]

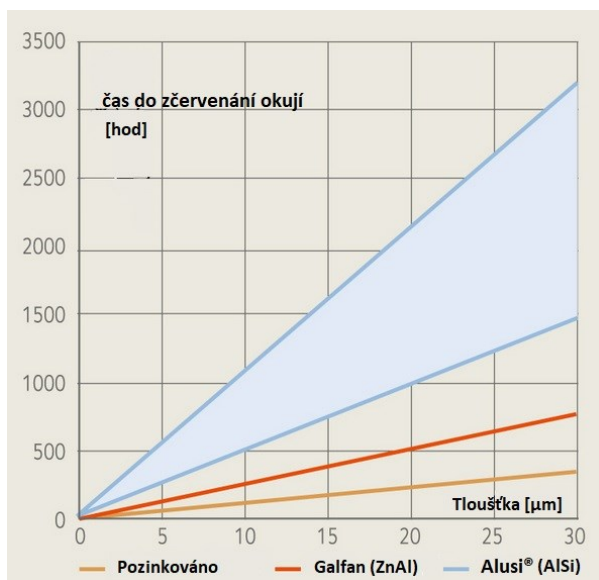
V dodávaném stavu je povlak Al-Si na feriticko perlitické oceli tvořen kompaktní vrstvou Al s precipitáty Si. Při zvyšování teploty na teplotu austenitizace během tvářecího procesu začíná difuze Fe do vrstvy Al-Si a vzniká ternární slitina Al-Si-Fe, která dává povlaku charakteristické vlastnosti. V oblasti tvářecích teplot difunduje Fe do všech vrstev, viz Obr. 6.8. Difúzní rychlost je vysoká.

Základním kritériem pro hodnocení kvality vrstvy Al-Si je celková tloušťka vrstvy, její morfologie a tloušťka difúzní vrstvy na rozhraní povlak - ocel, která dává plechům charakteristickou fialovošedou barvu. Morfologie vrstvy Al-Si je ovlivňována stupněm deformace při válcování plechu. Při vysokém stupni deformace je vrstva náchylná k ostrůvkovitému drolení, které vychází z difúzní vrstvy. Na Obr. 6.9 je vidět rozložení vrstev v povlaku Al-Si po tvářecím procesu [98], [99], [100], [101].



Obr. 6.9: Struktura vrstvy Al-Si a rozložení tvrdosti po tváření za tepla [99]

Z korozního hlediska povlak poskytuje vynikající ochranu proti korozi v prostředí s uhlovodíky, ve venkovním prostředí a při vysokých teplotách (650 – 800 °C). Vytváření stabilních a nepropustných produktů koroze činí z tohoto materiálu dlouhodobě odolný povlak. To umožňuje použití Alusi® ve výfukových systémech. Vysoká odrazivost i při vyšších teplotách určuje tento povlak pro použití v aplikacích tepelné ochrany, jako jsou tepelné štíty motoru a díly podvozku.



Obr. 6.10: Porovnání chování povlaku Alusi® s dalšími povlaky za vysokých teplot [102]

Přítomnost tvrdé ternární slitinové vrstvy obsahující železo dodává povlaku Alusi® tvrdost, která snižuje plastickou anizotropii při tahové zkoušce. Řízením tloušťky této ternární vrstvy a snížením hmotnosti povlaku se však Alusi® může používat pro komplexní hlubokotažené části, jako jsou palivové filtry a palivové nádrže. Při vysokých teplotách si Alusi® zachovává vynikající mechanické vlastnosti a poskytuje dobrou odolnost proti tečení. Díky tomu je vhodný pro použití i v prostředích jako jsou motory, rozdělovače a katalyzátory.

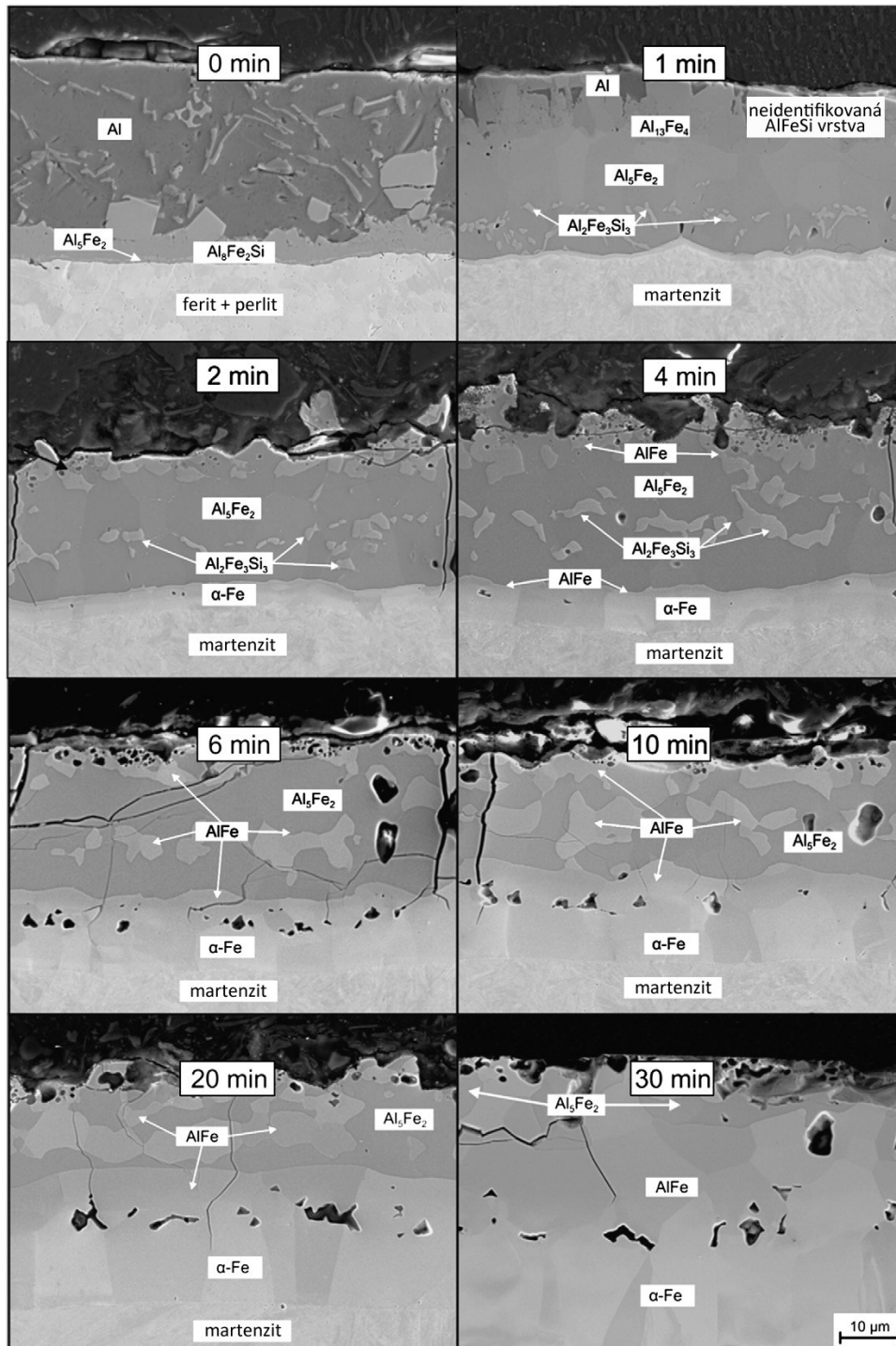
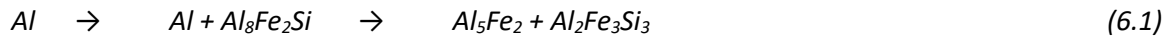
Z hlediska spojování je podle údajů výrobce použitelná většina metod odporového (bodové, švové, vysokofrekvenční) i tavného (MIG, MAG a TIG) svařování bez speciálního vybavení [101], [102].

Difúzní procesy na rozhraní povlak - ocel při tepelném zpracování během tváření za tepla

Při austenitizačních teplotách dochází k difuzi železa do AlSi povlaku. Po překročení hranice rozpustnosti železa v hliníkovém povlaku (5%) se začíná tvořit fáze $Al_{13}Fe_4$. Křemík neutralizuje tvorbu této fáze a současně podporuje růst fáze Al_8Fe_2Si , jejíž nepravidelný tvar (viz Obr. 6.11 – 0 min) naznačuje vznik v důsledku procesu tuhnutí v hliníkové tavenině. Intenzivní difúze železa tedy

probíhá směrem od oceli do tekutého povlaku, což vede k ztuhnutí fáze Al_8Fe_2Si na rozhraní ocel - povlak. Další difúze železa, již v pevném stavu, do dříve vytvořené vrstvy Al_8Fe_2Si podporuje tvorbu fáze Al_5Fe_2 . Po transformaci Al_8Fe_2Si na Al_5Fe_2 , v důsledku pokračující intenzivní difúze železa a nízkorozpuštěného křemíku se na hranicích zrn ve fázi Al_5Fe_2 tvoří precipitáty $Al_2Fe_3Si_3$ [103].

Při zohlednění obou transformačních procesů může být tvorba fází na rozhraní mezi ocelí 22MnB5 a povlakem AlSi při ohřevu na austenitizační teplotu schematicky popsána rovnicí [103]:



Obr. 6.11: Vývoj fází v povlaku AlSi v závislosti na výdrži na teplotě [103]

Difuze železa do částečně roztaveného povlaku AlSi je během prvních 2 minut austenitizace velmi rychlá. Po úplné přeměně původního povlaku na intermetalické fáze ($t_{\text{AUS}} \geq 2$ min) dochází ke zvýšené difúzi Al směrem k oceli. Vlivem opačného směru difúze Al a Fe a její rozdílné rychlosti, dochází na rozhraní povlak – ocel po 6ti minutách ke vzniku dutin (Kirkendallových pórů). Difundovaný hliník stabilizuje bcc mřížku Fe, což na povrchu oceli způsobuje částečnou transformaci austenitu na α -Fe. Tloušťka této difúzní vrstvy α -Fe bohaté na hliník je závislá na množství difundovaného hliníku, a proto narůstá s prodlužující se výdrží na teplotě austenitizace. Rozpustnost hliníku v bcc mřížce α -Fe je až 27,2 % [103].

Během **první minuty** výdrže na teplotě se na rozhraní mezi fází $\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$ a zbytkovou Al taveninou se vytvoří tenká vrstva několika fází bohatých na AlFeSi (pro svůj příliš malý objem nebyla tato fáze identifikována). Tvorba intermetalických fází $\text{Al}_x\text{Fe}_y\text{Si}_z$ během prvních 2 min může být popsána následující rovnicí:



Po 2 min výdrže na austenitizační teplotě je povlak na bázi Al zcela transformován na binární nebo ternární intermetalické fáze typu Al_5Fe_2 a $\text{Al}_2\text{Fe}_3\text{Si}_3$ (Obr. 6.11 – 2 min). V tomto okamžiku se aktivuje difúze hliníku v pevné fázi z hliníkového povlaku do oceli. **Mezi 2 a 6 minutami** výdrže na teplotě se dříve vytvořené fáze typu Al_5Fe_2 a $\text{Al}_2\text{Fe}_3\text{Si}_3$ transformují na AlFe, což se přičítá obohacení povlaku železem v důsledku silné difúze Al do oceli. **Po 6 min** výdrže na austenitizační teplotě se povlak skládá z fází Al_5Fe_2 a AlFe (Obr. 6.11 – 6 min), a po **30 minutách** už hlavně z fáze AlFe (88 %) [103], [104].

7. Svařitelnost materiálů používaných v automobilovém průmyslu a vliv jejich povrchových úprav

Odporově lze svařovat téměř všechny kovy i jejich kombinace. Pokud se svařují různé tloušťky plechů, o svařitelnosti rozhoduje ten s menší tloušťkou. Bodové svařování větších tlouštěk není ani tak otázkou technické proveditelnosti jako spíše hospodárnosti procesu. Na svařitelnost má vliv řada parametrů. Mezi nejdůležitější parametry ovlivňující odporovou svařitelnost patří: tloušťka materiálu, měrný odpor materiálu a jakost povrchu v místě svaru, tepelná vodivost materiálu a měrné teplo materiálu. Parametry ovlivňující kvalitu svarového spoje jsou: metalurgické vlastnosti materiálu, povrch v místě svaru, svařovací parametry a svařovací cyklus.

Bodový svar může vzniknout při různých kombinacích svařovacích parametrů. Zvláště měkké oceli mají široké tepelné pásmo plasticity a svařitelnosti. Empiricky jsou zjišťovány nejvhodnější kombinace svařovacích parametrů, které při daném tvaru elektrody zaručují potřebnou pevnost svaru a příslušný rozměr svarové čochy. Tyto hodnoty jsou pak vodítkem ke zjišťování optimalizovaných parametrů nebo při výpočtech bodově svařovaných konstrukcí [11].

Chemické složení svařovaného materiálu podstatně ovlivňuje nejen jeho vlastnosti, ale také jeho chování při svařování. Při vysokých teplotách roztavený kov rozpouští přítomné prvky a sloučeniny. Rozpouštěcí rychlost je dána velikostí styčné plochy s roztaveným kovem a rychlostí difúze. Výsledný rozpouštěcí efekt je závislý na vzájemné reaktivnosti a rozpustnosti všech produktů reakcí, které v tavenině vznikají [11].

Na svařitelnost mají také vliv různé povrchové úpravy, konverzní povlaky i různé typy procesních maziv, který ve svarovém kovu vyvábí póry v důsledku vypařování a svařovací proces je nutné vhodným způsobem upravit. Pokud jsou plechy bez povrchových úprav, jsou ve většině případů dobře svařitelné.

Následuje výčet jednotlivých materiálů pro automobilový průmysl a jejich svařitelnost [3]:

Nízkopevnostní oceli:

- **IF oceli** lze je svařovat tavným i tlakovým svařováním.
- **Mild oceli** jsou snadno svařitelné všemi obvyklými metodami svařování.

Vysokopevnostní oceli:

- **IF-HS oceli** lze je svařovat jak tavným, tak tlakovým svařováním.
- **BH oceli** mohou být snadno svařovány všemi konvenčními procesy svařování, vzhledem k jejich nízkému obsahu základních a legujících prvků.
- **HSLA oceli** jsou díky jemnozrnnosti dobře svařitelné všemi běžnými metodami svařování, nedochází ke zhrubnutí zrna v oblasti svaru.

Pokročilé vysokopevnostní oceli:

- **DP oceli** lze snadno svařovat při použití obvyklých svařovacích procesů, pokud se správně upraví svařovací parametry, kvůli většímu obsahu legujících prvků. Zejména při svařování laserem svary dosahují vysoké pevnosti.
- **CP oceli** oceli mají velmi dobrou odporovou svařitelnost, kdy rozsah svařovacích parametrů dle normy ČSN EN ISO 18278-2 je poměrně široký. Dále jsou CP oceli velmi dobře svařitelné i laserem.

- **TRIP oceli** mohou být snadno svařeny pomocí odporového bodového svařování, pokud jsou správně nastaveny odpovídající svařovací parametry. Vzhledem k vysokému uhlíkovému ekvivalentu (cca 0,5) musí být zvýšena elektrodová síla a upraven svařovací cyklus tak, aby se získal kvalitní svar. Tyto oceli jsou vhodné i pro obloukové svařování metodou MAG, kdy i přes vyšší uhlíkový ekvivalent není zapotřebí zvláštních opatření, aby se zabránilo vzniku trhlin za studena. Rovněž je možné použít metodu laserového svařování.
- Svařitelnost **TWIP ocelí** je obtížná, zejména metodou TIG. Je to dáno vysokým obsahem legur (Mn) a mechanismem dvojčatění. Proto jsou svarové spoje náchylné ke vzniku trhlin za tepla v důsledku austenitického tuhnutí (vysoká objemová roztažnost austenitické fáze), což při tuhnutí (ochlazování) vede k velkému poklesu objemu. Při použití metody svařování laserem se trhliny za tepla nevyskytují díky nižším tepelným příkonům v porovnání s metodou TIG. Dalším problémem při svařování TWIP ocelí metodou TIG je mezikrystalová koroze.
- **MS oceli** mají dobrou odporovou a tavnou svařitelnost laserem.

7.1 Svařitelnost oceli 22MnB5

Vliv hlavních prvků obsažených v oceli 22MnB5 je následující: Se zvyšujícím se obsahem **uhlíku** roste pevnost v tahu, roste i prokalitelnost, ale klesá tažnost a vrubová houževnatost, zhoršuje se svařitelnost a zvyšuje se elektrický odpor.

Mangan do obsahu 0,8 % nemá v podstatě žádný legující vliv. Čím je vyšší obsah manganu, tím je vyšší pevnost v tahu a mez kluzu, ale klesá poměrné prodloužení, roste tvařitelnost za tepla. Svařitelnost se nezhoršuje do obsahu Mn kolem 1%. Mangan snižuje negativní účinky síry a zlepšuje hloubku prokalitelnosti. Pokud je ve svaru příliš nízký obsah manganu, síra zůstává vázána na sulfid železnatý, který se pak v jemných zrnech vylučuje do krystalické sítě a způsobuje křehkost svaru za tepla. Při obsahu 10 – 14 % (a odpovídajícím množství uhlíku – cca 1 – 1,3 %) dostáváme svar s austenitickou strukturou vysoké pevnosti a houževnatosti. Mangan zvyšuje sklon zrna k hrubnutí při překrystalizaci. Snižuje tepelnou i elektrickou vodivost.

Bór u podeutektoidních ocelí zvyšuje prokalitelnost, zvyšuje náchylnost ke křehkému lomu, u austenitických má příznivý vliv na pevnost při vyšších teplotách.

Hliník má velkou afinitu ke kyslíku, rychle tvoří oxid hlinitý s vysokou teplotou tavení. To ztěžuje svařování.

Vyšší obsah **křemíku** zvyšuje pevnost v tahu, mez kluzu, elektrický odpor a odolnost proti vzniku okují. Ovšem svařitelnost (elektrickou a tepelnou vodivost) snižuje již při velmi malých množstvích (nad cca 1 %) vlivem nárůstu náchylnosti k praskání za tepla. Zvyšuje odolnost vůči oxidaci, žáruvzdornost [9], [22].

Svařitelnost oceli 22MnB5 (bez povrchové vrstvy Al-Si) je srovnatelná s jinými uhlíkovými ocelmi podobného složení. Lze použít většinu svařovacích metod (laserové a odporové svařování, MIG, MAG, apod.). Odporové svařování je nejběžnější metodou spojování této oceli v automobilech. Výhodou jsou malé deformace v oblasti spoje, a jednoduchá automatizace procesu. Pro svařování oceli 22MnB5 se využívá tvrdého režimu svařování (tzn. kratší časy, vyšší proud a přítlačná síla), optimálně s jedním pulzem. Pro některé aplikace lze využít i vícepulzní svařování. Ve srovnání s ocelmi nižší pevnosti je potřeba při bodovém svařování použít vyšší přítlačnou sílu elektrod a delší

svařovací časy. Doporučené parametry svařování jsou dány normou ČSN EN ISO 14373. Typické mechanické vlastnosti odporového spoje oceli 22MnB5 s povlakem na bázi AlSi jsou uvedeny v Tabulce 7.1. Typický průběh tvrdosti HV3 přes svar je pak znázorněn na Obr. 7.1 [33], [62], [102], [105].

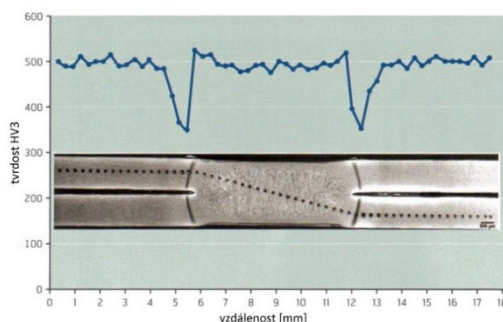
Bodové spoje jsou relativně tvárné. Při svařování dvou plechů z oceli 22MnB5 je pevnost svaru většinou na stejné úrovni jako základního materiálu. Při svařování dvou plechů různých materiálů (např. ocel 22MnB5 + ocel s nižší pevností) je pevnost svaru ovlivněna méně pevným materiálem.

Svařitelnost také silně ovlivňují faktory jako:

- chemické složení (obsah prospěšných prvků – Mn, Si, Al a Cu, a zejména obsah škodlivých prvků – S, P, H, O, N)
- způsob výroby (u tepelně nezpracované oceli tvářené za studena dochází k odpeňování kvůli rekrystalizaci)
- technologie svařování (množství přivedeného tepla a rychlost jeho odvodu ze svaru)

Tabulka 7.1: Typické svařovací parametry a mechanické vlastnosti odporového spoje ocelí 22MnB5 (tloušťka plechu je 1,2 mm) [62]

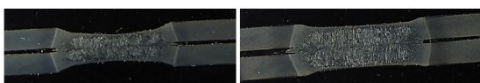
Svařovací čas t_s [per]	Svařovací proud I_s [kA]	Elektrodová síla P_s [kN]	Statická zk. stříhem max F_s [kN]	Dynamická zk. stříhem max F_d [kN]	Maximální mikrotvrdost ZM HV0,5	Maximální mikrotvrdost SK HV0,5
14	7	2,5	20,5	28,5	525	580



Obr. 7.1: Typický průběh tvrdosti HV3 přes svařový spoj dvou plechů ($t = 1,2$ mm z oceli 22MnB5 [106])

Výrazný vliv na svařitelnost mají také povrchové vrstvy. V případě oceli 22MnB5 je to povlak Al-Si. S ohledem na životnost elektrod má AlSi povlak pozitivní vliv. Díky specifickému složení (a promísení se základním materiálem během svařování), se životnost svařovacích elektrod mnohonásobně zvyšuje (několik tisíc bodů bez poškození) ve srovnání s konvenčními povrchovými úpravami (např. zinkováním) [62], [102], [107], [108].

Ovšem na svařovací proces má vrstva Al-Si podstatně horší vliv. Kvůli rozdílným přechodovým odporům povrchové vrstvy a základního materiálu je svařovací proces nestabilní. Tzn., že i stejnými svařovacími parametry můžeme dostat svary rozdílných vlastností. Povrchová vrstva totiž může mít na různých místech svařovaného plechu rozdílné vlastnosti (např. velikost a množství obsažených heterogenit s různým chemickým složením). Právě tyto heterogenity mají zásadní vliv na přechodový odpor. Na Obr. 7.2 je ukázka nevyhovujícího (vlevo) a vyhovujícího (vpravo) spoje [109].



Obr. 7.2: Detail bodového spoje, nevyhovující svar – vlevo, vyhovující svar – vpravo, materiál je ocel 22MnB5, tloušťka obou plechů je 1,2 mm [62]

8. Měření parametrů a řízení svařovacího procesu

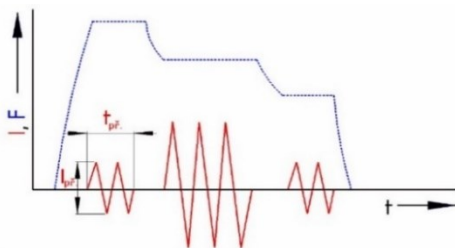
Pro kontrolu kvality a moderní řízení procesu svařování je nezbytné měřit (nebo lépe kontinuálně monitorovat) svařovací parametry. Na jednoduchých starších typech odporových lisů bez integrovaného monitorovacího systému je možné používat přenosné přístroje, například analyzéry proudu a přitlaku (Obr. 8.1). Měřicí zařízení jsou speciálně vyvinuta pro měření parametrů odporového svařování. Díky výměnným čidlům je možné pomocí jednoho přístroje měřit jak svařovací proud, tak i přitlak elektrod [110].



Obr. 8.1: Přenosný analyzátor proudu a přitlaku, Typová řada TECNA TE1600

Moderní odporové svařovací systémy mají ve většině případů integrovaný systém monitorování a řízení svařovacích parametrů. Flexibilní řídicí systém, adaptivní regulátor a vysoce-dynamické servopohony otevírají cestu k novým inovativním aplikacím. Kvalitu svařování zajišťují standardní funkce, jako regulace na konstantní proud, regulace tlaku. U řady sledovaných procesních parametrů mohou být nastaveny toleranční rozhraní: proud, fázový posun, napětí na elektrodách, odpor, výkon a energie. Při provozu je možné sledovat stabilitu zařízení jako celku a stejně tak stabilitu jednotlivých bodových svarových spojů [111].

Současná zařízení umožňují využívat tzv. **svařovacích programů**, což je časový průběh nastavených svařovacích parametrů. Program lze rozdělit na průběh elektrodové síly a průběh proudu. Svařovací proud je vždy spuštěn se zpožděním, až po dosažení svařovacího tlaku. Složitější programy obsahují také např. přehřev nebo žihání při svařování (Obr. 8.2) [20].



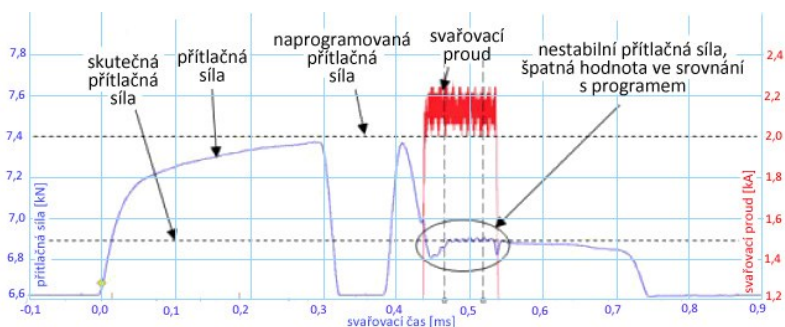
Obr. 8.2: Svařování s dvojnásobnou změnou proudu (I - svařovací proud, F - elektrodová síla) [23]

S rozvojem svařovacích zdrojů jde ruku v ruce i vývoj řídicích systémů, které se snaží hledat způsoby regulace svařovacího procesu v reálném čase během vzniku svaru. Např. systém středofrekvenčního řízení s funkcí IQR⁴ od firmy HWH umožňuje stanovit limity pro různé veličiny

⁴ **Mezikvartilové rozpětí**, (angl. *Interquartile range*, zkratka **IQR**) je charakteristika rozptýlenosti a představuje rozdíl mezi třetím (q_3) a prvním (q_1) kvantilem (tedy mezi 75. a 25. percentilem). Mezikvartilové rozpětí je nejpoužívanější neparametrickou mírou variability.

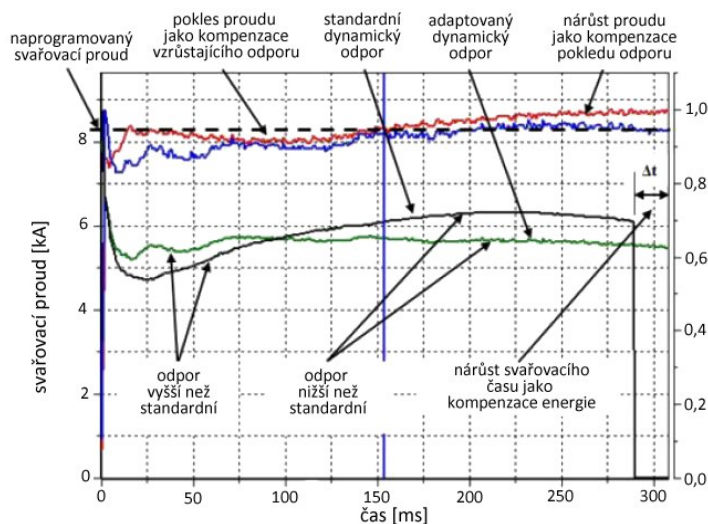
svařování. Systém monitoruje svařovací parametry a zároveň pomocí procesoru vypočte hodnoty, které porovnává s nastavenými parametry. Pro základní výpočty jsou měřeny hodnoty svařovacího proudu a napětí. Pomocí Ohmova zákona (viz 4.2) je dopočítán průběh odporu při svařování. Na základě znalostí průběhu odporu je možné pak zabránit např. výstřikům během svařování [14], [111].

Při produkci téměř 91 milionů (údaje z roku 2015) automobilových vozidel, je ročně vytvořeno více jak 363 bilionů odporových bodových svarových spojů provedených více jak 20ti miliony svařovacích zařízení. Pro udržení kvality jsou do robotických svařovacích linek zařazovány zdroje s **adaptivním dynamickým řízením procesu** svařování, které nahrazují zdroje s řízením na základě konstantního proudu. Pokud nejsou svařované díly kolmé k elektrodám, elektrodová síla může způsobit ohnutí elektrod. Tlak v ramenech elektrod překračuje tlak aplikovaný elektrodami, což vede k výstřiku roztaveného kovu ze svarové čocky. Mění se dynamický odpor a svařovací proces se stává nestabilním (Obr. 8.3) [1], [16].



Obr. 8.3: Nestabilita přitlačné síly během svařovacího procesu [1]

Adaptivní řízení je založeno na definování standardních křivek dynamického odporu, proudu a svařovacího času pro každý svar. Okamžité hodnoty pak mohou být dodrženy v rámci určených tolerancí. Pokud během svařování některá z proměnných změní svou hodnotu, upraví se velikost svařovacího proudu tak, aby se proměnná okamžitě upravila podle křivky definované jako standardní.



Obr. 8.4: Znárodnění adaptivního řízení svařovacího procesu [1]

Pokud zařízení nemůže udržet křivku dynamického odporu v rámci stanovených tolerancí, generuje výstrahu o svaru vyrobeném mimo specifikaci. Chování křivky dynamického odporu je možné korelovat s některými proměnnými a jejich chybami založenými na optimalizované křivce [1], [16].

9. Zhodnocení současného stavu řešené problematiky

Vlivem legislativy se průmyslová výroba automobilů ubírá cestou snižování dopadu provozu motorových vozidel na ekologii a zvyšování bezpečnosti posádky. Vývojáři renomovaných koncernů hledají možnosti snižování emisí a spotřeby pohonných hmot. Jednou z cest je snižování hmotnosti vozidla. Toho lze docílit nahrazováním tradičních ocelí vysokopevnými materiály, lehkými kovy jako je hliník nebo hořčík a novými kompozitními materiály. Ocelové materiály se pro ochranu před atmosférickou korozí, pro ochranu před oxidací během procesů zpracování a zlepšování dalších vlastností povlakuji. Proto se výzkumníci a vývojáři automobilových firem intenzivně věnují hledání nových materiálů (jejich kombinování s tradičními i novými povrchovými úpravami) a vhodných metod spojování.

Materiály, povlaky a jejich vlastnosti

Parametry lisování za tepla oceli 22MnB5 se podrobně zabýval Naderi a kol. [88]. Řadou experimentů zkoumal především vliv doby austenitizace, teploty první deformace, velikosti vnitřního pnutí v materiálu, aplikované síly při lisování a rychlosti ochlazování v nástroji na výslednou vnitřní strukturu materiálu. Zjistil, že teplota první deformace má vliv na množství martenzitu ve struktuře (teplota 850 °C vede k množství 94 % martenzitu ve struktuře, zatímco teplota 700 °C jen k 77 % martenzitu). Při teplotách nižších než 700 °C vedly vyšší rychlosti deformace ke zvýšení martenzitu v konečné mikrostruktuře. V teplotním rozmezí, ve kterém nedochází k transformaci a mikrostruktura je plně austenitická, vyšší napětí způsobuje více dislokací. Následkem toho je díky větší mechanické stabilizaci austenitu při vyšších deformačních rychlostech snížena teplota počátku transformace martenzitu M_s . Počáteční teplota transformace martenzitu klesá se zvyšováním rychlosti chlazení. V praxi vstupuje do tvářecího procesu řada faktorů. Výsledky výzkumu Naderiho a kol. [88] vysvětlují rozdílné vlastnosti plechů po tvářecím procesu. Tyto rozdíly mohou způsobovat problémy při následném svařování.

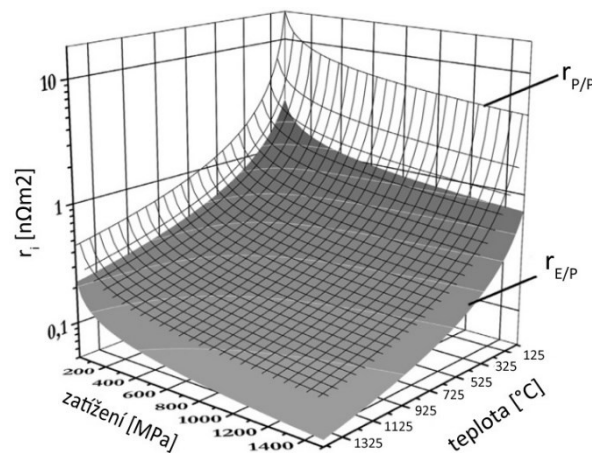
Grauer a kol. [112] zdůrazňují, že při teplotách tavení hliníku dojde vždy k difúzi železa do AlSi povlaku, i když se povlak zahřívá velmi pomalu. Windmann [103], [104] popisuje závislost morfologie AlSi povlaku na parametrech tepelného zpracování, a v této souvislosti výzkum Füssela a kol. [113] ukazuje, že různé tloušťky vrstev významně mění svařitelnost základního materiálu. Mechanické stlačení povrchových vrstev elektrodami vede k nárůstu skutečné kontaktní plochy, čímž se snižuje přechodový odpor [114]. Tyto efekty jsou lokálně navzájem závislé a silně spojeny, což znemožňuje oddělit měrný odpor od přechodového odporu pomocí přímého měření in-situ [115], [116], [117].

Měřením přechodového odporu se zabývá řada autorů. Např. Song a kol. [116] využívají zařízení Gleeble, které umožňuje simulovat řadu mechanických a metalurgických situací. Válcové vzorky jsou odporově ohřívány a přitlačovány konstantní, spojitě či skokově se měnící silou. Během testů je měřena teplota, proud, zatížení, deformace a pokles napětí na rozhraní plechů. Odpor je dopočítán podle Ohmova zákona. Song se ve své práci zabývá materiály, jako je hliník a jeho slitiny, nízkouhlíková nebo korozivzdorná ocel. Potvrdil, že v rozsahu od pokojových teplot až po teploty tavení platí, že přechodový odpor klesá se zvyšujícím se normálovým zatížením, a že rychlost jeho poklesu je vyšší při nižších hodnotách zatížení. Tvrdí, že vliv zatížení je u všech měřených materiálů velmi podobný. Dalším parametrem, který má významný vliv na přechodový odpor je podle Songa [116] teplota, i když při vyšších zatíženích má výrazně menší vliv. Při stejných podmínkách měření byla zjištěna lokální špička přechodových odporů při cca 200 °C. Při teplotách nad 1 000 °C je změna přechodového odporu minimální. Teplota ovlivňuje kontaktní odpor v několika aspektech. Mechanické vlastnosti se mění s teplotou a stejně tak elektrické vlastnosti, jako je odpor. Při stejném

zatížení je skutečná kontaktní plocha větší při vyšší teplotě, protože kov je měkkší, což znamená menší přechodový odpor.

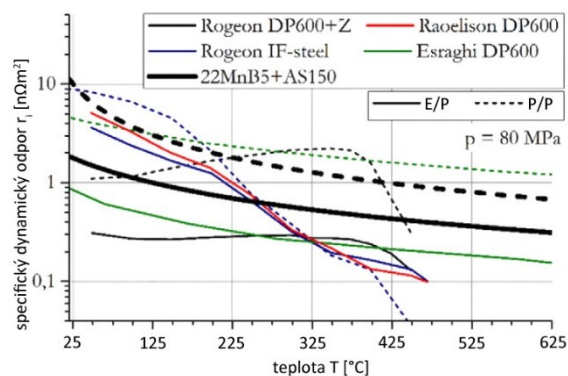
Přechodovým odporem při svařování oceli 22MnB5 s povlakem AlSi se ve své práci zabývá také Kaars a kol. [118], kteří porovnávali přechodový odpor mezi elektrodou a svařovaným plechem a mezi samotnými plechy. V práci definují termín dynamický přechodový odpor, který v sobě zahrnuje i dynamiku procesu. Rozlišují mezi absolutním a specifickým dynamickým odporem. Zatímco absolutní odpor R_i [Ω] lze porovnávat pouze s výsledky získanými za stejných (velmi podobných) podmínek, specifický dynamický odpor r_i [Ωm^2] poskytuje více obecných informací.

Kaars [118] došel k závěru, že v případě povlakované oceli 22MnB5 (tepelně zpracované při 940°C po době 6 min) je přechodový odpor mezi plechy 2 až 8 krát vyšší v porovnání s přechodovým odporem mezi elektrodou a plechem. Implicitně měřil specifický přechodový odpor pro teploty až do bodu tání základních materiálů a kontaktní tlaky až do maximální pevnosti v tahu. Z výsledků je patrné, že specifický přechodový odpor hyperbolicky klesá s rostoucí teplotou a kontaktním tlakem (Obr. 9.1). Největší změny nastávají při teplotách menších než 530 °C a přitlaku elektrod menším než 400 MPa. Pokud je tlak elektrod větší než 400 MPa, má na odpor malý vliv.



Obr. 9.1: Specifický dynamický přechodový odpor r_i [$\text{n}\Omega\text{m}^2$] ($r_{P/P}$ – rozhraní plech-plech, $r_{E/P}$ – rozhraní elektroda-plech) [118]

Porovnat Kaarsovy výsledky s další literaturou [117] [119] [120] lze jen omezeně, protože výsledky pro materiál 22MnB5 + AlSi dosud nejsou k dispozici. Proto jsou porovnány různé materiály jako je galvanicky zinkovaná a nepovlakovaná dvoufázová ocel DP600 a nepovlakovaná intersticiální ocel IF.



Obr. 9.2: Porovnání specifického dynamického přechodového odporu různých materiálů (E/P = rozhraní elektroda/plech, P/P = rozhraní plech/plech) [118]

Jak je vidět na Obr. 9.2 při pokojové teplotě má specifický dynamický přechodový odpor na rozhraní plech-plech nejvyšší hodnotu pro materiál 22MnB5 s povlakem AlSi. Ovšem se zvyšující se teplotou jeho hodnota klesá pod úroveň ostatních materiálů. Je velmi zajímavé, že specifický přechodový odpor povlakované oceli 22MnB5 není při pokojové teplotě na obou rozhraních nutně vyšší než u ostatních ocelí, ale výrazně překoná specifickou hodnotu dynamického přechodového odporu ostatních ocelí, jakmile teplota kontaktu dosáhne dostatečné výše. Nutno dodat, že data převzatá od Eshraghiho [120] nebyla autory naměřena přímo, ale odvozena z výsledků simulace v softwaru SYSWELD.

Nedávné práce ukázaly, že k prvnímu natavení při bodovém odporovém svařování oceli 22MnB5 s povlakem na bázi AlSi dochází daleko dříve než u jiných ocelí právě v důsledku zvýšeného dynamického přechodového odporu povlaku. Navíc se předpokládá, že dynamický přechodový odpor oceli 22MnB5 s povlakem AlSi je významný až do relativně vysokých teplot v důsledku vysoké teploty tavení povlaku a je tedy jedním z nejvýznamnějších faktorů ovlivňujících jeho svařitelnost [118].

Eller a kol. [121] se věnoval analýze tepelně ovlivněné oblasti z hlediska tvrdosti. Došel k závěru, že u materiálů s tvrdostí menší než 230 HV nedochází k zásadnímu odpevnění v tepelně ovlivněné oblasti. Při rovinném zatížení se v tepelně ovlivněné oblasti hromadí napětí, což často vede k iniciaci trhliny. Čím měkčí je tento materiál, tím menší je vliv napětí na mechanické vlastnosti. V materiálech měkčích než 250 HV je malá pravděpodobnost vzniku trhlin v TOO.

Mechanismus opotřebení během tvářecího procesu

Podle Windmanna [122] přítomnost povlaku AlSi během tváření za tepla oceli 22MnB5 způsobuje opotřebení nástrojů. Na vině je zejména přítomnost intermetalik s nízkou lomovou houževnatostí a vysokou tvrdostí (520 – 1130 HV). Jde o $Al_{13}Fe_4$, Al_5Fe_2 a AlFe. Tvrdost intermetalik klesá přímo úměrně rostoucí teplotě. To vede k menšímu abrazivnímu opotřebení tvářecího nástroje při vyšších tvářecích teplotách. Zjistil, že abrazivní složku opotřebení má na svědomí především fáze AlFe, zatímco Al_5Fe_2 vede k většímu opotřebení způsobenému delaminací částic z povlaku.

Zvýšenou odolnost proti korozi oceli 22MnB5 s povlakem AlSi potvrzuje ve své práci Allély a kol. [123], zejména při cyklických zkouškách. Zmiňuje, že problémem je přítomnost trhlin v povlaku, které vedou nejen k jeho korozi, ale i oceli pod ním. Povlak AlSi nepatří mezi povlaky fungující na principu obětované anody. Rozdíl potenciálů povlaku AlSi a oceli 22MnB5 je menší než 50 mV. Přesto je povlak považován za aktivní. Mezi korozní produkty patří zejména hydroxidy, hlinitokřemičitany (cyklický korozní test dle VDA 233-102) a oxidy Al, Si a Fe (SST – testy v solné mlze). Bariérový účinek korozních produktů vede k zpomalení koroze v dutinách. Rozdíl v korozních produktech při různých testech může souviset s odlišným vývojem pH v elektrolytickém filmu během zkušebního cyklu.

Opotřebení během svařovacího procesu

Zhang a kol. [124] se zabývá porovnáním povlakovaných hlubokotažných ocelí typu DP600 s nepovlakovanými a uvádí, že povlaky na svařovaných dílech vedou ke zvýšení životnosti elektrod vlivem vzniku „ochranné“ slitinové vrstvy na kontaktních plochách elektrod.

Svařování ultra tenkých ocelových plechů (tloušťka materiálu < 0,6 mm) popisuje ve své práci např. Zhao a kol. [125]. Vyvinuli metodu, při níž využívají jednorázového ohebného tenkého pásku (tloušťka pásku je 0,12 mm a materiál Cu55Ni45) vloženého mezi elektrodu a svařovaný materiál. Principiálně jde o svařování srovnatelné s metodou Delta Spot popsanou v Kapitole 4. Při použití této metody pro spojování ocelových plechů tloušťky 0,4 mm byla zlepšena tepelná

balance a sníženo množství generovaného tepla, dále byla účinně snížena teplota, která vznikla na rozhraní elektrod a významně sníženo opotřebení elektrody.

Opotřebením elektrod při odporovém svařování se zabývá také Gauthier a kol. [32]. Dokazuje, že při svařování ocelových plechů bez povrchových úprav dominují různé mechanismy opotřebení elektrod během prvních 100 svarů. U povlakovaných ocelí jsou při prvních 100 svarech elektrody nejprve deformovány. Nad 100 bodů převládá eroze. Následně své výsledky potvrdili simulací. Neumann a kol. [26] uvádí velký vliv chlazení elektrod a popisuje možnost chlazení elektrod tekutým CO₂.

Vliv teploty na strukturu povlaků

Schmidová a kol. [109] zkoumala AlSi povlaky tepelně zpracovávané v rozsahu teplot 880 – 850°C s dobou výdrže na teplotě 5 – 10 min. Potvrdila vznik difúzní vrstvy vznikající během tepelného zpracování. Z jejích výsledků je patrné, že s teplotou a dobou výdrže na teplotě roste v povlaku i objem heterogenit obohacených železem a těsně pod povrchem povlaku se tvoří vrstva se zvyšujícím se poměrem Al/Si. Vytváření kontinuální "sekundární" intermetalické mezivrstvy v povlaku s převažujícím Al ovlivňuje zvláště svařitelnost. A to zejména v souvislosti se zvyšující se pórovitostí a obsahem oxidů na povrchu. Vyšší množství pórů vede k jejich náhodnému zhroucení, což ovlivňuje proudový tok a způsobuje nestabilitu procesu. Stanovila, z hlediska nežádoucích vlivů na kvalitu bodových svarů, maximální tloušťku difúzní vrstvy na rozhraní ocel – povlak na 13 μm. Větší tloušťka difúzní vrstvy vede k náhodnému výskytu nestability ve svařovacím procesu. Tvorba širší difúzní vrstvy je provázána intenzivní precipitací. Právě vznik této intermetalické difúzní vrstvy zhodnotila jako nejškodlivější vliv na lomovou houževnatost.

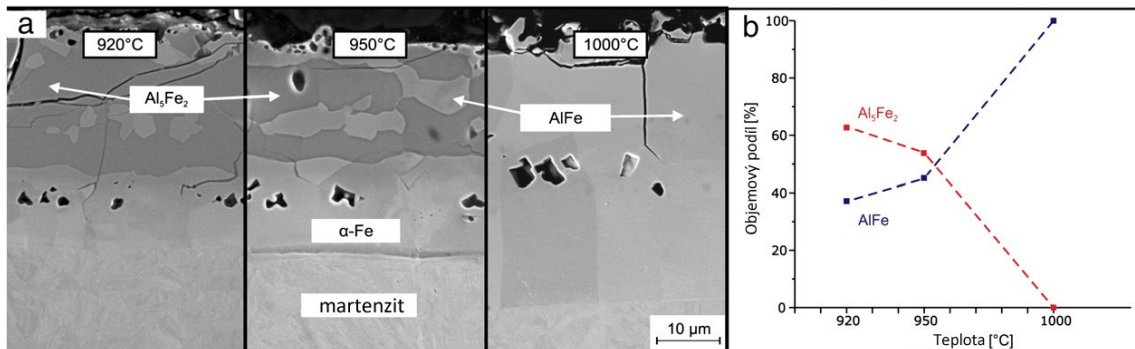
V další svojí práci Schmidová [126] porovnávala svařitelnost ocelí 22MnB5 právě z hlediska tloušťky difúzní vrstvy na rozhraní ocel-povlak. Na spojích z materiálů s minimální tloušťkou difúzní vrstvy naměřila sílu potřebnou na přetržení vzorku 22 kN, zatímco u vzorků s největší tloušťkou difúzní vrstvy to bylo jen 17,6 kN.

Cheng a kol. [127] i Springer a kol. [128] se věnovali tvorbě fází na rozhraní měkké oceli a povlaku AlSi (s koncentrací křemíku 5 a 10 %) při teplotách 650 – 700 °C. Ve své práci popisují tvorbu vícevrstvé fáze se sekvencí Al₅Fe₂-Al₁₃Fe₄-Al₈Fe₂Si, která vznikla přímo na rozhraní oceli - povlak. Kromě toho dokazují tvorbu malých precipitátů typu Al₂Fe₃Si₃ uvnitř fáze typu Al₅Fe₂. Tvrdí, že křemík má inhibiční účinky na růst intermetalik na rozhraní ocel-povlak, a že neutralizuje tvorbu fáze typu Al₁₃Fe₄ a podporuje růst Al₈Fe₂Si. Jejich výsledky jsou v souladu s Windmannovou prací a potvrzují i práci Yuna a kol. [129]. Eggeler a kol. [130] dokázal, že křemík zaujímá volné pozice v mřížce Al₅Fe₂ a tím zabraňuje narůstání této fáze.

Windmann ve své práci [122] zmiňuje, že běžné parametry během tvářecího procesu jsou doba výdrže na teplotě 6 min a teplota 920 °C. Zabývá se povlaky AlSi s různými tloušťkami a různými obsahy Si, nanesenými na vysokopevné oceli 22MnB5. Podle jeho výsledků dochází v první minutě výdrže na teplotě k difúzi Fe do částečně roztaveného AlSi povlaku, která podporuje tvorbu intermetalických fází typu Al₈Fe₂Si, Al₁₃Fe₄ a Al₅Fe₂. Současně difunduje Al z povlaku do oceli a vzniká vrstva αFe na rozhraní. Čím více hliníku difunduje, tím více je fáze α-Fe stabilizována. V důsledku toho se během kalení austenizované oceli v lisovacím nástroji vrstva α-Fe netransformuje na martenzit. Kvůli nízké lomové houževnatosti fáze Al₅Fe₂ se v povlaku tvoří trhliny. Fáze Al₂Fe má nižší rozpustnost Si ve srovnání s Al₅Fe₂ a AlFe.

V další svojí práci se Windmann a kol. [103] věnuje vlivu austenitizační teploty oceli 22MnB5 s povlakem AlSi při tváření na tvorbu intermetalických fází $Al_xFe_ySi_z$. Potvrdil u materiálu 22MnB5 + AlSi v dodávaném stavu na rozhraní povlak - ocel přítomnost intermetalické fáze v tloušťce 3 - 6 μm s hranatými precipitáty, které narůstají směrem do AlSi povlaku. Po tepelném zpracování (920°C / 6 min) byly v oceli identifikovány vyšší koncentrace prvků Al a Si v blízkosti rozhraní ocel – povlak. Proto se zde vytvořila vrstva α -Fe bohatá na Al-Si o tloušťce 10 až 12 μm . Kromě toho byly na rozhraní ocel – povlak zjištěny dutiny (Kirkendallový póry⁵). Mikrostruktura uvnitř povlaku na bázi Al je tvořena intermetaliky $Al_xFe_ySi_z$ s různými koncentracemi Al, Fe a Si. Došel k závěru, že během prvních dvou minut ohřevu (kolem 900°C) převládá difúze Fe z oceli do AlSi povlaku. Po dvou minutách, kdy probíhá difúze Al do oceli, dochází k poklesu obsahu Al v povlaku a k následné přeměně intermetalických fází bohatých na Al ($Al_{13}Fe_4$ a Al_5Fe_2) na typ bohatý na Fe (AlFe). Difúze hliníku do oceli podporuje na rozhraní povlak-ocel tvorbu vrstvy α -Fe bohaté na Al. Tato vrstva zvětšuje svoji tloušťku s teplotou austenitizace a s dobou výdrže na teplotě. Tvorba fáze AlFe pozitivně ovlivňuje množství trhlin v povlaku AlSi. Transformační kinetika výsledných intermetalických sloučenin bohatých na Al a Fe je ovlivněna tloušťkou a chemickým složením povlaku AlSi. Si podporuje tvorbu intermetalik bohatších na Si, které pak působí jako zárodky Fe bohatých intermetalik.

Cílem Windmannových studií [103], [104] bylo snížit hustotu trhlin povlaku AlSi, aby se zlepšila jeho odolnost proti korozi a aby se snížilo opotřebení tvářecího nástroje při lisování za tepla. Snažili se podpořit vznik houževnatějších a měkčích fází typu AlFe a vyhnout se vysokým objemovým frakcím fází Al_5Fe_2 a $Al_{13}Fe_4$. Zjistili, že se tloušťka difuzní vrstvy α -Fe v oceli poblíž rozhraní ocel – povlak, bohaté na Al, zvyšuje s rostoucí teplotou - tloušťka 5,2 - 7,8 μm ($T_{\text{AUS}} = 920^\circ\text{C}$), 8,9 - 10,3 μm ($T_{\text{AUS}} = 950^\circ\text{C}$), 19,5 - 20,6 μm ($T_{\text{AUS}} = 1000^\circ\text{C}$). Naproti tomu se v povlaku vrstva α -Fe netvoří. Dále zkoumali vliv tloušťky povlaku na tvorbu vrstvy α -Fe bohaté na Al. Došli k závěru, že vrstva α -Fe se tvoří nezávisle na celkové tloušťce povlaku a má vždy stejné složení v závislosti na teplotě a době výdrže na ní (Obr. 9.3).



Obr. 9.3: Transformace fází a růst vrstvy α -Fe v závislosti na teplotě (a) a závislost objemového podílu fází na teplotě (b)

Naproti tomu kompletní transformace Al_5Fe_2 na fázi AlFe je rychlejší u povlaků s menší tloušťkou, což vysvětlují kratší difúzní cestou. Kinetika růstu fáze typu Al_5Fe_2 je silnější v porovnání s kinetikou

⁵ Kirkendallův efekt při difúzi se vyskytuje u takové kombinace materiálů, kdy atomů, které opouštějí materiál na jedné straně rozhraní, je více než atomů, které do něho vcházejí, tj. že atomy druhého materiálu migrují rychleji než atomy prvního. Důsledkem úbytku atomů dochází ke kontrakci materiálu. Tato kontrakce však nevyrovná zcela úbytek, takže poblíž rozhraní se materiál stane porézním. Tento jev může vést i ke změně příčných rozměrů vzorku, popř. k tvorbě pórů nebo dutin na jedné straně rozhraní (**Kirkendallový póry**). V binárních systémech má obecně větší pohyblivost (difúzní rychlost) složka s nižší teplotou tavení [175].

tvorby fází $Al_{13}Fe_4$, $Al_2Fe_3Si_3$ a Al_8Fe_2Si . Heumann a kol. [131] vysvětluje rychlejší růst fáze Al_5Fe_2 vysokou mírou (30 %) neobsazenosti podél osy c v ortorombické mřížce. Windmann a kol. dále zkoumal vliv křemíku na kinetiku růstu fází. Zjistil, že nezávisle na tloušťce povlaku je pro přeměnu celého povlaku na houževnatou fázi AlFe potřeba 10 – 30 min výdrže na teplotě austenitizace. Rozpustnost Si ve fázi AlFe je až 16 %. Křemík difunduje do oceli a současně směrem k povrchu povlaku, kde se vytváří oxidy bohaté na křemík. Obohacení křemíkem blízko povrchu povlaku, podporuje tvorbu oxidů blízkých stechiometrii MO_2 . Kromě těchto oxidů je na povrchu povlaku vytvořena vrstva Al_2O_3 .

Köster a kol. [132], stejně jako Kobayashi a kol. [133] zjistili, že zejména intermetalické fáze Al_xFe_y bohaté na Al (typu $Al_{13}Fe_4$ a Al_5Fe_2), které vznikají v povlaku AlSi, mají nízkou lomovou houževnatost ($1 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$), která je přičítána jejich vysoké tvrdosti 900 - 1150 HV0,05. Podle Krasnowskeho a kol. [134] je tvrdost fáze Al_5Fe_2 851 HV1. Fáze AlFe a $AlFe_3$ mají tvrdost nižší: 300 až 650 HV0,05 (Kubošová a kol. [135]) a současně vyšší lomovou houževnatost, až 26 MPa. S ohledem na stechiometrii těchto intermetalik mají houževnatější a měkčí fáze Al_xFe_y vyšší obsah Fe, takže mohou být stabilizovány různými difúzními procesy. Kim a kol. [136] zjistil, že křehké intermetalické fáze typu $Al_{13}Fe_4$ a Al_5Fe_2 snižují svařitelnost. Podle výsledků Shiota a kol. [137] má fáze Al_2Fe_3 tvrdost 882 HV1 a lomovou houževnatost $1,6 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$, modul pružnosti pak 245 GPa. Výsledky výzkumu Windmanna a kol. [138], kteří se věnovali zjišťování mechanických vlastností intermetalických fází, jsou uvedeny v Tabulce 9.1. Došli k závěru, že tvrdost všech zkoumaných intermetalik klesá s rostoucí teplotou. Při překročení teploty 500 °C je tvrdost všech fází menší, než je tvrdost lisovacího nástroje (v jejich případě z materiálu X38CrMoV5-3). Fáze AlFe vede k adhezivnímu opotřebení povrchu nástroje od 800 °C do pokojové teploty. Delaminace tvrdých a křehkých částic Al_5Fe_2 vede k silnému abrazivnímu opotřebení při teplotách nižších než 500 °C. Kompletní přeměna povlaku AlSi na měkkou a tvárnou fázi AlFe snižuje abrazivní opotřebení povrchu nástrojové oceli během procesu kalení a tváření.

Tabulka 9.1: Mechanické vlastnosti intermetalických fází typu $Al_xFe_ySi_z$ [103], [122], [138]

Fáze	Modul pružnosti [GPa]	Tvrdost [HV0,5]	Lomová houževnatost K_{IC} [$\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$]	Teplota tavení [°C]	mřížka
$Al_{13}Fe_4$	164 ± 11	852 ± 50	$1,4 \pm 0,2$	1 160	
Al_5Fe_2		1133 ± 83	$1,0 \pm 0,1$	1 350	orthorombická
Al_3Fe_2	198 ± 4	1090 ± 39	$0,9 \pm 0,1$		
Al_2Fe	189 ± 10	904 ± 31	$1,6 \pm 0,4$	1 100	rhombohedral
AlFe	174 ± 16	517 ± 37	26	1 150	bcc
α -Fe	211	374 ± 30		1 430	bcc
$Al_2Fe_3Si_3$			$1,6 \pm 0,4$	1 020	triklinická
Al_8Fe_2Si		873 ± 105		930	hexagonální
Al_2O_3	73	2000		2 072	

Monitorování svařovacího procesu

Pro zpětné vazby a kontrolu kvality během výroby je nutné procesy zpracování monitorovat a řídit. Na Obr. 9.4 jsou uvedeny různé průběhy svařovacích parametrů získaných monitorováním procesu. Svařovací proud na začátku procesu narůstá, dokud nedosáhne nastavené hodnoty. Dále pak jeho konstantní průběh udržuje invertorový svařovací zdroj. Napětí a odpor se mění jen málo a to

v důsledku růstu svarové čočky (Obr. 9.4 a). V případě, že dojde k výstřiku svarového kovu, elektrický odpor se náhle sníží. To způsobí lokální pokles svařovacího proudu a napětí mezi elektrodami (Obr. 9.4 b a c - , d – jediný výstřik kovu). Čím větší je ztráta materiálu při výstřiku kovu, tím více se sníží dynamický odpor. Russo Spena ve své práci [139] došel k závěru, že jediný objemný výstřik je dán velkou přítlačnou silou (v jeho případě 4 kN). Pokud je přítlačná síla snížena, počet výstřiků se sníží a jejich objem zmenší. Pro měření napětí mezi elektrodami použil dva elektrické vodiče, připevněné přímo k čepičkám elektrod. Pro snížení šumu indukovaného napětí střídavého proudu byl použit TWIST párový kabel. Proud byl měřen elektrickým převodníkem, složeným z Rogowského potenciometru integrovaného v obvodu. Měnič poskytl výstupní napětí, které bylo úměrné svařovacímu proudu [mV/A]. Pro získání signálů souvisejících přímo se spojovacím procesem, tvořila Rogowského cívka smyčkou kolem spodního elektrodového ramena (co nejbliže k elektrodové čepičce).

Vysoký střídavý proud $I_{svař}$ procházející přes ramena elektrod vyvolal v okolním prostředí variabilní magnetické pole a následně v Rogowského cívce indukované napětí $U_{cívky}$, pro které platí:

$$U_{cívky} = H \cdot (dI_{svař}/dt), \quad (9.1)$$

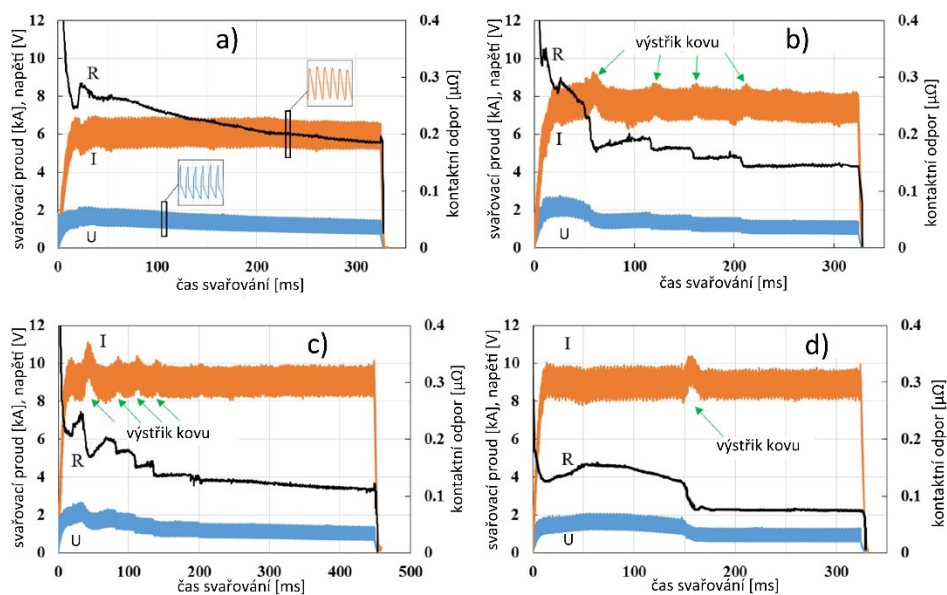
kde H je citlivost cívky [Vs/A]

" $U_{cívky}$ " musel být integrován pro reprodukci křivky svařovacího proudu, takže:

$$U_{výstupní} = S \cdot \int U_{cívky} dt = S_H \cdot I_{svař}, \quad (9.2)$$

kde S je konstanta integrátoru⁶

S_H je celková citlivost převodníku [mV/A].



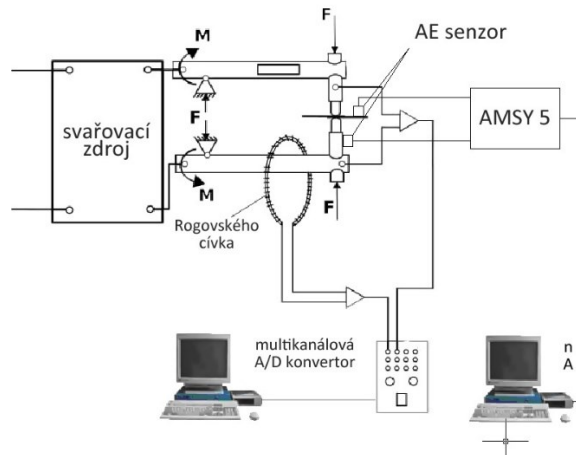
Obr. 9.4: Průběh odporu při bodovém odporovém svařování: a) bez výstřiku kovu, b) a c) – několik menších výstřiků kovu, d) jediný velký výstřik kovu [139]

Svařovací proud lze pak vypočítat měřením výstupního napětí integrátoru a vynásobením jeho citlivosti snímače. Napětí mezi čepičkami elektrod a svařovací proud byly zaznamenány současně, s

⁶ **Integrační článek (integrátor)** je elektrotechnická součástka, která v obvodu provádí matematickou funkci integrování – napětí na výstupu je integrálem napětí na vstupu podle času.

rychlostí 100 000 vzorků za sekundu, pomocí systému NI USB-6216 (National Instruments, Austin, TX, USA [139]).

Výsledky výzkumu Keka a kol. [140] potvrzují možnost vyhodnotit stav procesů bodového odporového svařování na základě analýzy kontinuálních signálů akustické emise (AE) během svařování (měřicí sestava je na Obr. 9.5. Kontinuální signál byl analyzován v časové a frekvenční oblasti).



Obr. 9.5: Experimentální měřicí sestava [140]

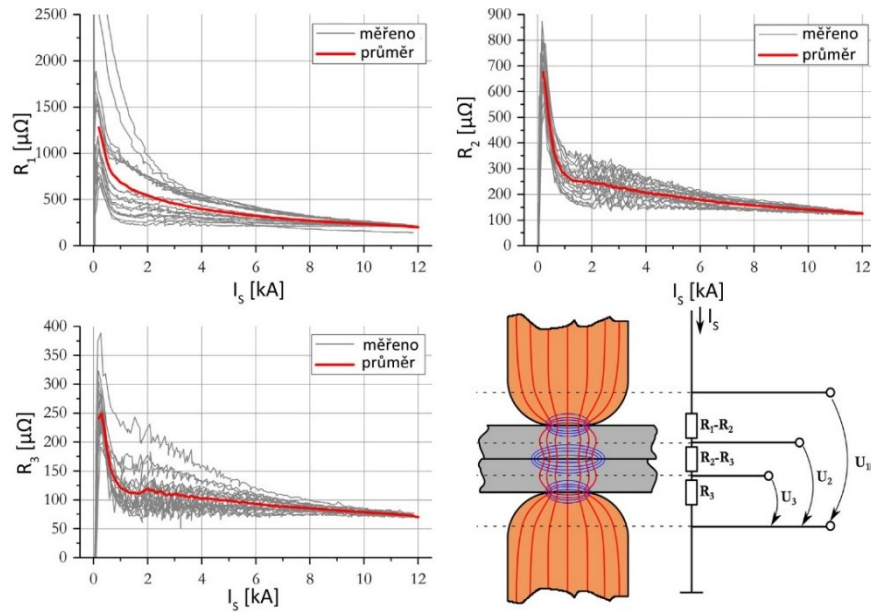
Měření ukázala, že prudký nárůst signálu AE je silnějším ukazatelem výstřiku kovu než měřené elektrické nebo mechanické parametry. Kromě toho frekvenční spektrum spojitého signálu, ke kterému dochází při průtoku proudu, je také potenciálním parametrem zpětné vazby. Předpověď výstřiku kovu během odporového svařování může být zlepšena s ohledem na další charakteristické hodnoty signálu AE jako směrodatná odchylka a špičatost⁷ (kurtoza) krátkých signálních period ve stanovených časových intervalech. Kek [140] ve svých závěrech tvrdí, že při současném výpočtu frekvenčního spektra signálu a uvedených charakteristických hodnot lze výstřik materiálu předpovědět ve velmi krátkém časovém intervalu před jeho výskytem.

Kaars a kol [141] měřil svařovací napětí připojením svorkami přímo na elektrody. Každé napětí U_i bylo měřeno nezávisle (až 18 měření ve 3 sekvencích pro jeden výsledný bod) pro různé pro různá nastavení přitlačné síly a proudu. Potom byly elektrody přebroušeny pro zajištění rovnoměrného rozložení potenciálního opotřebení elektrod a dalších vlivů ve výsledcích. Odpovídající odpory pak vypočítal z napěťové křivky pomocí vztahu:

$$R_i(I_S) = \frac{U_i(t)}{I_S(t)} \quad \{i \in N \mid 1 \leq i \leq 3\} \wedge t = f(I_S) \quad (9.3)$$

Výsledný odpor byl pak komprimován výpočtem střední křivky a její směrodatné odchylky v závislosti na elektrickém proudu, viz Obr. 9.6.

⁷ Špičatost ↑ je rovna průměru čtvrtých mocnin odchylek hodnot proměnné od jejich aritmetického průměru dělenému čtvrtou mocninou směrodatné odchylky, to celé minus 3, tedy $\tau = \frac{\sum_{i=1}^n (x_i - \bar{x})^4}{n \cdot s^4} - 3$.



Obr. 9.6: Průběhy odporů dopočtených z naměřených hodnot pro elektrodovou přitlačnou sílu 8kN a schéma experimentu – vpravo dole (červené linie: proudové cesty, modré linie: oblasti se stejným potenciálem) [141]

Vliv svařovacích parametrů na kvalitu bodových spojů

DOE (Design of Experiments / statistické plánování experimentu) je experimentální strategie, při níž jsou současně studovány účinky několika faktorů prostřednictvím jejich testování na různých úrovních. Metodu DOE používá ve své práci např. Kapsa [87], který se věnoval svařování heterogenních spojů. Z jeho výsledků vyplývá, že čím je větší průměr svarové čočky, tím je větší její pevnost (parametr hodnocení kvality spoje) a větší odolnost řízení procesu svařování vůči vlivům šumových (neregulovatelných) faktorů jako je variabilita vlastností materiálu mezi výrobními šaržemi, nečistota a maz na povrchu dílů, axiální a úhlové vychýlení elektrod svařecích kleští, nesprávné dosednutí/slícování svařovaných dílů, opotřebení dosedacích ploch elektrod nebo vnitřní nehomogenity materiálu plechů. Jako nejdůležitější parametr označuje svařovací čas, který má ve vymezeném pracovním rozsahu 70 % vliv na kvalitu bodového svaru. Přitlačná síla elektrod má v tomto rozsahu přibližně 10ti % účinek. Svařovací proud má v pracovním intervalu (pro ocel 22MnB5 je to 7,4 – 8,4 kA) jen malý vliv na kvalitu spoje. Mimo vymezený rozsah jsou však jeho účinky na kvalitu spoje výrazně negativní. Vliv svařovaného materiálu (dodavatele) má vliv jen okolo 5 %. Přitlačná síla elektrod je významným faktorem také v interakci se svařovacím proudem (cca 8 %). Z Kapsových [87] výsledků je vidět, že při nízké hodnotě přitlačné síly má faktor proudu poměrně významný vliv, zatímco při vysoké úrovni síly ne.

Pomocí statistického softwaru provedl lineární regresní analýzu průměru svarového bodu ve vztahu k regulovatelným faktorům svařovacího proudu, času svařování a přitlačné síly elektrod a získal následující výběrovou regresní funkci:

$$d_p = 0,55 + 0,255 \cdot I_{sv} + 0,239 \cdot t_{sv} - 0,344 \cdot F_{sv} \quad (9.4)$$

kde d_p je průměr čočky bodového svaru [mm]
 I_{sv} je svařovací proud [kA]
 t_{sv} je čas svařování [per]
 F_{sv} je přitlačná síla elektrod [kN].

Uvedená rovnice je platná uvnitř pracovního rozsahu procesu bodového svařování daného úrovněmi regulovatelných (v tomto případě svařovacích) parametrů procesu [84].

Na výskyt dutin uvnitř svarové čočky se rozhodujícím způsobem podílí faktor přitlačné síly elektrod (cca 47 %) a interakce proudu a času svařování (cca 33 %). Ostatní parametry mají jen malý účinek. Relativně velký účinek na tvorbu dutin však má také podíl nečistot na povrchu svařovaných dílů (šumový - neregulovatelný faktor). Na šířku TOO má největší účinek interakce svařovacího proudu a přitlačné síly elektrod (cca 51 %). Čas svařování se podílí na kvalitě bodového svaru přibližně 30 % a svařovací proud asi 11 % [87].

Wei Li a kol. [142] zkoumal chování procesu bodového odporového svařování pomocí metody Design of Experiment podle Taguchiho. Ve své práci popisuje vzájemnou závislost jednotlivých parametrů procesu bodového odporového svařování. Jeho výsledky korespondují s výše uvedeným Kapsou [87]. Naopak Aslanlar a kol. [143], [144], [145] ve svých výzkumech došel k závěru, že nejdůležitějším parametrem při bodovém odporovém svařování dílů z klasických karosářských ocelí stejného typu je přitlačná síla elektrod. Y. Zhang a kol. [146] se ve své práci zabývá nesymetrickými eliptickými bodovými svary. Došel k závěru, že šířka svařovaného plechu a délka svaru hrají nejdůležitější roli při tahovém namáhání a že pevnost v tahu bodového spoje lze zvýšit počtem svarů.

Huin a kol. [48] se věnovali zkoumání mechanických vlastností svarů z pokročilých vysokopevných ocelí (AHSS). Došli v názoru, že menší výstřik kovu sice silně ovlivňuje elektrické napětí při svařování, ale na mez pevnosti při tahovém namáhání nemá významný vliv. Potvrzují, že únosnost svarů z AHSS jako je 22MnB5 se zvyšuje s velikostí svarové čočky. K podobnému závěru došel Saha a kol. [43], který ve své práci uvádí, že v případě ocelí s vysokým obsahem Mn dochází při bodovém svařování k výstřiku materiálu dříve než v případě ostatních ocelí typu AHSS. Pokud je svařovací proud vyšší než 5 kA, objevují se ve svarové čočce trhliny, které mají na pevnost spoje jen malý vliv.

Vlivem mezery mezi tvářenými plechy z oceli 22MnB5 při svařování se zabývá Sherepenko a kol. [147]. Zjistil, že mezera mezi plechy přítomná před začátkem svařování má vliv na stabilitu svařovacího procesu. Dále popisuje strukturní změny v tepelně ovlivněné oblasti, způsobené pravděpodobně difúzí prvků jako jsou C, Mn a B, při vyšších teplotách. Přítomnost oleje na povrchu svařovaných plechů vedla k poklesu průměru svarové čočky.

Možností využití akustické emise pro kontrolu kvality svarových spojů se zabýval Polajnar a kol. [148]. Došel k závěru, že vzhledem k příliš velkým rušivým signálům není možné kvalitu bodového spoje pouze z akustické emise detekovat.

Jong a kol. [149] studoval mechanické vlastnosti a odpovídající změny v mikrostruktuře oceli 22MnB5 při odporovém svařování za různých svařovacích podmínek. Zjistil, že průměr čočky se zvětšuje s velikostí tepelného příkonu a v souvislosti s tím narůstá síla potřebná na porušení vzorku při zkoušce stříhem. Tvrdost ve svarovém kovu se mírně zvýšila na 550 - 600 HV. Naopak v TOO došlo k poklesu na cca 320 HV, což je o 230 HV nižší než má základní materiál. Jeho výsledky potvrzují i závěry výzkumu Choi a kol. [150].

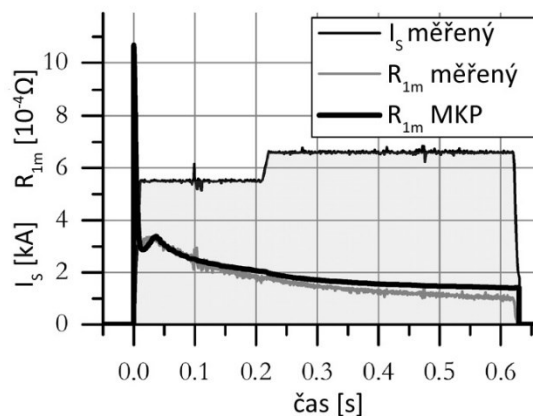
Simulace svařovacího procesu

V neposlední řadě nastupují také numerické simulace jednotlivých procesů. V literatuře lze najít řadu přístupů k analytickému popisu přechodových odporů. Ovšem velký problém těchto modelů spočívá v tom, že mají velkou teoretickou hodnotu, avšak jen malý praktický význam. Richard a kol. [115] jako první publikoval empirický model s cílem popsat specifický přechodový odpor založený na naměřených datech. Zavedl numerickou simulaci pro nepřímý výpočet přechodového odporu. Měrný

odpor podle fyzikálních zákonů spojitě narůstá s teplotou. Ovšem, jak bylo zmíněno výše, dynamický přechodový odpor s rostoucí teplotou [116] a tlakem [115] má klesající tendenci.

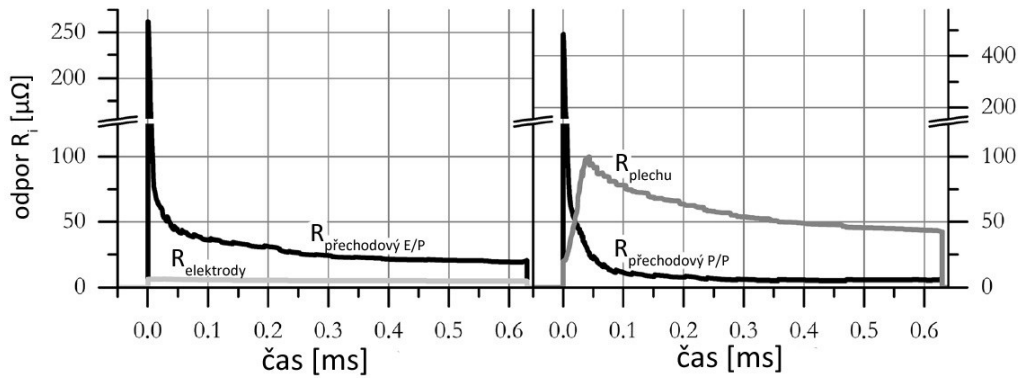
Numerická simulace se stala vhodným nástrojem při výzkumu bodového odporového svařování [120] [151], [152], [153], [154], [155], ale ke správnému modelu jsou vždy třeba odpovídající údaje o dynamickém přechodovém odporu. Tato data jsou ne vždy dostupná. Například Nodeh a kol. [152] nastavili specifickou dynamického přechodového odporu na konstantní hodnotu, Shen [156] se spoléhal na údaje poskytnuté Richardem a kol. [115], Moos a Vezetti [157] používali data publikovaná Songem [116], Fan [151] a Eshraghi [120] pracovali s údaji získanými pomocí softwaru Sysweld. Všechny výše zmíněné práce se zabývaly nepovlakovanými plechy. Ačkoliv v literatuře existují údaje o přechodovém odporu oceli 22MnB5 s povlakem AlSi, data byla měřena pouze pro určitou sílu, při pokojové teplotě s malým proudem nebo se jednalo o absolutní odpor. Proto nejsou v současnosti k dispozici obecné informace o specifických charakteristikách přechodového odporu oceli 22MnB5 s povlakem AlSi jako funkce tlaku a teploty [118].

Kaars a kol [158] v roce 2017 zavedl hybridní metodu stanovení specifického přechodového odporu, která využívá naměřených výsledků i numerického přístupu. Výsledky ukazují, že křivka celkového elektrického dynamického odporu svaru zjištěná při experimentech na oceli 22MnB5 s povlakem AlSi může být s přiměřenou přesností reprezentována modelem konečných prvků (Obr. 9.7).



Obr. 9.7: Porovnání hodnot přechodových odporů měřených a vypočtených metodou konečných prvků (MKP) [158]

Úspěšně svou metodou určili skutečnou hodnotu elektrického odporu při bodovém svařování oceli 22MnB5 s povlakem AlSi. Prokázali, že na začátku svařovacího cyklu v celkovém odporu svaru dominuje přechodový odpor na rozhraní svařovaných plechů (P/P), jak je ukázáno na Obr. 9.8. Odpor $R_{\text{přechodový P/P}}$ začíná být po uplynutí 50ti ms průchodu svařovacího proudu nahrazován přechodovým odporem na rozhraní elektrody a plechu. Ovšem ještě před uplynutím 50 ms se celkový měrný odpor plechů stane dominantním odporem přispívajícím ke svaření. Vliv měrného odporu elektrod je zanedbatelný.



Obr. 9.8: Jednotlivé odpory ve svaru – vypočtené hodnoty (E/P – rozhraní elektroda-plech, P/P – rozhraní svařovaných plechů) [158]

Křivku dynamického odporu svaru naměřili podle německého technického listu DVS 2929-1. Naměřené údaje vykazovaly významný rozptyl hodnot, který postupně s rostoucím proudem poklesl. Celkový odpor nabývá své maximální hodnoty na začátku průchodu svařovacího proudu. Následně strmě klesá. V průběhu svařování se celkový odpor asymptoticky blíží konečné hodnotě [158].

10. Cíle práce

Z výše uvedeného vyplývá, že automobilový průmysl je dynamicky se rozvíjejícím odvětvím světového průmyslu. Nové materiály a jejich povrchové vlastnosti zlepšují užité vlastnosti výsledných výrobků. Zpracovatelské metody (např. svařovací a tvářecí procesy) mnohdy „nestíhají“ držet krok s tak rychlým vývojem. V případě, že při zpracování nových materiálů dochází k problémům, snaží se vývojová oddělení firem vyrábějících zařízení pro zpracování těchto materiálů najít rychlá a efektivní řešení.

Z úzké spolupráce s firmou Škoda Auto a.s. vzešel výzkum, který se snaží řešit právě takové problémy. Cíle této práce vycházejí z rozsáhlé rešerše provedené v této oblasti, ale také z praktických zkušeností firmy Škoda Auto a.s. Z výše uvedeného vyplývá důležitost použití vysokopevných ocelí při výrobě automobilových karosérií. Proto se habilitační práce věnuje vysokopevné manganborové oceli 22MnB5 a její odporové svařitelnosti, kterou do značné míry ovlivňuje fázové složení povlaku AlSi. Dále se práce věnuje chemickému složení povlaku, jeho mechanickým vlastnostem a vlivu na svařovací parametry.

Cíle lze shrnout do následujících bodů:

- Stanovit vztah mezi parametry ohřevu před tvářecí operací a fázovým složením povlaku AlSi, potažmo jeho mechanickými vlastnostmi.
- Najít souvislosti mezi fázovým složením povlaku AlSi a svařitelností vysokopevné oceli 22MnB5 s tímto povlakem.
- Nalézt mezní hodnoty parametrů ohřevu před tvářecí operací, bezpečně zaručující kvalitní spoj.
- Zhodnotit jaký vliv má způsob řízení svařovacího procesu na výslednou kvalitu spoje.

Při praktickém řešení habilitační práce byla využita nově budovaná Laboratoř odporového svařování, která je součástí LVST (Laboratoře výuky svářečských technologií) na ČVUT v Praze.

11. Experimentální část

Na povlakovaném materiálu (vysokopevné manganborové oceli 22MnB5) běžně používaném v automobilovém průmyslu byla zkoumána odporová svařitelnost. Pro zjištění optimálních svařovacích parametrů byla provedena nejprve optimalizace svařovacího procesu. Optimalizovanými parametry bylo postupně svařeno několik sérií vzorků s variantním tepelným zpracováním. Svařené plechy byly podrobeny řadě testů (mechanizovaná zkouška stříhem, dynamická trhací zkouška, ultrazvuková zkouška, měření průměru svarové čochky). Povlaky s různým tepelným zpracováním byly zkoumány optickou i elektronovou mikroskopií, SEM a EBSD analýzou a nanoindentací. DOE analýzou byl stanoven vliv svařovacích parametrů na kvalitu spoje a vliv tepelného zpracování na tloušťku difúzní vrstvy vznikající na rozhraní ocel-povlak. Během svařování byly snímány svařovací parametry včetně napětí a proudu mezi jednotlivými plechy pro výpočet přechodového odporu. DOE analýzou byl pak stanoven vliv chemického složení povlaku (v závislosti na tepelném zpracování) na velikost přechodového odporu na rozhraní svařovaných plechů.

11.1 Charakteristika základního materiálu použitého pro experimenty

Jako materiál pro testování odporové svařitelnosti byla pro svoje nesporné přednosti (vysoká pevnost a houževnatost) zvolena vysokopevná manganborová ocel 22MnB5. Plechy s tloušťkou 1,2 mm byly dodány s povlakem AlSi. Chemické složení oceli 22MnB5 je uvedeno v Tabulce 11.1. Mechanické vlastnosti oceli ve stavu dodávaném do automobilek (před tepelným zpracováním) jsou uvedeny v Tabulce 11.2, po tepelném zpracování pak v Tabulce 11.3.

Tabulka 11.1: Chemické složení oceli 22MnB5

prvek	C	Si	Mn	P	S	Al	B	Cr	Mo	Ti
Hmot. %	0,26	0,30	1,14	0,0075	< 0,150	0,04	0,0027	0,16	0,01	0,032

Tabulka 11.2: Mechanické vlastnosti oceli 22MnB5 v dodávaném stavu

$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	$A_{80 \text{ min.}}$ [%]
min 200	400 - 570	15

Tabulka 11.3: Mechanické vlastnosti oceli 22MnB5 ve stavu po procesu tváření za tepla

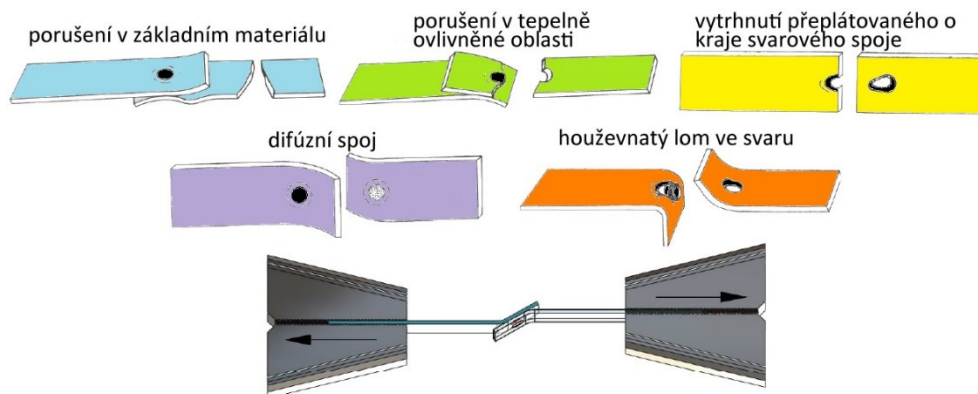
$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	$A_{80 \text{ min.}}$ [%]
950 – 1 250	1 300 – 1 650	4,5

11.2 Použité metody kontroly svarových spojů

Kvalita bodových svarů se posuzuje komplexně. Zkoumají se jak mechanické vlastnosti, tak mikrostruktura a velikost vytvořených svarů, včetně jejich celistvosti (podle ČSN EN ISO 6520-2).

Mechanizovaná zkouška stříhem dle ČSN EN ISO 14 273 [159]

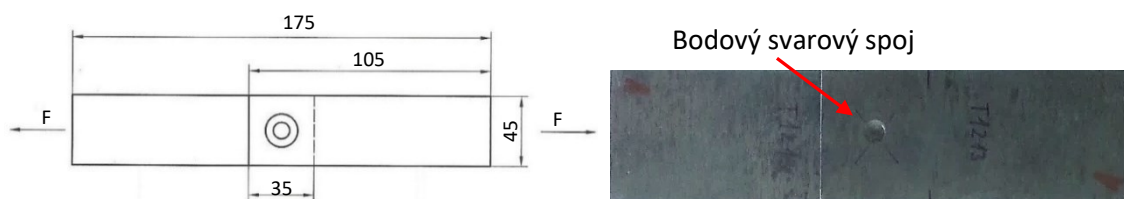
Účelem zkoušky je zjištění jak velkou střížnou sílu dokáže svar vydržet, než se poruší. Součástí této zkoušky je, stejně jako při odlupovací zkoušce, i následné měření velikosti svarové čochky a jeho vyhodnocení. Ze záznamu zatížení – prodloužení vzorku se odečte maximální dosažená střížná síla při porušení vzorku. Typy porušení jsou na Obr. 11.1.



Obr. 11.1: Vzhled vzorku po mechanizované zkoušce stříhem a princip zkoušky [20]

Statická zkouška stříhem byla provedena dle normy ČSN EN ISO 14 273 *Rozměry vzorku a postup pro zkoušení stříhem odporových bodových, švových a výstupkových svarů*. Rozměry vzorku jsou na Obr. 11.2, kde je uveden rozměr vzorku. Výstupem statické zkoušky stříhem byla maximální síla (F_{max}) potřebná pro ustřížení svaru, průběh pracovního digramu ($F_{max} - \Delta l$) a typ porušení (svar s vytrženou symetrickou nebo nesymetrickou částí; svar s porušením v dělicí rovině). Všechny maximální síly F_{max} by měly vyhovět podmínce $F_{max} \geq F_{min}$. Minimální síla potřebná na ustřížení svaru při mechanizované zkoušce stříhem F_{min} je určena tabulkou obsaženou v podnikové normě VW 01105-1 a je závislá na tloušťce svařovaných plechů.

Po zkoušce stříhem byl u každého vzorku měřen průměr svaru (d – minimální průměr svaru by dle ČSN EN ISO 14373 neměl klesnout pod hodnotu $3,5 \cdot \sqrt{t}$, kde t je tloušťka plechu).



Obr. 11.2: Rozměry vzorku pro statickou zkoušku stříhem v mm (vlevo) a reálný vzorek (vpravo)

Statická zkouška stříhem byla provedena na trhačím stroji LabTest 5.100SP1 od firmy LaborTech (v laboratoři mechanických zkoušek na ÚST, FS, ČVUT v Praze) při malých rychlostech posuvu trhačích čelistí ($3 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$). Parametry zařízení jsou uvedeny v Tabulce 11.4.

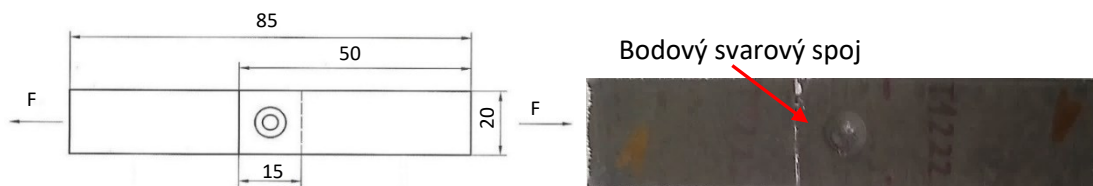
Tabulka 11.4: Parametry trhačích stroje Labtest 5.100SP1

Rozsah zatížení:	0 kN až 2 000 kN
Rozsah měření síly:	0,4 až 100 % rozsahu
Vzorkovací frekvence	1 kHz

Dynamická zkouška stříhem byla provedena ve spolupráci s dopravní fakultou Univerzity Jana Pernera v Pardubicích na přístroji, který si sami vyvinuli pro zkoušení pevnosti svaru vysokopevných martenzitických ocelí. Jedná se o zkoušku stříhem při vysokých rychlostech posuvu trhačích čelistí ($10 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$). Výsledkem této zkoušky maximální síla potřebná pro ustřížení (F_{sd}) svaru.

Na tuto zkoušku se nevztahuje žádná norma, proto rozměry zkoušených vzorků (Obr. 11.3) byly pro úsporu zkušebního materiálu zvoleny dle minimální velikosti vzorku potřebné pro upnutí do čelistí přístroje při dodržení minimálních vzdáleností středů bodových svarů od okraje (dle ČSN EN

ISO 14373 [33] *Postup pro bodové svařování nepovlakovaných a povlakovaných nízkouhlíkových ocelí*).

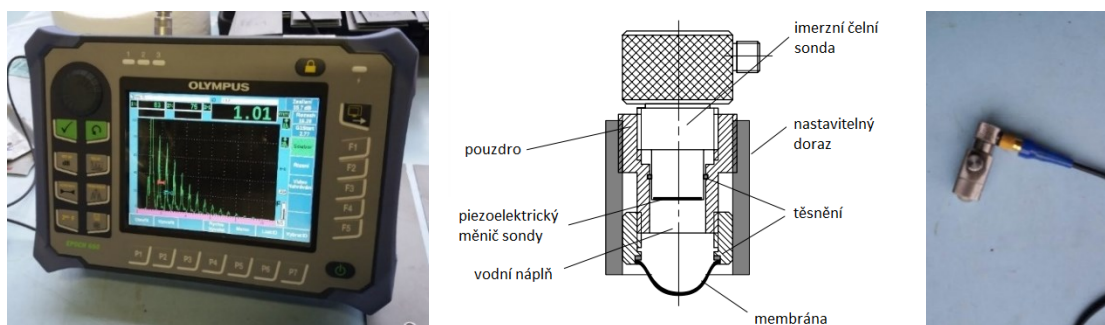


Obr. 11.3: Rozměry vzorku pro dynamickou zkoušku stříhem v mm (vlevo) a reálný vzorek (vpravo)

Zkouška ultrazvukem

Ultrazvuková zkouška je schopna rozpoznat pouze vady plošného charakteru s rovinou kolmou na procházející vlnění. Vady kulového charakteru (bubliny, póry) a plošného charakteru orientované rovnoběžně se směrem vlnění jsou zjistitelné obtížně. Základem ultrazvukové zkoušky je měření ultrazvukové energie, která projde zkoušeným svarem (průchodová metoda), nebo vysílání krátkých impulzů, které se odráží od všech rozhraní materiálu (vady i volné povrchy), vrací se zpět do sondy a jeho časový průběh je zobrazován na obrazovce přístroje (běžnější odrazová metoda – impulzová). Odrazová metoda podává informace o vzdálenosti odrazové plochy (vady nebo volného povrchu) od volného povrchu svaru zpožděním, s nímž se odražený impuls (echo) vrátí zpět do sondy. Velikost odrazové plochy je dána intenzitou odraženého impulsu (jeho výškou zobrazenou na obrazovce). Princip metody a průběhy echogramů pro jednotlivé vady bodových spojů jsou podrobně popsány v [160]

Na zkoušku ultrazvukem byla použita vícekanálová sonda (15 MHz), v některých případech jednocanálová sonda a přístroj s označením RSWA F1 (Frankie) od firmy Tessonics (měřeno v laboratořích firmy ŠKODA Auto a.s.) a UT defektoskop Olympus Epoch 650 (rozsah frekvence: 10 - 2 000 Hz, délka pulzu: 25 – 5 000 ns, pulzní frekvence 20 MHz) se sondou V2440 Delay line/water cal spo (měřeno na ÚST ve spolupráci s firmami Olympus a ATG). Defektoskop i sonda jsou na Obr. 11.4.



Obr. 11.4: UT defektoskop Olympus Epoch 650 (vlevo), schéma UT sondy (uprostřed) a použitá UT sonda V2440 Delay line/water cal spo (vlevo)

Metalografická zkouška

Na svařených plechách byl veden příčný řez přes svar a plocha řezu byla broušena, leštěna a leptána. Takto upravená plocha byla pozorována na optickém metalografickém mikroskopu Axio Observer 1Dm od firmy Carl Zeiss a hodnocena pomocí SW Axio Vision. Kromě svarů byly ještě zkoumány a mezi sebou porovnávány povlaky po různém tepelném zpracování. Metalografické analýzy byly provedeny v metalografické laboratoři ÚST.

Chemická analýza

Pro chemickou analýzu všech povlaků byl ve spolupráci s Technickou fakultou, ČZU v Praze využit rastrovací elektronový mikroskop MIRA3 GMU a analyzátoři EDS a EBSD od firmy Oxford instruments. Z naměřených dat byla sestavena prvková mapa. Na každé mapě byly vyznačeny dva liniové profily a ve vybraných místech byla provedena bodová analýza pro zjištění procentuálního zastoupení prvků. Současně byla provedena pomocí difrakce zpětně odražených elektronů - EBSD (Electron Back Scattering Diffraction) identifikace fází. Analýza fázového složení vybraných vzorků byla ověřena na práškovém difraktometru PANalytical X'Pert Pro. SEM/EDS analýza byla provedena na skenovacím elektronovém mikroskopu TESCAN VEGA 3 LMU vybaveném EDS analyzátořem od Oxford Instruments ve spolupráci s laboratoří elektronové mikroskopie, Ústav kovových materiálů a korozního inženýrství, Fakulta Chemické technologie, VŠCHT Praze.

Nanoindentace

Pro analýzu mechanických vlastností povlaků jako je indentační tvrdost a modul pružnosti byl ve spolupráci s laboratoří nanoindentačních zkoušek na Ústavu mechaniky, biomechaniky a mechatroniky, FS, ČVUT v Praze, použit nanoindentační systém Hysitron TI 950 TriboIndenter™. Indentační tvrdost – indentation hardness (H_{IT}) je určena podle ISO 14577-1 [161] *Instrumentovaná vnikací zkouška stanovení tvrdosti a materiálových parametrů - Část 1: Zkušební metoda*. Na rozdíl od Martensovy tvrdosti (H_M), H_{IT} počítá s kontaktní plochou ($H = F/A_{kont}$), přičemž A_{cont} je průmětem plochy (neboli řez hrotem) v maximální kontaktní hloubce. Pro mechanickou analýzu byl použit mód XPM (Ultra-Fast Nanoindentation) s maximální zatěžovací silou $P_{max} = 3\,000\ \mu\text{N}$, což odpovídalo kontaktním hloubkám $h_c \sim 60 - 100\ \text{nm}$. Matice indentů byla typu 8 x 30 se separací 3 μm mezi jednotlivými indenty.

Indentační funkce byla nastavena následovně:

Maximální indentační síla: $P_{max} = 3\,000\ \mu\text{N}$, 2 segmenty zatěžovací funkce:

- za 1 sekundu zatížení do $P_{max} = 3\,000\ \mu\text{N}$,
- za 1 sekundu odlehčovací segment (vysunutí hrotu ze vzorku).

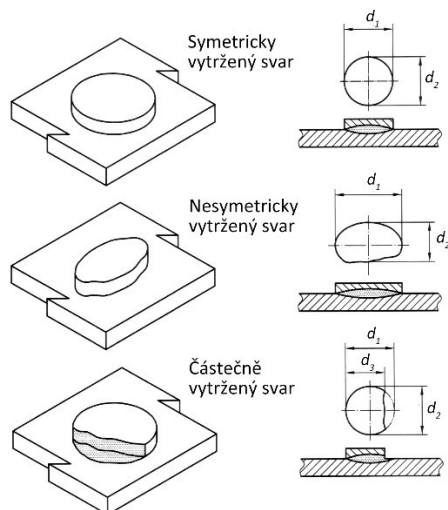
11.3 Optimalizace svařovacího procesu

Vzorky (o rozměrech 125 x 45 mm) byly svařovány ve stavu po běžném tepelném zpracování. Postup svařování odpovídal normě ČSN EN ISO 14327 [162] *Způsoby určení diagramu oblasti svařování při odporovém bodovém, výstupkovém a švovém svařování*. Podle ní byl stanoven diagram oblasti svařování, což je oblast svařovacího proudu, která dovoluje výrobu bodových svarů bez rozstříku s průměrem bodu rovným nebo větším než předem určená hodnota, buď při konstantní době svaru, nebo konstantní elektrodové síle. Svařené vzorky byly kontrolovány ultrazvukem, podrobeny zkoušce stříhem dle ČSN EN ISO 14273 [159] *Rozměry vzorků a postup pro zkoušku stříhem bodových, švových a výstupkových odporových svarů*, byla zaznamenána maximální síla při přetržení F_{max} , porovnávána s tabulkovou hodnotou F_{min} a změřeny průměry bodových svarů d_1 a d_2 ve dvou na sebe kolmých rovinách (Obr. 11.5). Následně byl vypočten průměr vytržené části d_p (v případě symetrického porušení je roven průměru bodového svaru d).

$$\text{Symetricky vytržená část svarové čočky} \quad d = d_p = \frac{d_1 + d_2}{2} \quad (11.1)$$

$$\text{Nesymetricky vytržená část svarové čočky} \quad d = \frac{d_1 + d_2}{2} \quad d_p = \frac{d_2 + d_3}{2} \quad (11.2)$$

Při měření ultrazvukem byly také vyhodnoceny hloubky vtisku elektrod (přesněji ztenčení plechu) h_1 (při prvním měření) a h_2 (při druhém měření). Ultrazukové zkoušce vyhověly všechny svary kromě jednoho (v Tabulce 11.5 svar 3B – první měření). Na obrázku Obr. 11.6 vlevo je chybový echogram. Červeně označené špičky jsou povrchy svaru, modře označené je rozhraní vnitřní vady, která se nachází v ose svaru. Na výbrusu svaru (Obr. 11.6 vpravo) jsou vyznačeny oblasti vad. Vady, kvůli kterým svar nevyhověl zkoušce ultrazvukem, byly krystalizační trhliny v ose svarové čočky (označeno červeně).

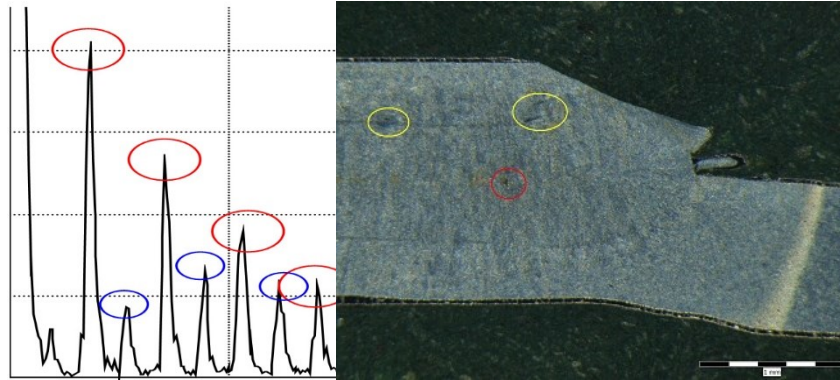


Obr. 11.5: Způsob měření rozměru svarové čočky z vytržené části svaru dle ČSN EN ISO 14 270 [163]

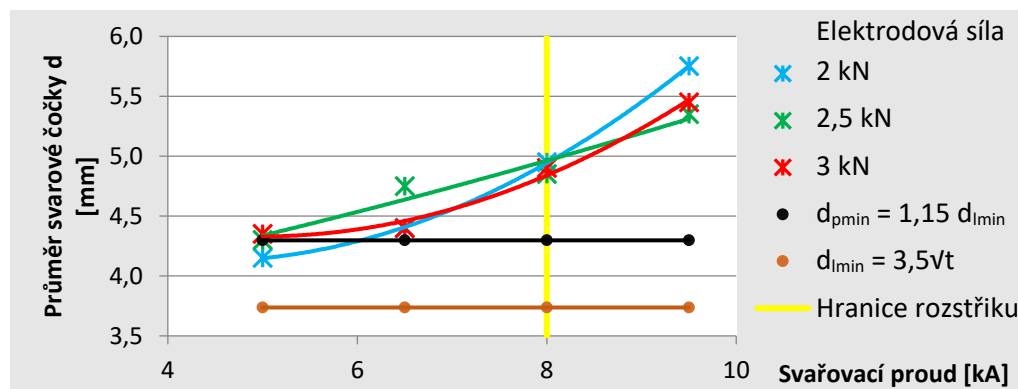
Tabulka 11.5: Naměřené hodnoty spojů při konstantním svařovacím čase 14 period (280 ms)

Elektrodová síla P_s [kN]	2				2,5				3			
	5	6,5	8	9,5	5	6,5	8	9,5	5	6,5	8	9,5
Proud I_s [kA]	5	6,5	8	9,5	5	6,5	8	9,5	5	6,5	8	9,5
Označení vzorku	1P	1A	1B	1C	2P	2A	2B	2C	3P	3A	3B	3C
d_1 [mm]	4,1	4,2	5,0	5,7	4,2	4,7	4,8	5,5	4,3	4,5	4,9	5,5
d_2 [mm]	4,2	4,6	4,9	5,8	4,4	4,8	4,9	5,2	4,4	4,3	4,9	5,4
d_p [mm]	4,15	4,40	4,95	5,75	4,30	4,75	4,85	5,35	4,35	4,40	4,90	5,45
UT ₁	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	x	✓
h_1 [mm]	2,08	1,98	1,70	1,62	2,03	1,97	1,65	1,57	2,07	1,82	1,72	1,51
UT ₂	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓
h_2 [mm]	2,08	1,95	1,68	1,60	2,08	2,00	1,61	1,58	2,15	1,82	1,71	1,52
F_{max} [kN]	-	14,51	5,09	17,15	-	16,19	11,31	14,69	-	10,36	12,86	13,43
Pozn.:	$F_{min} = 3,75$ kN				$d_{lmin} = 3,5\sqrt{t} = 3,74$ mm				$d_{pmin} = 1,15d_{lmin} = 4,30$ mm			

Žlutě označené oblasti na Obr. 11.6 vpravo jsou trhliny na hranici svarové čočky, které vznikly při zkoušce stříhem. Podmínce $F_{max} > F_{min} = 3,75$ kN tento svar vyhověl a také měření průměru svarové čočky bylo v limitu.



Obr. 11.6: Echogram (vlevo) a výbrus svaru 3B – $I_s = 8$ kA, $P_s = 3$ kN (vpravo)



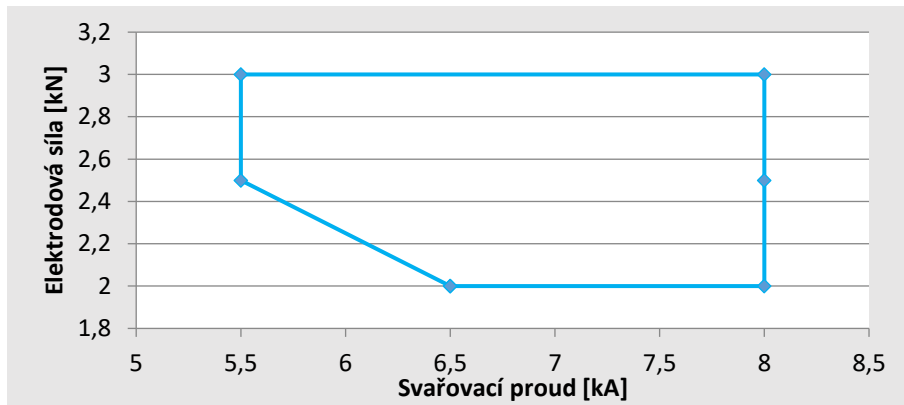
Obr. 11.7: Růstové křivky při konstantním svařovacím čase 14 period (280 ms)

Tzv. růstové křivky (Obr. 11.7) jsou sestaveny z hodnot průměrů svarových čoček d při různých elektrodových silách. Růstové křivky při elektrodové síle 2 a 3 kN mají konvexní charakter. Podle normy ČSN EN ISO 14327 [162] je obvyklý charakter konkávní (za mezí rozstříku průměry svarových čoček rostou pomaleji). Při těchto elektrodových silách a nízkých hodnotách svařovacího proudu (5 a 6,5 kA) rostou průměry svarových čoček velmi pozvolna. Aproximace křivky při hodnotě elektrodové síly 2,5 kN je lineární. Rozstřík nastal u všech hodnot elektrodové síly při hodnotě svařovacího proudu 8 kA a vyšší. Zajímavý je také průměr svarových čoček při hodnotě svařovacího proudu 8 kA, kdy je pro všechny elektrodové síly téměř totožný.

Diagram oblasti svařování při konstantním svařovacím čase 14 period (280 ms)

Z růstových křivek svarů pro elektrodovou sílu 2 kN (modrá), 2,5 kN (zelená) a 3 kN (červená) v Obr. 11.7, z podmínek pro minimální průměr svaru d_{pmin} (černá) a mez rozstříku (žlutá) byl sestaven diagram oblasti svařování (Obr. 11.8) pro konstantní čas svařování 14 period (280 ms). Tento diagram zobrazuje modře ohraničenou oblast optimálních svařovacích parametrů pro materiál 22MnB5.

Z diagramu na Obr. 11.8 je patrné, že při elektrodové síle 2 kN se vytvoří bodový svar požadované velikosti při vyšších hodnotách svařovacího proudu, než je tomu u elektrodových sil 2,5 a 3 kN (tzn. v rozmezí hodnot $I_s = 6,5 - 8$ kA). Toto může být způsobeno vysokým přechodovým odporem v místě styku povrchových vrstev AlSi, které dosáhnou potřebné teploty (k natavení materiálu) při vyšších hodnotách svařovacího proudu.

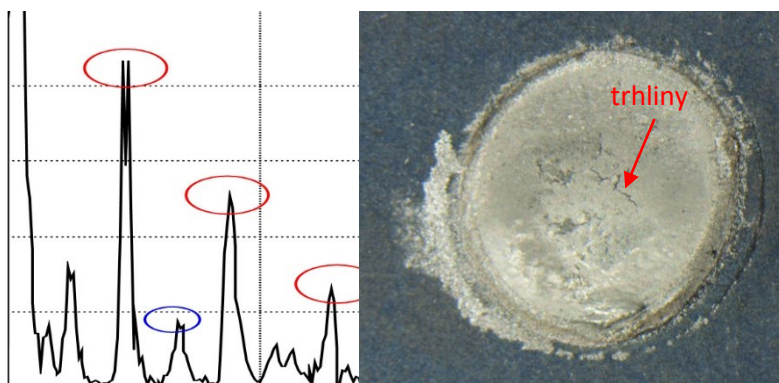


Obr. 11.8: Diagram oblasti svařování při konstantním svařovacím čase 14 period (280 ms)

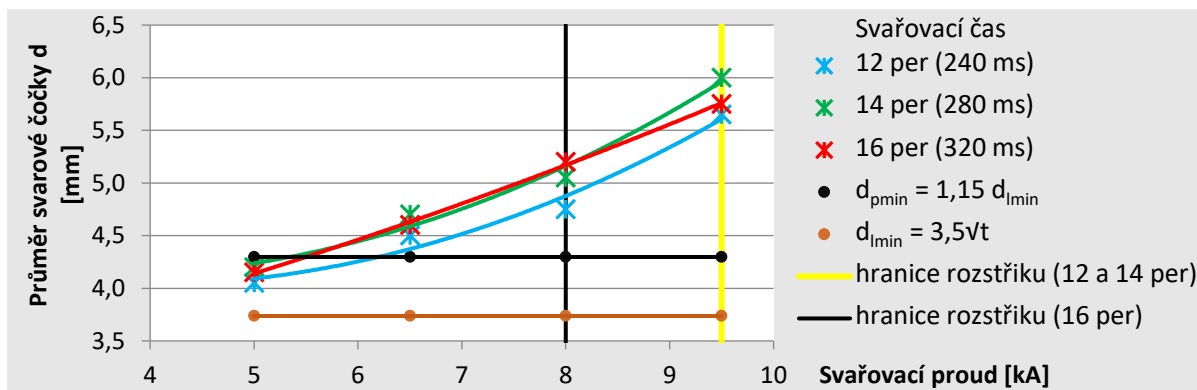
Tabulka 11.6: Naměřené hodnoty při konstantní elektrodové síle 2,5 kN

Svařovací čas t_s [per]	12 (240 ms)				14 (280 ms)				16 (320 ms)			
Proud I_s [kA]	5	6,5	8	9,5	5	6,5	8	9,5	5	6,5	8	9,5
Označení vzorku	4P	4A	4B	4C	5P	5A	5B	5C	6P	6A	6B	6C
d_1 [mm]	3,9	4,6	4,8	5,5	4,4	4,6	4,8	6,1	3,9	4,8	5,0	5,7
d_2 [mm]	4,2	4,4	4,7	5,8	4,0	4,8	5,3	5,9	4,4	4,4	5,4	5,8
d_p [mm]	4,05	4,50	4,75	5,65	4,20	4,70	5,05	6,00	4,15	4,60	5,20	5,75
UT ₁	✓	x	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓
h_1 [mm]	2,10	2,05	1,83	1,71	2,05	2,00	2,00	1,64	2,02	2,03	1,81	1,46
UT ₂	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓
h_2 [mm]	2,03	2,05	1,82	1,71	2,05	2,10	1,97	1,65	2,00	2,02	1,80	1,47
F_{max} [kN]	-	15,87	14,41	19,4	-	16,24	18,45	18,55	-	16,8	15,62	12,96
Pozn.:	$F_{min} = 3,75$ kN				$d_{lmin} = 3,5\sqrt{t} = 3,74$ mm				$d_{pmin} = 1,15d_{lmin} = 4,30$ mm			

Při hodnocení ultrazvukem nevyhověl opět pouze jediný svar (v Tabulce 11.6 svar 4A). Tento svar se při zkoušce stříhem porušil v dělicí rovině. Na Obr. 11.9 je zobrazen jeho echogram (Obr. 11.9 vlevo) a detail porušení (Obr. 11.9 vpravo), kdy je vidět velké množství krystalizačních trhlin (označeno červenou šipkou), které detekoval ultrazvuk v ose svaru.


 Obr. 11.9: Echogram (vlevo) a detail porušení vzorku svaru 4A – $P_s = 2,5$ kN, $I_s = 6,5$ kA, $t_s = 12$ period (vpravo)

Při následné zkoušce stříhem svar 4A vyhověl podmínce F_{\min} . Průměr bodového svaru d_p vyhovoval podmínce $d_{p\min}$. Krystalizační trhliny tedy nesnížily únosnost svaru pod kritické hodnoty.

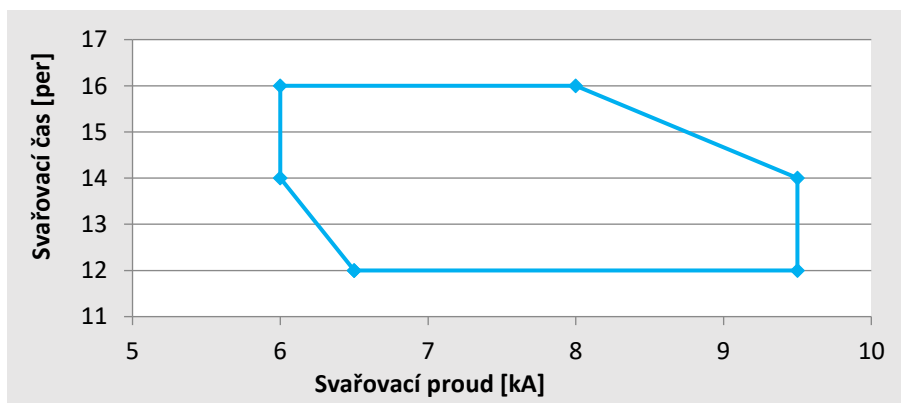


Obr. 11.10: Růstové křivky svařovacího proudu při konstantní elektrodové síle 2,5 kN

Růstová křivka svařovacího proudu pro svařovací čas 12 period (240 ms) stoupá pomaleji a při tomto čase svařování se svarová čocka (větší než $d_{p\min}$) vytvoří až při proudu o velikosti 6,5 kA. Křivky pro svařovací čas 14 (280 ms) a 16 period (320 ms) jsou od křivky pro svařovací čas 12 period vzdáleny o 0,2 mm průměru d_p . Tento trend odpovídá teorii vzniku odporových svarů (s delším časem svařování se průměr svarové čocky zvyšuje). Podobně jako u měření při konstantním čase svařování mají růstové křivky konvexní charakter. Hranice rozstřiku je u růstových křivek pro svařovací časy 12 a 14 period ohraničena svařovacím proudem 9,5 kA, u křivky 16 period je to 8 kA svařovacího proudu.

Diagram oblasti svařování při konstantní elektrodové síle 2,5 kN

Z růstových křivek svařovacího proudu při 12 periodách svařovacího času (modrá), 14 periodách (zelená) a 16 periodách (červená) v grafu na Obr. 11.10 a podmínek pro minimální průměr svarové čocky $d_{p\min}$ (černá) a hranici rozstřiku (žlutá a černá) byl sestaven diagram oblasti svařování pro konstantní elektrodovou sílu 2,5 kN. Tento diagram (Obr. 11.11) zobrazuje modře ohraničenou oblast optimálních svařovacích parametrů pro danou kombinaci plechů. Na diagramu (Obr. 11.11) je vidět, že při čase svařování 12 period (240 ms) vznikne vyhovující svar při vyšší hodnotě svařovacího proudu (6,5 kA) než u časů 14 a 16 period (6 kA). Naopak mez rozstřiku je při 16 periodách (320 ms) na výrazně nižší hodnotě svařovacího proudu (8 kA) než u 12 a 14 period (9,5 kA).



Obr. 11.11: Diagram oblasti svařování při konstantní elektrodové síle 2,5 kN

Určení optimálních svařovacích parametrů

Z diagramů oblasti svařování při konstantní elektrodové síle 2,5 kN a při konstantním čase svařování 14 period (280 ms) byly zvoleny optimální svařovací parametry (Tabulka 11.7).

Tabulka 11.7: Zvolené optimální svařovací parametry pro plechy z oceli 22MnB5 s povlakem AISi

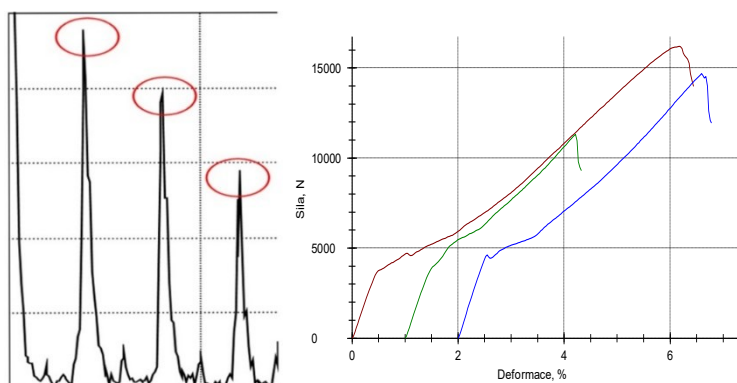
Svařovací čas t_s [per]	Svařovací proud I_s [kA]	Elektrodová síla P_s [kN]
14	7	2,5

Při těchto svařovacích parametrech byl svařen zkušební svar, který byl zkontrolován ultrazvukem. Dále z něho byl připraven metalografický výbrus, na němž byla hodnocena geometrie (Obr. 11.12).



Obr. 11.12: Metalografický výbrus svaru (ocel 22MnB5 s povlakem AISi) svařeného optimálními svařovacími parametry

Na výbrusu jsou vidět v ose svaru krystalizační staženiny, které jsou pro odporové svary typické. Celková plocha těchto staženin je malá, jak je vidět na echogramu (Obr. 11.13 vlevo). Staženiny jsou zobrazeny jako nízké špičky mezi červeně označenými povrchy svaru. Svar byl vyhodnocen jako vyhovující. Na výbrusu (Obr. 11.12) je vidět ohraničení tepelně ovlivněné oblasti, vtisky svařovacích elektrod (maximální je 0,2 mm) a geometrie svarové čočky.


 Obr. 11.13: Echogram svaru svařeného optimálními svařovacími parametry (vlevo) a příklad záznamů diagramů ze zkoušky stříhem při určování F_{max} svarů 2A - $P_s = 2,5$ kN, $I_s = 6,5$ kA, $t_s = 14$ period, 2B - $P_s = 2,5$ kN, $I_s = 8$ kA, $t_s = 14$ period a 2C - $P_s = 2,5$ kN, $I_s = 9,5$ kA, $t_s = 14$ period (vpravo)

Optimalizace svařovacích parametrů je velice důležitá pro ekonomičnost a čistotu procesu svařování automobilových karoserií. Svařování by mělo probíhat bez rozstříku, protože rozstřík výrazně snižuje kvalitu bodových svarů, zhoršuje čistotu na pracovních stanicích a má další negativní aspekty. Odletující okuje znehodnocují zařízení, které je následně rychleji opotřebováváno a vyžaduje častější údržbu.

11.4 Určení vlivu svařovacích parametrů na kvalitu bodového svarového spoje

S pomocí SW Statistika byl navržen experiment, který umožňuje posouzení vlivu jednotlivých svařovacích parametrů na kvalitu bodového odporového spoje. Dalším cílem experimentu bylo explicitní vyjádření průměru svarové čočky jako funkce svařovacích parametrů.

Pro hodnocení vlivu jednotlivých svařovacích parametrů v rozsahu diagramu oblasti svařování byla použita metoda DoE (Design of Experiments / statistické plánování experimentu), což je experimentální strategie, při níž jsou současně studovány účinky několika faktorů prostřednictvím jejich testování na různých úrovních.

Jako hodnocené faktory byly zvoleny hlavní svařovací parametry odporového svařování:

- Svařovací proud I_s [kA]
- Přítlačná síla elektrod P_s [kN]
- Svařovací čas t_s [ms]

Všechny tři faktory byly zvoleny o třech úrovních, všechny v intervalu oblasti svařování, tedy optimalizovaných parametrů (viz. Tabulka 11.8).

Tabulka 11.8: Faktory a jejich úrovně pro určení vlivu jednotlivých parametrů na kvalitu bodového spoje metodou DoE

Faktor / úroveň	I_s [kA]	P_s [kN]	t_s [ms]
Úroveň 1	6	2,0	240 (12 per)
Úroveň 2	7	2,5	280 (14 per)
Úroveň 3	8	3,0	320 (16 per)

Jako informace o kvalitě bodového spoje byly zvoleny následující veličiny (odezvy):

- Střížná síla potřebná na porušení svaru F [N] číselná hodnota
- Průměr svarové čočky d [mm] číselná hodnota
- Výška svaru h [mm] číselná hodnota
- Výsledek zkoušky ultrazvukem 1 – vyhovuje, 0 - nevyhovuje

Svařené vzorky tedy byly podrobeny ultrazvukové zkoušce (UT). Během UT byla změřena tloušťka plechů v místě stlačení elektrodami (h). Dále byla provedena mechanizovaná zkouška stříhem dle ČSN EN ISO 14273, pro zjištění maximální střížné síly (F). Na roztržených vzorcích byly změřeny průměry svarových čoček (d).

Nastavování svařovacích parametrů pro jednotlivé svary v pořadí, jak byly svařovány, odpovídá metodice dle DoE. Toto nastavování je zcela náhodné pro vyloučení systematických a dalších chyb vnášených do experimentu.

Pro vyhodnocení vlivu jednotlivých parametrů na výsledný svarový spoj (na naměřené hodnoty = odezvy) byly metodou ANOVA hledány efekty jednotlivých faktorů (viz Tabulka 11.9).

Z výsledků vyplývá (Tabulka 11.9), že ve zkoumaném rozsahu parametrů (dáno oblastí svařování dle ČSN EN ISO 14373) má podstatný vliv především svařovací proud ($p < 0,001$) a také svařovací čas ($p = 0,006$). Vliv přítlačné síly na žádnou z odezev nebyl prokázán. Čas svařování má (ve srovnání se svařovacím proudem) cca o třetinu menší vliv na velikost svarové čočky a s ní úzce související maximální střížnou sílu, potřebnou na přestřížení vzorku. Na tloušťku plechů v místě stlačení (výšku svaru) svařovací čas vliv nemá, stejně jako na výsledek ultrazvukové zkoušky. Při testování hypotéz,

bylo prokázáno, že hodnoty odezev vyhovují studentovu rozdělení a T-testu. Výsledky experimentu jsou tedy relevantní.

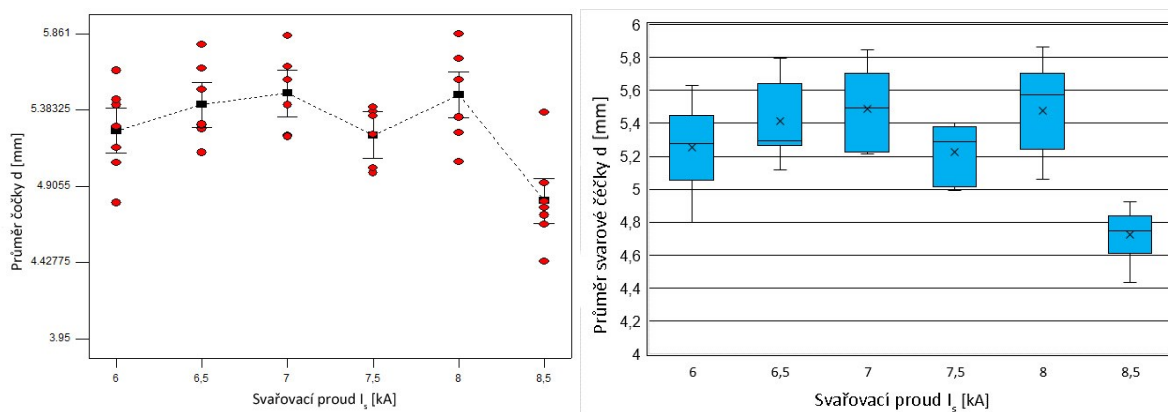
Tabulka 11.9: Efekty a hodnoty p pro jednotlivé parametry (ANOVA)

odezva	Max střížná síla F		Průměr svarové čocky d		Tloušťka plechů v místě stlačení h		Výsledek UT	
	efekt	p	efekt	p	efekt	p	efekt	p
Svařovací proud I [kA](L)	357	< 0,001	0,910	< 0,001	-0,303	< 0,001	-	-
Svařovací proud I [kA](K)	-	-	0,222	0,024	-	-	0,540	0,001
Čas svařování t [ms](L)	281	0,006	0,319	0,015	-	-	-	-
Přítlačná síla P [kN](L)	-	-	-	-	-	-	-	-

(L) ...lineární, (K) ... kvadratický

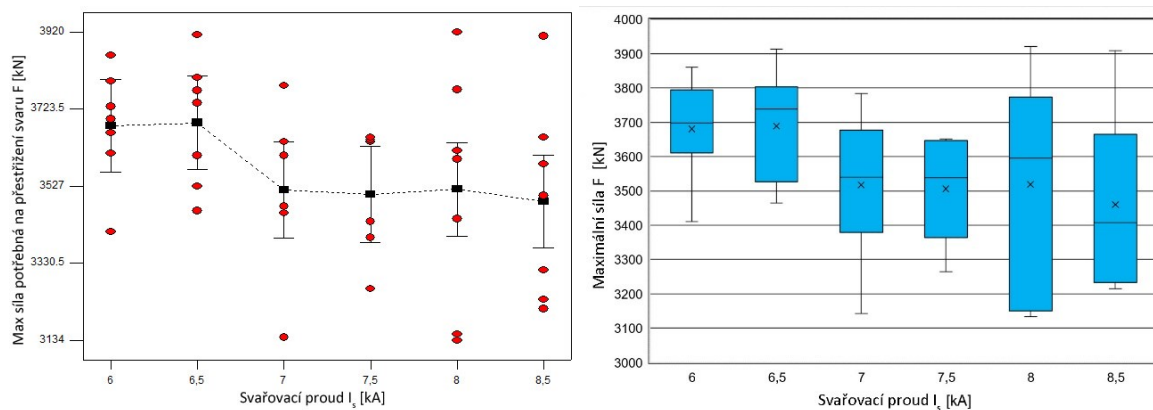
Proto se další experiment podrobně věnoval již pouze vlivu svařovacího proudu (6; 6,5; 7; 7,5, 8 a 8,5 kA) a ostatní svařovací parametry byly ponechány konstantní ($P = 2,5$ kN, $t_s = 280$ ms). Počet opakování byl 7.

Průměr svarové čocky se s rostoucím svařovacím proudem (6 až 7 kA) mírně zvětšuje (Obr. 11.14 vlevo). Rozptyl hodnot při nejnižších proudech je přibližně stejný (Obr. 11.14 vpravo). Od 7 kA výše, je z rozptylu hodnot vidět nestabilita svařovacího procesu. To se projevuje jako větší rozptyl velikostí průměru čocky. Kolísání průměrných hodnot velikosti čocky při vyšších proudech je dáno tím, že vznikají vady. Zejména po výstřiku kovu pak tento materiál ve svarové čocke chybí.

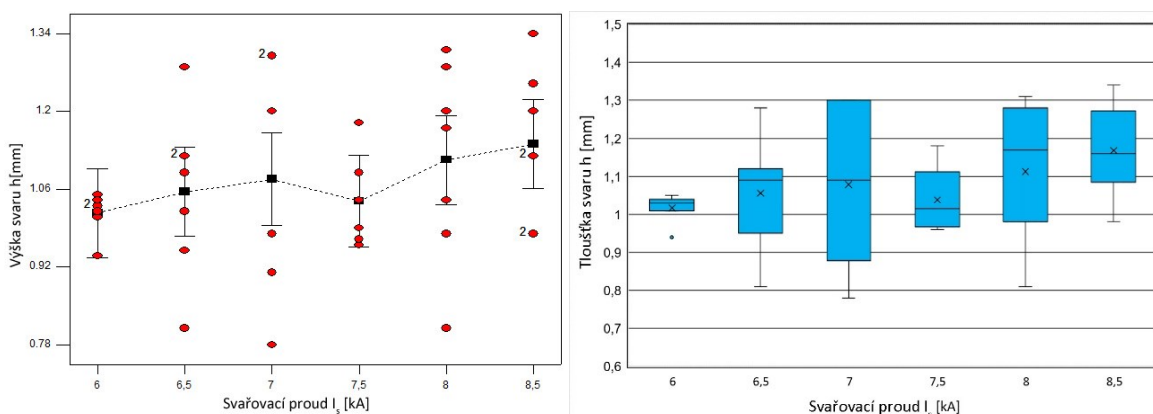


Obr. 11.14: Závislost velikosti průměru svarové čocky na svařovacím proudu (vlevo) a rozptyl hodnot průměru čocky (vpravo) při různých svařovacích proudech, $P = 2,5$ kN, $t_s = 280$ ms.

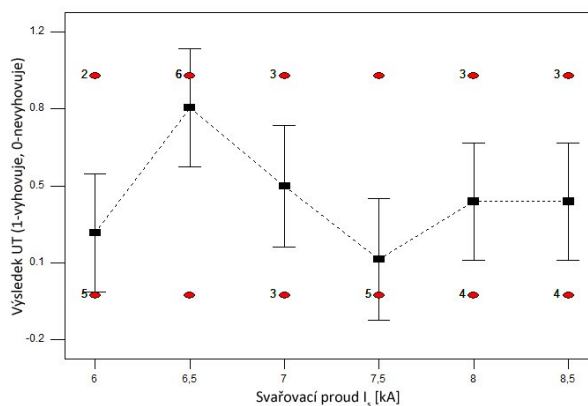
Ze závislosti střížné síly na svařovacím proudu (Obr. 11.15 vlevo) je jasně vidět, že nejvyšší únosnost mají svary zhotovené nejnižšími parametry (6 a 6,5 kA). Od 7 kA výše únosnost svarů klesá a rozptyl hodnot značně narůstá (Obr. 11.15 vpravo). Při těchto vysokých proudech již většina svarových spojů nevyhověla UT zkoušce, což koresponduje s výsledky z Obr. 11.14. Povrchová úprava ulpívající na povrchu elektrody brání průchodu proudu přes svařované plechy. S rostoucím počtem svarů roste tloušťka vrstvy Al na elektrodě. Současně klesá kvalita svarů.



Obr. 11.15: Závislost maximální síly potřebné na přestřžení svaru na svařovacím proudu (vlevo) a rozptyl hodnot maximální síly (vpravo) při různých svařovacích proudech, $P = 2,5 \text{ kN}$, $t_s = 280 \text{ ms}$



Obr. 11.16: Závislost výšky svaru na svařovacím proudu (vlevo) a rozptyl hodnot výšky svaru (vpravo) při různých svařovacích proudech, $P = 2,5 \text{ kN}$, $t_s = 280 \text{ ms}$



Obr. 11.17: Závislost výsledku UT zkoušky na svařovacím proudu, $P = 2,5 \text{ kN}$, $t_s = 280 \text{ ms}$

Tloušťka plechů v místě stlačení (výška svaru) h narůstá s rostoucím proudem (Obr. 11.16 vlevo). Stejně narůstá i rozptyl hodnot (Obr. 11.16 vpravo). To může být způsobeno tím, že na povrchu svaru ulpěl Al z povlaku nebo Cu z elektrody a to značně ovlivňuje výsledky měření tloušťky stlačených plechů.

Z vyhodnocení ultrazvukové zkoušky je vidět, že nejvíce svarů vyhovělo opět při nejnižších parametrech. Při proudu 6,5 kA vyhověly dokonce všechny spoje (Obr. 11.17). Při stejném proudu byl naměřen i téměř největší průměr svarové čocky. S tím souvisí i nejvyšší hodnota maximální sřížné síly potřebné pro porušení svaru. Při proudu vyšším jak 7 kA už většina ze zkoumaných svarů nevyhovuje. Výsledky z UT korespondují s výše uvedenými informacemi.

11.5 Stanovení velikosti svarové čochy z hodnot svařovacích parametrů

Po prokázání efektů byl metodou vícerozměrné lineární regresní analýzy (GLM) hledán model, který nejlépe odpovídá naměřeným datům (Tabulka 11.10). Pro velikost maximální střížné síly a hloubku vtisku elektrod odpovídá nejlépe naměřeným datům model lineární. Pro průměr svarové čochy odpovídá nejlépe lineárně-kvadratický model, a pro výsledky u ultrazvukové zkoušky model pouze kvadratický.

Tabulka 11.10: Regresní koeficienty a hodnoty p pro jednotlivé parametry (GLM)

odezva	Max střížná síla F		Průměr svarové čochy d		Tloušťka plechů v místě stlačení h		Výsledek UT	
	regr. koef.	p	regr. koef.	p	regr. koef.	p	regr. koef.	p
Absolutní člen	959	0,090	-9,886	0,039	2,147	< 0,001		
Svařovací proud I [kA](L)	178	< 0,001	3,563	0,011	-0,152	< 0,001	-	-
Svařovací proud I [kA](K)	-	-	-0,222	0,024	-	-		
Čas svařování t [ms](L)	7,020	0,006	0,008	0,015	-	-	-	-
Přítlačná síla P [kN](L)	-	-	-	-	-	-	-	-

(L) ...lineární, (K) ... kvadratický

Vzhledem k tomu, že velikost svarové čochy je nejlepším parametrem vyjadřujícím kvalitu spoje svařeného parametry v rozsahu oblasti svařování, bylo metodou vícerozměrná lineární regrese (GLM) stanoveno explicitní vyjádření velikosti svarové čochy v závislosti na nastavených svařovacích parametrech:

$$\text{Průměr svarové čochy} \quad d = -9,886 + 3,563 \cdot I_s - 0,222 \cdot I_s^2 + 0,008 \cdot t_s \quad (11.3)$$

$$\text{Maximální střížná síle} \quad F_{max} = 959 + 178 \cdot I_s + 7,02 \cdot t_s \quad (11.4)$$

$$\text{Výška svaru} \quad h = 2,147 - 0,152 \cdot I_s \quad (11.5)$$

kde I_s je svařovací proud [kA]

t_s je čas svařování [ms]

Uvedený vztah byl ověřen a je platný pouze ve zkoumaném rozsahu parametrů, tedy v rozsahu svařovacího proudu 6 až 8,5 kA, elektrodové síly 2,0 až 3,0 kN a čase svařování 240 až 320 ms.

11.6 Vliv parametrů tepelného zpracování na tloušťku difúzní vrstvy

Odporovou svařitelnost oceli 22MnB5 s povlakem AISi ovlivňuje zejména charakter a tloušťka difúzní vrstvy, vznikající na rozhraní ocel - povlak [98], [109]. Proto byl proveden experiment pro zjištění vlivu teploty a výdrže na teplotě na tloušťku této vrstvy. Tloušťkou difúzní vrstvy je v tomto případě myšlena tloušťka ucelené vrstvy, která byla vlivem difúze vytvořena na rozhraní ocel-povlak a je viditelná na optickém mikroskopu. Její měření probíhalo podle interní dokumentace VW (norma TL4225 [99]). Tato norma stanovuje, kde měřit horní a dolní hranici difúzní vrstvy. Experiment byl proveden podle metodiky statistického plánování experimentu (DoE). Na vzorcích z plechů dodaných firmou Arcelor Mittal s variantním tepelným zpracováním (Tabulka 11.11) byla provedena optická analýza, pro zjištění tloušťky difúzní vrstvy.

Jako faktory byly zvoleny následující parametry o třech úrovních:

- Teplota T [°C] 880, 900 a 920°C
- Doba výdrže na teplotě t [min] 6, 11 a 14 min

Tabulka 11.11: Tloušťka difúzní vrstvy v závislosti na teplotě a době výdrže na ní.

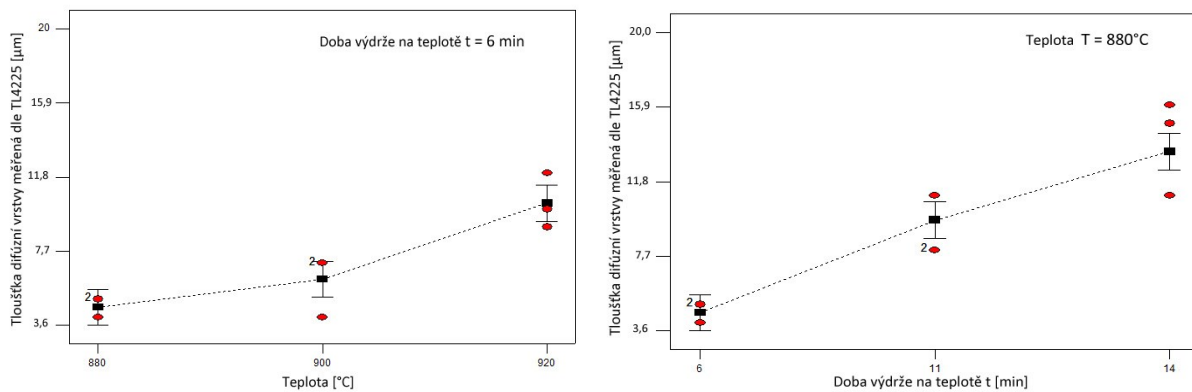
Tloušťka difúzní vrstvy [μm]	880°C	900°C	920°C
6 min	5, 5, 4	7, 7, 4	12, 9, 10
11 min	11, 8, 8	12, 14, 10	16, 16, 14
14 min	15, 11, 16	16, 13, 14	20, 18, 20

Měření bylo 3 krát opakováno. Jako odezva byla zvolena právě tloušťka difúzní vrstvy. DoE analýza byla vyhodnocena programem Design Expert. Z výsledků v Tabulce 11.12 je patrné, že jak teplota, tak čas mají na tloušťku vrstvy vliv, přičemž míra efektu (hodnota F) je pro dobu výdrže na teplotě více než dvojnásobná oproti teplotě. Vzájemná interakce obou parametrů je hodnocena jako nevýznamný faktor.

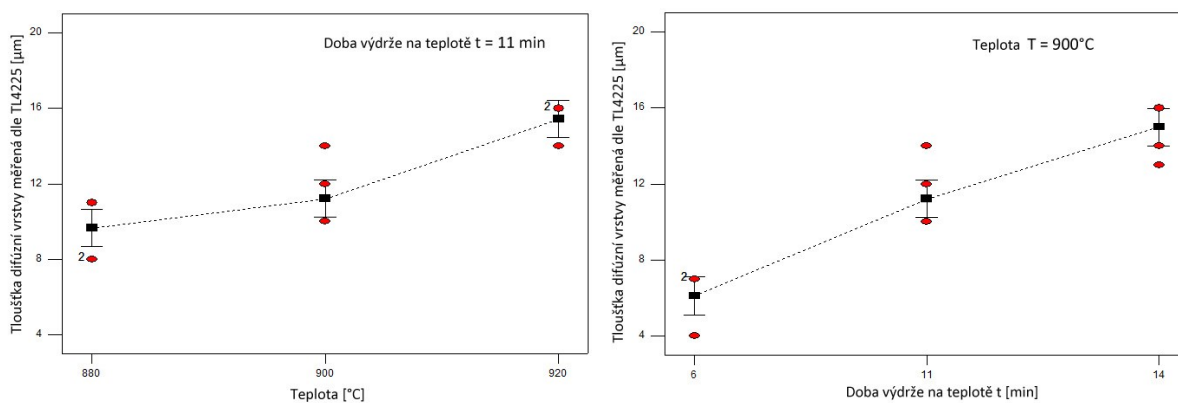
Tabulka 11.12: Hodnoty F faktorů s vlivem na tloušťku difúzní vrstvy měřené dle TL4225

Faktor	t	T	T · t
Efekt	71,8	32,2	0,5
p	< 0,0001	< 0,0001	0,73

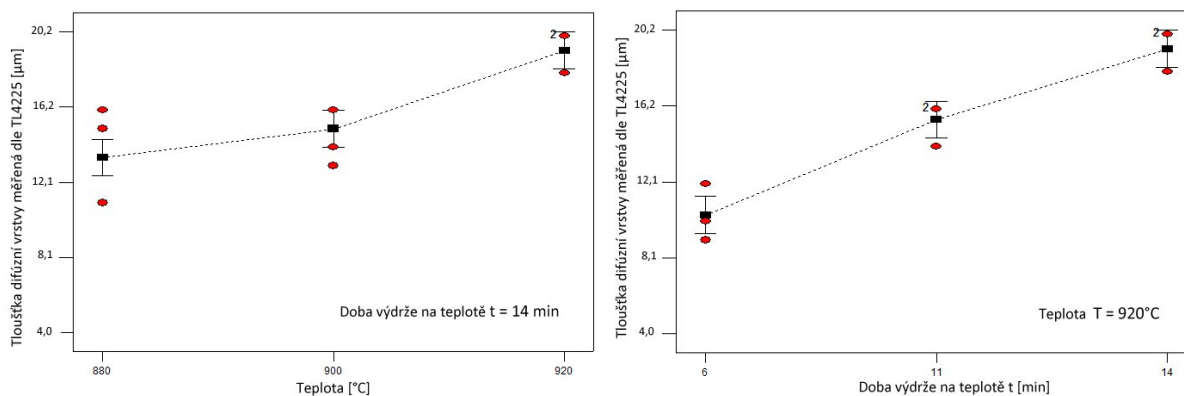
Z Obr. 11.18, Obr. 11.19 a Obr. 11.20 je patrné, že s rostoucí teplotou se růst difúzní vrstvy zrychluje. Zatímco se zvyšující se dobou výdrže na teplotě se růst difúzní vrstvy (měřené dle TL4225) zpomaluje. Ovšem celková změna tloušťky difúzní vrstvy se v rozsahu teplot 880 °C až 920 °C změní maximálně o 5 μm a v rozsahu doby výdrže na teplotě 6 až 14 min až o 8 μm. Větší vliv má tedy ve zkoumaném rozsahu parametrů čas, což potvrzují hodnoty v Tabulce 11.12. Schmidová [109] ve své práci za nebezpečnou z hlediska svařitelnosti označila hranici 13 μm. Lze tedy říci, že pokud se při ohřevu před tvářením nepřekročí doba výdrže na teplotě 8 min a teplota 900°C, měla by být vysokopevná ocel 22MnB5 bez problémů svařitelná.



Obr. 11.18: Tloušťka difúzní vrstvy v závislosti na teplotě při čase výdrže na teplotě **6 min** (vlevo) a době výdrže na teplotě při teplotě **880°C** (vpravo)



Obr. 11.19: Tloušťka difúzní vrstvy v závislosti na teplotě při čase výdrže na teplotě **11 min** (vlevo) a době výdrže na teplotě při teplotě **900°C** (vpravo)



Obr. 11.20: Tloušťka difúzní vrstvy v závislosti na teplotě při čase výdrže na teplotě **14 min** (vlevo) a době výdrže na teplotě při teplotě **920°C** (vpravo)

11.7 Vliv tloušťky difúzní vrstvy na svařitelnost

Experiment pro zjištění vlivu tloušťky difúzní vrstvy na svařitelnost oceli 22MnB5 byl rozdělen na tři dílčí části. Pro první dílčí experiment byly použity vzorky základních materiálů dodané firmou Škoda Auto a.s. Jejich variantní tepelné zpracování mělo simulovat různé teploty a různé doby výdrží na teplotách během tvářecího procesu. Po zpracování výsledků vyvstala potřeba porovnání s výsledky vzorků zpracovaných při vyšších teplotách a při delších časech. Proto bylo přistoupeno ke druhému experimentu s dalšími čtyřmi vzorky základních materiálů. V posledním experimentu byly analýzám podrobeny vzorky dle DoE analýzy, přičemž tepelné zpracování bylo provedeno ve spolupráci s TF ČZU v Praze.

11.7.1 Experiment 1

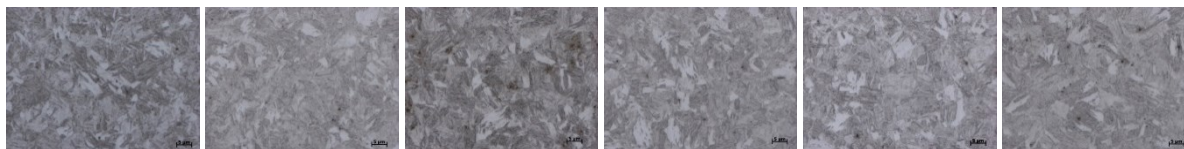
V prvním experimentu byly zvoleny parametry tepelného zpracování podle Tabulky 11.13. Při tepelném zpracování byly nastaveny 2 teploty (880 a 900°C) a různé časy výdrže na teplotě. V tabulce jsou uvedeny i odpovídající tloušťky difúzních vrstev. Tepelné zpracování bylo provedeno ve firmě Arcelor Mittal a uvedené hodnoty jsou parametry nastavené na průběžné peci.

Tabulka 11.13: Parametry tepelného zpracování pro Experiment 1, včetně tloušťky difúzní vrstvy

Číslo vzorku	V1	V2	V3	V4	V5	V6
Teplota [°C]	880	880	880	900	900	900
Doba výdrže na ohřevu [min]	5,5	6,5	8	5	6	8
Tloušťka difúzní vrstvy [μm]	2,3	3,4	6	3	4,5	6,8

Ověření (ne)ovlivnění mechanických vlastností základního materiálu

Změna mechanických vlastností základního materiálu (oceli 22MnB5) vlivem tepelného zpracování byla ověřována opticky (na metalografickém mikroskopu Axio Observer D1m od firmy Carl Zeiss) kontrolou mikrostruktury a měřením mikrotvrdomosti (na tvrdoměru IndentaMet od firmy Buehler). Na metalografických výbrusech nebyla podle očekávání zjištěna žádná odlišnost mezi strukturami jednotlivých materiálů (viz Obr. 11.21). Stejně tak i v případě mikrotvrdomosti, byl rozptyl naměřených hodnot HV_{0,5} zanedbatelný (Tabulka 11.14). Uvedené mikrotvrdomosti jsou průměrnou hodnotou z 5ti měření.



Obr. 11.21: Martenzitická mikrostruktura vzorků V1 až V6 - zleva (zvětšení 1000x)

Tabulka 11.14: Průměrné hodnoty tvrdostí HV_{0,5} na vzorcích V1 až V6

Číslo vzorku	V1	V2	V3	V4	V5	V6
HV _{0,5}	476	473	471	493	475	489

Z výše uvedených výsledků je patrné, že tak malý rozsah změny tepelných režimů, nemá zásadní vliv na změnu vlastností základního materiálu.

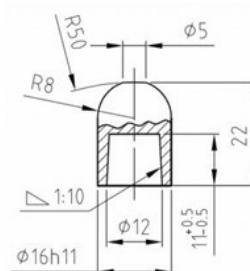
Použitá svařovací zařízení

Vzorky byly spojovány svařovacími parametry (vycházejícími z optimalizace procesu, popsaného v Kapitole 11.3) na odporovém svařovacím lisu DALEX PMS 11-4 se středofrekvenční řídicí jednotkou S.E.R. Mega 2 MF (Obr. 11.22 - vlevo), který je součástí Laboratoře výuky svařečských technologií na Ústavu strojírenské technologie na FS, ČVUT v Praze. Parametry zařízení jsou uvedeny v Tabulce 11.15. Elektrodové čepičky použité pro experiment jsou určeny pro automobilový průmysl. Tyto čepičky jsou ve firmě Škoda Auto a.s. běžně používány. Jedná se o Typ 39 D 1978-2 (Obr. 11.22 uprostřed) podle interního předpisu WV, materiál CuCr1Z (skupina A) podle ČSN EN ISO 5182, průměr stykové plochy 5 mm (celkový průměr elektrody je 16 mm). Jejich geometrie je na Obr. 11.22 vpravo.

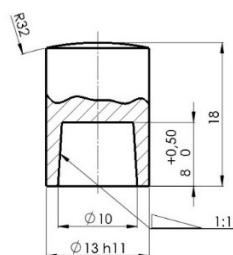
Pro srovnání byly některé typy plechů ještě spojovány ve spolupráci s firmou RUBI CZECH v Brandýse nad Labem na svařovacím lisu MIDISpot Vision QSVM 9000/12000T od firmy ELMATECH (Obr. 11.23 vlevo). Pro odlišnou konstrukci zařízení byly, jako nejvíce odpovídající výše uvedeným, zvoleny elektrodové čepičky s označením A0-13-18 dle ČSN EN ISO 5821 (Obr. 11.23 vpravo). Svařovací lis MIDISpot je zařízení s adaptivním řízením energie svařovacího procesu. Svařovací parametry se tedy předem nenastavují, ale zařízení si parametry nastavuje samo podle velikosti napětí, změřeného při průchodu předběžného proudu na každém svařovacím bodu. Tyto parametry byly zaznamenány a porovnány s parametry vycházejícími z optimalizace procesu. Dále byly porovnány mechanické vlastnosti svarů spojovaných oběma způsoby.

Tabulka 11.15: Parametry odporového svařovacího lisu DALEX PMS 11-4

Maximální svařovací výkon [kVA]	246
Maximální zkratový proud [kVA]	296
Pohon svařovací hlavy	pneumatický
Maximální svařovací proud [kA]	33,8
Zkratový proud [kA]	42,2
Elektrodová síla [daN]	20 – 600



Obr. 11.22: Odporový svařovací lis DALEX PMS 11-4 (vlevo), elektrodové čepičky Typ 39 D 1978-2 (uprostřed) a jejich geometrie (vpravo)



Obr. 11.23: Svařovací odporový lis MIDISpot (vlevo), elektrodové čepičky A0-13-18 (uprostřed) a jejich geometrie (vpravo)

Použité svařovací parametry

Jak již bylo zmíněno výše, použité svařovací parametry byly zvoleny na základě optimalizace procesu (dle normy ČSN EN ISO 14327) jako střední hodnoty z oblasti svařování (viz Tabulka 11.16). Všechny spoje byly provedeny stejnými parametry, aby bylo možno porovnat mezi sebou výsledky z destruktivních zkoušek. Svařováno bylo s jedním pulzem. Některé vzorky byly pro srovnání svařeny stejnými parametry, ale s dvěma svařovacími pulzy.

Další sada vzorků byla svařena na zařízení s adaptivním řízením energie, kde je svařovací proud nastaven na konstantní hodnotu. V tomto případě podle tloušťky a typu materiálu na 7,16 kA. Velikost elektrické energie E [kWs], která se mění na teplo zvané Jouleovo teplo Q [kWs], je regulována svařovacím časem. Proto u tohoto způsobu řízení je možné sledovat výše zmíněný svařovací čas, celkovou elektrickou energii a přítlačnou sílu elektrod. Doba předehřevu byla 800 ms a dohřevu po svařování 500 ms.

Z výše uvedeného a z Tabulky 11.16 vyplývá, že adaptivní energie řízení používá svařovací proud a přítlačnou sílu poněkud vyšší než jsou parametry vycházející z optimalizace, přestože jen o málo, a vždy uvnitř svařovací oblasti dle ČSN EN ISO 14327. Zajímavý je svařovací čas, který byl pro adaptivní řízení až 3x vyšší, než čas zvolený na základě optimalizace procesu.

Tabulka 11.16: Použité svařovací parametry při různých režimech svařování

Optimalizované parametry (Txxx)	Svařovací proud I_s [kA]	Svařovací čas t_s [ms]	Přítlačná síla P_s [kN]
1 pulz	7	280	2,50
2 pulzy	7	280	2,50
Adaptivní řízení	Elektrická energie E [kWs]	Svařovací čas t_s [ms]	Přítlačná síla P_s [kN]
M1	2,94	797	2,90
M2	3,04	898	3,03
M3	3,01	894	3,00
M4	2,92	894	2,92
M5	2,94	858	2,93
M6	2,90	942	2,88

Poznámka: klíč způsobu označení vzorků

$T x y z$ T – „tvrdý“ režim svařování (optimalizované parametry)

x – číslo plechu (1 – 6)

y – číslo sady – **jeden nebo dva** pulzy (1 – 2)

z – číslo svaru na jednom typu plechu (1 – 22)

$M x$

M – svařování na zařízení s adaptivním řízením energie

x – číslo plechu (1 – 6)

Vyhodnocení výsledků

Zkouška ultrazvukem

Na každém typu plechu bylo zhotoveno 7 bodových svarů (v případě adaptivního řízení pouze 5). Výsledky z ultrazvukové zkoušky jsou uvedeny v Tabulce 11.17. Vícekanálová ultrazvuková sonda vyhodnotila z hlediska průměru svarové čočky všechny svary (svařované jedním pulzem) uvedené v Tabulce 11.18 jako vyhovující. U všech svarů splňoval průměr svarové čočky minimální (3,9 mm) i požadovaný průměr (4,6 mm). Bohužel ale u některých svarů nevyhověla hloubka vtisku elektrody, jejíž hodnota má být dle ČSN EN ISO 14373 maximálně 20 % tloušťky svařovaného plechu. Díky tomu byly celkově některé svary vyhodnoceny jako nevyhovující.

Tabulka 11.17: Výsledky zkoušky ultrazvukem (vícekanálovou sondou) jednotlivých svarů (optimalizované parametry – jeden pulz)




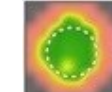
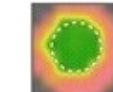
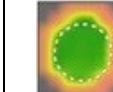

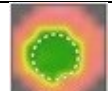
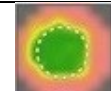
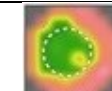
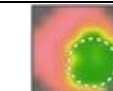
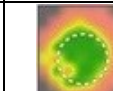





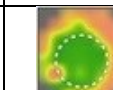

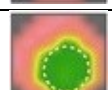




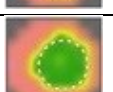





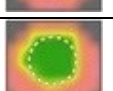
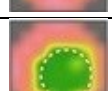
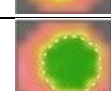



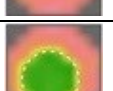



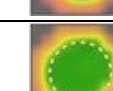

Svar	Dobry / Špatny	Průměr čočky d _p [mm]	Hloubka vtisku elektrody [mm]	Výška svaru [mm]	Svar	Dobry / Špatny	Průměr čočky d _p [mm]	Hloubka vtisku elektrody [mm]	Výška svaru [mm]
T111	Špatný	5,3	0,25	2,17	T411	Dobry	5,3	0,23	2,16
T112	Špatný	4,8	0,43	1,74	T412	Dobry	5,1	0,22	2,13
T113	Špatný	5,2	0,27	2,16	T413	Špatný	5,3	0,25	2,09
T114	Dobry	5,2	0,24	2,17	T414	Špatný	6,5	0,36	1,79
T115	Špatný	5,3	0,25	2,13	T415	Dobry	5,3	0,24	2,09
T116	Dobry	5,1	0,17	2,39	T416	Dobry	5,3	0,23	2,11
T117	Dobry	6,1	0,22	2,18	T417	Špatný	5,3	0,26	2,05
T211	Špatný	5,3	0,25	2,14	T511	Dobry	5,3	0,23	2,09
T212	Dobry	4,8	0,19	2,22	T512	Dobry	5,1	0,21	2,08
T213	Dobry	5,2	0,20	2,20	T513	Dobry	4,6	0,24	2,09
T214	Dobry	4,8	0,19	2,21	T514	Dobry	5,0	0,24	2,06
T215	Dobry	4,6	0,17	2,21	T515	Špatný	5,3	0,26	2,04
T216	Dobry	5,3	0,20	2,20	T516	Dobry	4,6	0,23	2,08
T217	Dobry	5,3	0,23	2,18	T517	Špatný	6,5	0,49	1,55
T311	Dobry	5,3	0,22	2,19	T611	Špatný	6,0	0,29	2,06
T312	Dobry	5,3	0,21	2,19	T612	Špatný	5,3	0,28	2,01
T313	Dobry	5,5	0,18	2,25	T613	Špatný	5,5	0,41	1,69
T314	Dobry	4,7	0,19	2,21	T614	Dobry	4,7	0,17	2,06
T315	Dobry	5,3	0,22	2,17	T615	Špatný	4,6	0,27	1,97
T316	Dobry	6,1	0,22	2,19	T616	Špatný	5,0	0,25	2,02
T317	Dobry	4,7	0,19	2,20	T617	Špatný	5,3	0,29	2,01

Hloubka vtisku je větší než 20 % tloušťky plechu (pro plech 1,2 tomu odpovídá hodnota 0,24).

Nejlepších výsledků bylo dle hloubky vtisku dosaženo u svarů na plechu č. 2 (svary T21x, tloušťka difuzní vrstvy je 5,13 μm) a plechu č. 3 (T31x, tloušťka difuzní vrstvy je 6,55 μm), vyjma vzorku T211, který hloubku vtisku přesáhl jen těsně o 0,01 mm. Naopak jako nejhorší se ukázaly svary na plechu č. 6 (tloušťka difuzní vrstvy je 9,10 μm), kdy naopak ze sedmi svarů vyhověl pouze jeden (T614).

Ostatní svary nevyhověly díky zmíněné velké hloubce vtisku elektrod. Výsledky také ukazují, jak je svařovací proces i za stejných podmínek (jeden plech, stejná tloušťka difuzní vrstvy) nestabilní. Např. svar T613 má velkou hloubku vtisku elektrod (0,41 mm) a naopak svar T614 má poměrně malou hloubku vtisku (0,17). To mohlo být způsobeno nehomogeností jednotlivých vrstev povlaku.

Tabulka 11.18: Ultrazvukové C-scany⁸ jednotlivých svarů získané vícekanálovou sondou (optimalizované parametry – jeden pulz)

C-Scan svaru		První část označení svaru					
		T11	T21	T31	T41	T51	T61
Druhá část označení svaru	1						
	2						
	3						
	4						
	5						
	6						
	7						

Z výsledků ultrazvukové kontroly svarů svařených dvěma pulzy (Tabulka 11.19) je vidět, že téměř všechny svary byly nevyhovující díky nadměrné hloubce vtisku elektrod. Ta značně překračovala povolenou hodnotu 20 % tloušťky plechu. Proto byla použita jen jednonálová sonda, která svary vyhodnocuje díky echogramům zahrnujícím i vliv hloubky vtisku, na rozdíl od vícekanálové sondy, která svar vyhodnocuje z hlediska velikosti průměru svarové čočky. Velká hloubka vtisku elektrod byla způsobena dvěma pulzy svařovacího proudu, kdy materiál více měkne a elektrody se tedy vtisknou do větší hloubky.

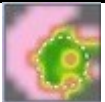



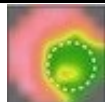













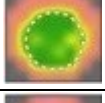
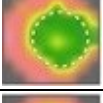
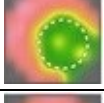








Z výsledků ultrazvukové zkoušky svarů svařovaných zařízením s adaptivním řízením (Tabulka 11.21 a Tabulka 11.20) vícekanálovou sondou je patrné, že z hlediska velikosti průměru svaru vyhověly všechny svary kromě svaru M12 (Obr. 11.24), který měl průměr svarové čočky menší než minimální (viz. C-Scan svaru v Tabulce 11.20). Hodnocení svaru vícekanálovou sondou spočívá zejména v nedestruktivním změření průměru svarové čočky, přičemž si přístroj dle tloušťky svařovaných plechů sám vypočítá minimální (v tomto případě 3,9 mm) a požadovaný průměr (4,6 mm). Minimální průměr svarové čočky tvoří 85 % průměru požadovaného. Z ultrazvukových snímků (Tabulka 11.20) je patrné, že většina svarů i přes vyhovění obsahuje v dělicí rovině svarové čočky vnitřní vady (žlutočervené skvrny v zelené oblasti).

⁸ C sken - ukazuje půdorysné rozmístění reflektorů (nehomogenit) v součásti. Osy označují polohu v rovině $x - y$, barevná škála intenzitu odrazu ultrazvukové vlny v daném bodě.

Tabulka 11.19: Výsledky zkoušky ultrazvukem (jednokanálovou sondou) jednotlivých svarů (optimalizované parametry – dva pulzy)

Označení svaru	Dobry / Špatny	Výška svaru [mm]	Označení svaru	Dobry / Špatny	Výška svaru [mm]
T121	Green	1,78	T421	Green	1,86
T122	Red	1,55	T422	Green	1,87
T123	Green	1,81	T423	Red	1,47
T124	Red	1,67	T424	Green	1,81
T125	Red	1,55	T425	Green	1,79
T126	Green	1,88	T426	Green	1,95
T127	Red	1,40	T427	Red	1,42
T221	Red	1,55	T521	Red	1,52
T222	Red	1,51	T522	Red	1,49
T223	Red	1,32	T523	Red	1,63
T224	Red	1,61	T524	Green	1,96
T225	Red	1,49	T525	Red	1,37
T226	Red	1,41	T526	Green	1,84
T227	Red	1,32	T527	Red	1,64
T321	Red	1,49	T621	Red	1,52
T322	Red	1,69	T622	Red	1,52
T323	Red	1,61	T623	Green	1,85
T324	Green	1,78	T624	Green	1,75
T325	Green	1,77	T625	Red	1,68
T326	Red	1,64	T626	Red	1,28
T327	Red	1,47	T627	Red	1,61

Tabulka 11.20: Ultrazukové C-scany svarů získané vícekanálovou sondou (adaptivní řízení)

C-Scan svaru		První část označení svaru					
		M1	M2	M3	M4	M5	M6
Druhá část označení svaru	1					-	
	2						
	3						
	4						
	5						

Tabulka 11.21: Výsledky zkoušky ultrazvukem (vícekanálovou sondou) svarů (**adaptivní řízení**)

Svar	Dobry / Špatny	Průměr Čočky d _p [mm]	Hloubka vtisku elektrody [mm]	Výška svaru [mm]	Svar	Dobry / Špatny	Průměr Čočky d _p [mm]	Hloubka vtisku elektrody [mm]	Výška svaru [mm]
M11		5,3	0,10	2,23	M41		5,6	0,21	2,20
M12		2,6	0,11	2,20	M42		5,3	0,21	2,14
M13		5,3	0,12	2,24	M43		5,3	0,20	2,19
M14		5,1	0,17	2,19	M44		5,2	0,20	2,19
M15		5,4	0,14	2,20	M45		5,1	0,20	2,21
M21		4,8	0,18	2,10	M51 ¹	-	-	-	-
M22		5,7	0,16	2,22	M52		4,6	0,19	2,10
M23		5,9	0,24	2,20	M53		5,3	0,18	2,19
M24		6,0	0,21	2,22	M54		6,0	0,19	2,20
M25		6,0	0,20	2,25	M55		5,3	0,21	2,17
M31		5,3	0,21	2,17	M61		4,8	0,20	2,19
M32		6,0	0,21	2,21	M62		5,3	0,21	2,17
M33		6,1	0,22	2,20	M63		5,9	0,18	2,12
M34		5,8	0,20	2,20	M64		5,1	0,19	2,15
M35		6,8	0,20	2,25	M65		6,0	0,19	2,12

Průměr čočky je menší než průměr požadovaný (4,6) a dokonce menší než minimální (3,9).

¹ Nestandardní průběh zkoušky.

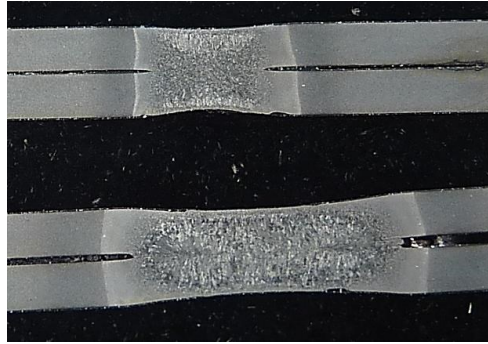
Metalografická zkouška

Ke každé kombinaci parametrů byl zhotoven metalografický výbrus pro kontrolu tvaru svarové čočky, velikosti tepelně ovlivněné oblasti, ověření naměřené hloubky vtisku elektrod a zjištění přítomnosti a typu vnitřních vad.

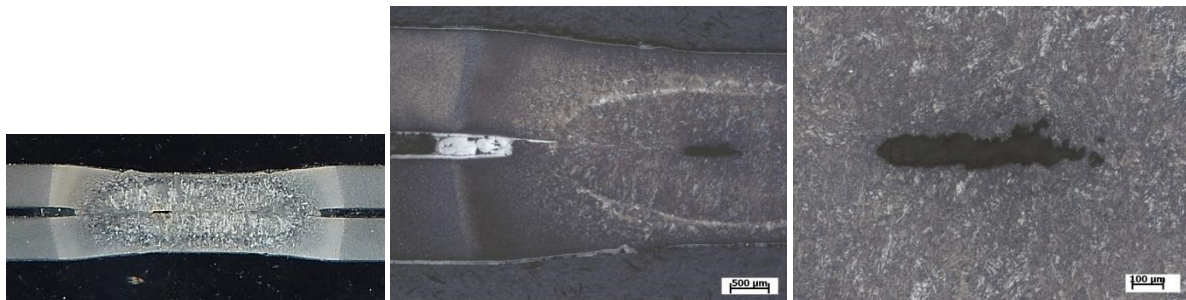
Na Obr. 11.24 nahoře je výše zmíněný svar M12 (zhotoveného na zařízení s **adaptivním řízením energie**), který nevyhověl kritériu minimálního průměru. Z výbrusu je vidět, že zcela chybí charakteristická svarová čočka a spoj je spíše difúzního charakteru. Dole je pak pro porovnání optimální spoj (svar M13) s charakteristickou dendritickou strukturou svarové čočky, zvýrazněnou strukturou v tepelně ovlivněné oblasti i typickým zúžením spoje v místě působící přitlačné síly svařovací elektrody.

Téměř všechny spoje zhotovené na zařízení s adaptivním řízením obsahovaly nezanedbatelné vnitřní vady (viz např. Obr. 11.25). Jednalo se zejména o dutiny a staženiny v rovině původního rozhraní plechů. Jak již bylo zmíněno, na C-scanech (Tabulka 11.20) jsou tyto vady zobrazeny jako žlutočervené body v zelené oblasti svarové čočky, ohraničené čárkovaným kroužkem.

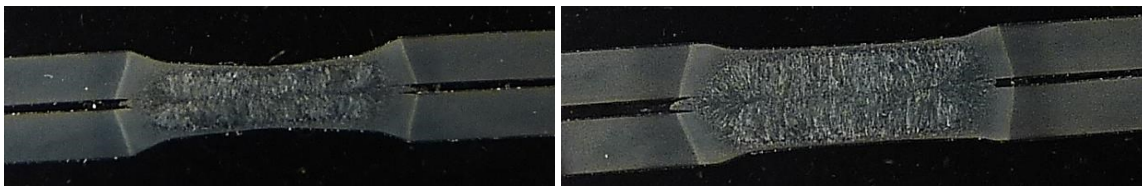
Na Obr. 11.26 je porovnání svarů zhotovených ve **tvrdom režimu s jedním pulzem**. Konkrétně se jedná o nevyhovující svar T517 (vlevo) s největší naměřenou hloubkou vtisku (0,49 mm) a vyhovující svar T215 (vpravo) s nejmenší naměřenou hloubkou vtisku elektrod (0,17 mm).



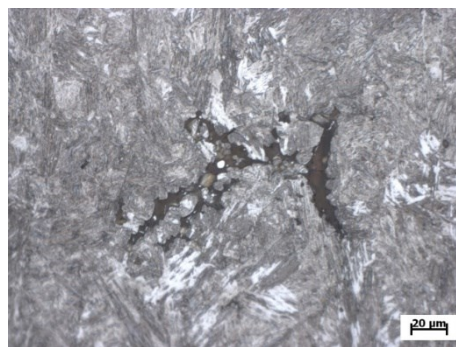
Obr. 11.24: Porovnání průměrů nevyhovujícího svaru M12 (nahore) a vyhovujícího M13 (dole) (makro snímek metalografických výbrusů), zvětšení 25x



Obr. 11.25: Vnitřní vada (staženina) svaru M61 v různém zvětšení (makro snímek, zvětšení 25x, 100x)



Obr. 11.26: Porovnání hloubek vtisku elektrod nevyhovujícího svaru T517 (vlevo) a vyhovujícího svaru T215 (vpravo), zvětšení 25x



Obr. 11.27: Mikrostruktura svaru T411 s typickou staženinou v rovině původního rozhraní plechů (zvětšení 500x)

Při svařování s jedním pulzem se ve svarech sice vyskytovaly vnitřní „vady“, ale vždy se jednalo o drobné staženiny v rovině původního rozhraní plechů, typické pro tento způsob svařování (Obr. 11.27). Tyto staženiny nejsou z hlediska kvality spoje považovány za vnitřní vadu a jsou pod rozlišovací schopností ultrazvukové zkoušky.

Na Obr. 11.28 je ukázka typického bodového odporového spoje, svařovaného **dvoupulzním tvrdým režimem**, pro který je charakteristická velká hloubka vtisku a vytvoření většího výronku (výstřik svarového kovu) po obvodu svarové čochky mezi svařovanými plechy. Dva pulzy svařovacího proudu způsobují popuštění (změknutí) tvrdého základního materiálu. Měkčí svar je elektrodami více

stlačen a natavený materiál se vytlačuje do stran mimo oblast svarové čočky. Nadměrný výstřik svarového kovu je nežádoucí jev, protože vystříknutý materiál pak ve svarové čočce chybí, což vede ke vzniku vnitřních vad.



Obr. 11.28: Metalografický výbrus svaru T621 s výstřikem svarového kovu a velkou hloubkou vtisků po elektrodách, zvětšení 25x

Z metalografické zkoušky vyplývá, že svary svařované optimalizovanými parametry s jedním pulzem mají většinou vyhovující průměr čočky, ale v některých případech mírně překračují maximální hloubku vtisku elektrody. Neobsahují téměř žádné vnitřní vady, což ukazuje na vhodnou volbu svařovacích parametrů dle provedené optimalizace. Svary svařované optimalizovanými parametry ve dvoupulzním režimu sice splňují většinou velikost svarové čočky, ale téměř všechny výrazně překračují maximální hloubku vtisku elektrody. Svary zhotovené na zařízení s adaptivním řízením, naproti tomu vyhovují z hlediska rozměrů až na jednu výjimku všechny. Ovšem zase obsahují velké množství vnitřních vad, což potvrzuje předchozí výsledky dosažené UT zkouškou.

Statická zkouška stříhem

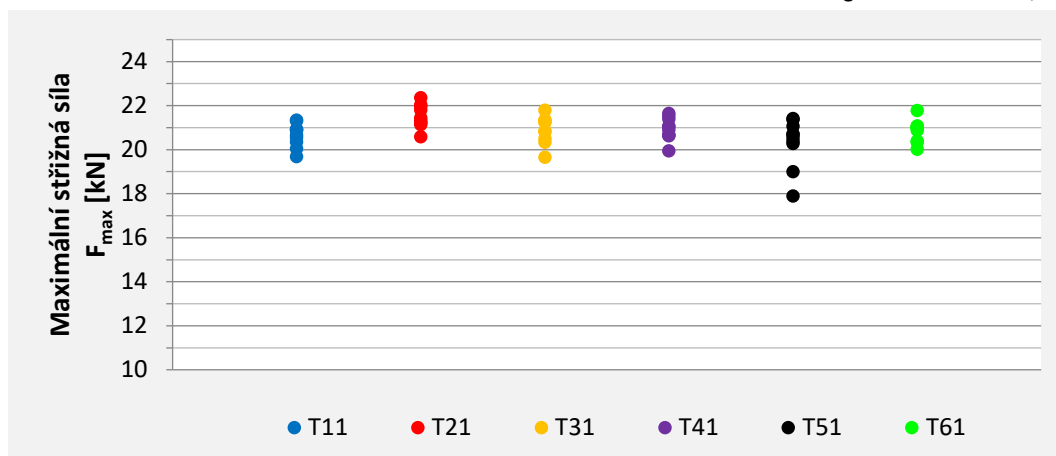
Mechanizovaná zkouška stříhem byla provedena v souladu s normou ČSN EN ISO 14273, vždy na deseti vzorcích (svarech) z každého typu plechu. Výsledky ze zkoušky stříhem svarů provedených v **jednopolzním tvrdém režimu optimalizovanými parametry** jsou uvedeny v Tabulce 11.22. Jsou to vždy průměrné hodnoty maximální střížné síly F_{max} z 10ti měření. Rozptyl jednotlivých hodnot pro každý typ plechu je uveden na Obr. 11.29.

Tabulka 11.22: Hodnoty průměrné maximální síly F_{max} potřebné pro přestřížení svaru při statické zkoušce stříhem (optimalizované parametry, tvrdý režim – jeden pulz)

První část označení svaru	T11	T21	T31	T41	T51	T61
Průměrná max. síla [kN]	20,67	21,52	20,92	20,96	20,34	20,86

Hodnoty maximální střížné síly potřebné pro přestřížení svaru byly pro všechny kontrolované svary velmi podobné, a to jak u jednotlivých svarů na jednom plechu, tak i v porovnání průměrných hodnot všech typů plechů. Např. u plechu č. 6 (kde většina svarů měla velké hloubky vtisků elektrod - zjištěné zkouškou ultrazvukem), výsledky dokazují, že nadměrná hloubka vtisku elektrod nemá na sílu při přestřížení vliv. Větší rozptyl hodnot maximálních sil byl jen u svarů na plechu č. 5. Všechny svary vyhověly podmínce $F_{max} \geq F_{min}$, přičemž F_{min} je 3,75 kN.

Porušení svarů po zkoušce stříhem bylo trojího typu. Nejčastější variantou bylo neustřížení celého svaru, kdy došlo jen k natržení svaru v TOO (Obr. 11.30 vlevo), ale vzorek se neoddělil na dvě části. Tento způsob porušení je ideální stav, protože vzorek byl porušen v TOO, ne přímo ve svaru a ještě k tomu se zcela neustříhl, což dokazuje dostatečnou houževnatost materiálu v TOO. Průměr svaru nebylo možné u tohoto typu porušení změřit, proto byl měřen průměr natrženého otvoru. Výsledkem jsou vyšší hodnoty průměru svarové čočky, v Tabulce 11.23 psáno červeně.



Obr. 11.29: Rozptyl maximálních sil F_{max} při přetržení svarů při statické zkoušce stříhem pro jednotlivé typy plechů (tvrdý režim – jeden pulz)



Obr. 11.30: Možné varianty porušení svarů po zkoušce stříhem ukázané na svaru T5113 – částečné vytržení svaru (vlevo), T5117 – symetrické vytržení svaru (uprostřed) a T5114 – porušení v dělicí rovině (vpravo)

Druhou variantou byl stav porušení, kdy došlo k úplnému vytržení svaru v TOO a vzorek se rozdělil na dvě části. Vytržený svar zůstal na jedné polovině vzorku (Obr. 11.30 uprostřed), kde bylo možné snadno změřit jeho průměr (Tabulka 11.23 psáno černě).

Posledním typem porušení bylo porušení svaru v dělicí rovině svarové čočky (Obr. 11.30 vpravo, Tabulka 11.23 psáno modře). Tato varianta porušení svaru je nežádoucí, protože značí špatné provaření a křehkost svaru.

Tabulka 11.23: Průměry svarových čoček svarů (optimalizované parametry, tvrdý režim – jeden pulz)

Průměr svaru d [mm]	První část označení svaru						
	T11	T21	T31	T41	T51	T61	
Druhá část označení svaru	8	7,10	6,62	5,93	7,46	7,04	6,42
	9	7,25	6,84	5,80	7,22	7,32	7,43
	10	7,21	7,02	7,22	7,31	7,12	6,28
	11	7,16	7,05	6,45	6,35	6,78	7,11
	12	7,17	7,06	7,28	6,63	7,10	6,86
	13	7,02	6,58	7,26	6,39	7,36	6,80
	14	7,30	6,92	7,12	7,18	7,31	6,27
	15	7,08	6,86	7,24	6,97	7,19	7,08
	16	7,20	7,34	7,20	6,41	6,32	6,92
17	7,34	7,15	7,14	6,44	6,64	6,42	

Neustřížený vzorek (natržený svaru v TOO), měřený průměr natrženého otvoru (Obr. 11.30 vlevo).
 Ustřížený vzorek (vytržený svar v TOO zůstal na jedné polovině roztrženého vzorku), měřený průměr vytržené části (Obr. 11.30 uprostřed).
 Ustřížený vzorek v dělicí rovině svaru (Obr. 11.30 vpravo).

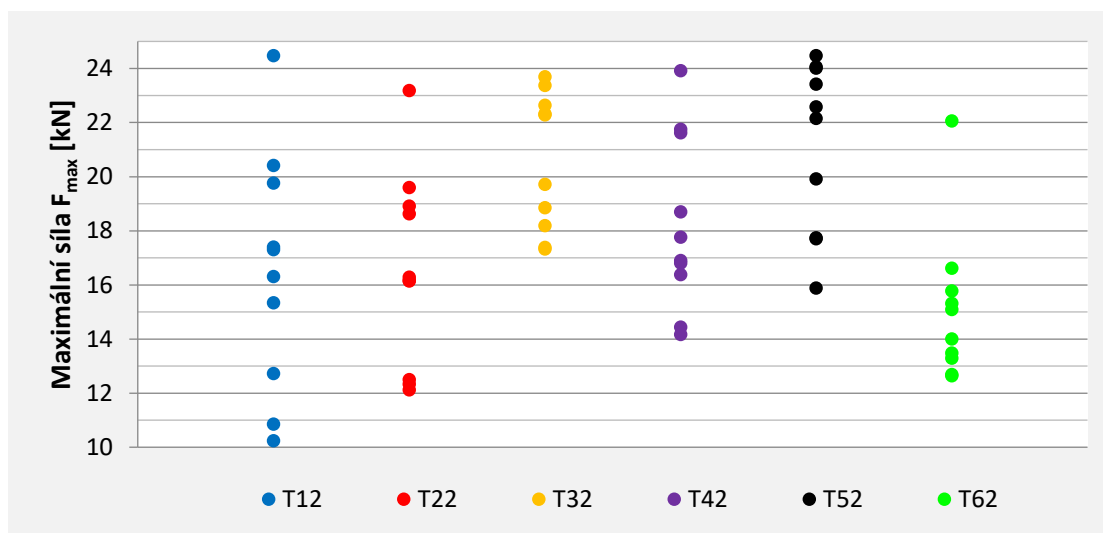
Všechny svary z hlediska průměru svarové čočky vyhověly, protože změřený průměr byl vždy větší než minimální (cca 4 mm) dle normy ČSN EN ISO 14373. Z hlediska porušení svaru bylo nejlepších výsledků dosaženo na plechu č. 1, kde všechny svary byly porušeny prvním – optimálním typem porušení. U plechů č. 2 a 3 nastala první varianta porušení vždy nejméně u šesti svarů, což je také příznivý výsledek.

Výsledky statické zkoušky stříhem vzorků svařených optimalizovanými parametry v tvrdém režimu s dvěma pulzy svařovacího proudu jsou uvedeny v Tabulce 11.24 (průměrná hodnota z deseti vzorků (svarů) pro každý typ plechu).

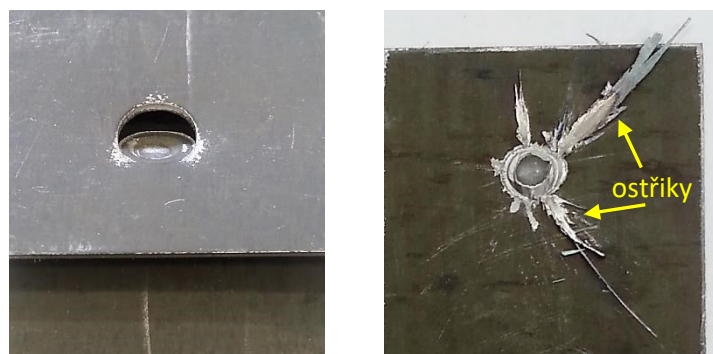
Tabulka 11.24: Hodnoty maximální střížné síly F_{max} potřebné pro přestřížení svaru při statické zkoušce stříhem (optimalizované parametry, tvrdý režim – dva pulzy)

První část označení svaru	T12	T22	T32	T42	T52	T62
Průměrná max. síla [kN]	16,49	16,59	20,58	18,25	21,20	15,10

Výsledné hodnoty maximálních sil potřebných k přestřížení svarového spoje zhotoveného v režimu se dvěma pulzy, mají v porovnání s jednopulzním režimem mnohem větší rozptyl (Obr. 11.31). To ukazuje výrazně větší nestabilitu svařovacího procesu. Příčinou nestability jsou velmi tvrdé a ostré výstřiky svarového kovu ovlivňující pevnost svaru. Nicméně přesto všechny svary vyhověly podmínce $F_{max} \geq F_{min}$, kde F_{min} je 3,75 kN.



Obr. 11.31: Rozptyl maximálních střížných sil F_{max} při přetržení svarů při statické zkoušce stříhem pro jednotlivé typy plechů (optimalizované parametry, tvrdý režim – dva pulzy)



Obr. 11.32: Možné varianty porušení svarů po zkoušce stříhem ukázané na svaru T2217 (vlevo) a T1212 (vpravo)

Porušení spojů, svařených optimalizovanými parametry, dvoupulzním tvrdým režimem, mělo po zkoušce stříhem v porovnání s 1. sadou jen dvě varianty (ani jednou nedošlo k porušení svaru v dělicí rovině). Prvním typem porušení bylo neustřížení celého svaru, kdy došlo jen k natržení svaru v TOO (Obr. 11.32 vlevo). V tomto případě byl měřen natržený otvor v TOO, nikoliv průměr svarové čočky, proto tomuto typu porušení odpovídají větší hodnoty průměrů svarových čoček (Tabulka 11.25 psáno červeně). Za povšimnutí stojí fakt, že tomuto typu porušení odpovídají svary bez ostříků s vysokými hodnotami maximální síly při přetržení (Obr. 11.31), což ukazuje na vysokou pevnost svarových spojů. Ostříky jsou velmi tvrdé a ostré kovové útvary, vzniklé rychlým ztuhnutím roztaveného svarového kovu, vytlačeného mezi plechy.

Druhou variantou porušení bylo klasické ustřížení, kdy svar zůstal na jednom ze svařovaných plechů. Ve velké většině případů byl tento typ porušení doprovázen již zmíněnými ostříky kolem obvodu svaru (Obr. 11.32 vpravo).

Dva pulzy svařovacího proudu bez další změny ostatních parametrů (např. snížení přitlačné síly elektrod) způsobily nestandardní průběh svařovacího procesu. Při svařování téměř každého svaru došlo k výstřiku materiálu mezi svařované plechy. Na svarech se objevily velmi tvrdé a ostré ostříky (Obr. 11.32 vpravo), které v praxi ovlivňují další zpracování svařeného dílu, protože se musí mechanicky opracovávat. Neopracovaný ostřík dokáže po zatmelení proniknout tmelem a vnáší do svařeného dílu korozi. Z tohoto hlediska byly svarové spoje nevyhovující.

Tabulka 11.25: Průměry svarových čoček (*optimalizované parametry, tvrdý režim – dva pulzy*)

Průměr svarové čočky d [mm]		První část označení svaru					
		T12	T22	T32	T42	T52	T62
Druhá část označení svaru	8	9,52	6,16	8,08	9,28	9,30	6,71
	9	6,10	5,82	6,81	6,87	7,63	6,03
	10	6,49	6,00	6,39	7,10	9,22	6,21
	11	6,81	6,03	7,62	6,43	6,70	6,34
	12	6,41	6,11	7,85	9,03	7,24	6,75
	13	6,32	6,41	6,26	6,79	7,33	6,06
	14	6,13	6,21	6,75	6,83	9,25	6,48
	15	6,01	6,16	6,00	6,89	7,21	7,20
	16	6,26	6,08	9,51	9,26	7,72	7,32
17	6,43	9,50	7,53	6,43	9,22	6,26	

Neustřížený vzorek (natržený svar v TOO), měřený průměr natrženého otvoru.
 Ustřížený vzorek (vytržený svar v TOO zůstal na jedné polovině roztrženého vzorku), měřený průměr vytržené části.

Výsledky statické zkoušky stříhem vzorků svařovaných na zařízení s adaptivním řízením jsou v Tabulce 11.26. Maximální síly při přestřížení i průměry svarových čoček byly u všech spojů velmi podobné. Ve všech případech byl při zkoušce svar porušen symetricky (Obr. 11.33). Lze říci, že tloušťka difuzní vrstvy (v rozsahu 4 – 12 μm) nemá, při svařování na zařízení s adaptivním řízením, na kvalitu svarového spoje vliv.

Tabulka 11.26: Hodnoty maximální síly potřebné pro přestřížení svaru při statické zkoušce stříhem a průměr svarové čočky (*adaptivní řízení*)

Označení svaru	M16	M26	M36	M46	M56	M66
F_{max} [kN]	21,93	22,36	22,61	22,47	20,69	21,82
d [mm]	5,66	6,05	6,01	5,44	5,73	5,89



Obr. 11.33: Vytržená část svaru M26 (vlevo) a otvor po vytržené části svaru (vpravo), svařováno na zařízením s **adaptivním řízením**

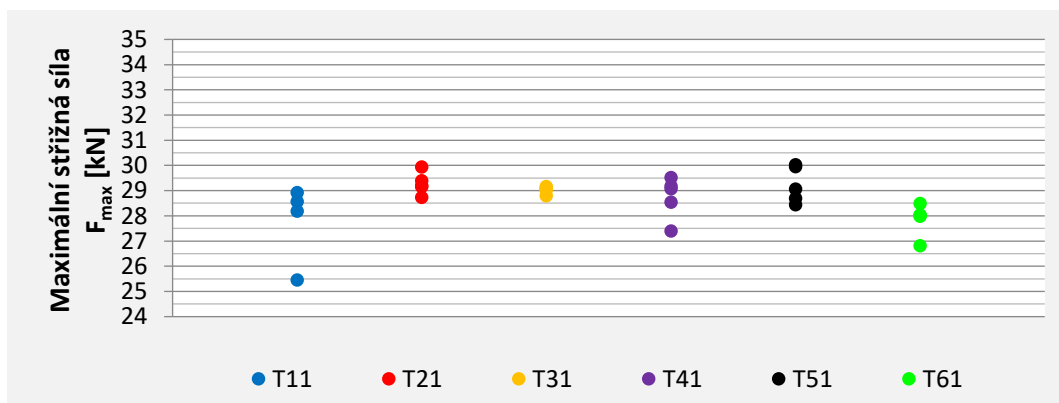
Dynamická zkouška stříhem

Jedná se o nenormalizovanou zkoušku stříhem při vysokých rychlostech posuvu trhacích čelistí. Hodnotí se maximální síla potřebná pro přestřížení spoje. Výsledky pro vzorky svařované optimalizovanými parametry s jedním pulzem jsou uvedeny v Tabulce 11.27. Uvedená maximální síla je průměrnou hodnotou z 5ti měření (vzorků svařovaných při stejných parametrech za stejných podmínek).

Tabulka 11.27: Hodnoty maximální střížné síly F_{max} potřebné pro přestřížení svaru při dynamické zkoušce stříhem (**optimalizované parametry, tvrdý režim – jeden pulz**)

První část označení svaru	T11	T21	T31	T41	T51	T61
Průměrná max. síla [kN]	27,79	29,29	29,03	28,75	29,24	27,87

Velikosti maximálních sil potřebných na přestřížení vzorku při dynamické zkoušce, pro všechny plechy svařené optimalizovanými parametry s jedním pulzem, jsou si opět velmi podobné (stejně jako u statické zkoušky stříhem). Tento malý rozptyl hodnot je vidět z Obr. 11.34. Nejmenší rozptyl hodnot byl u svarů na plechu č. 3 a poté plechu č. 2. To ukazuje velkou stabilitu pevnosti svarů, tedy i stabilitu svařovacího procesu.



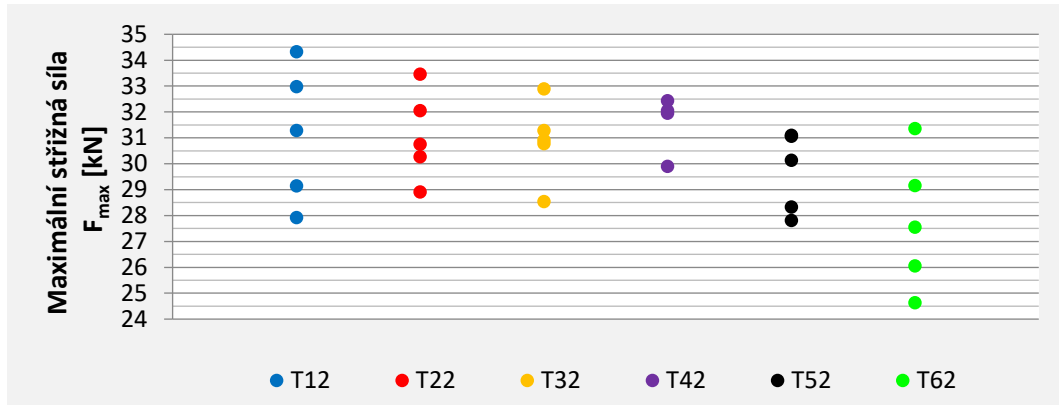
Obr. 11.34: Rozptyl maximálních střížných sil F_{max} při přetržení svarů pro jednotlivé typy plechů (**optimalizované parametry, tvrdý režim – jeden pulz**)

Výsledky vzorků svařených optimalizovanými parametry ve dvoupulzním režimu jsou uvedeny v Tabulce 11.28. Uvedená maximální síla je opět průměrnou hodnotou z 5ti měření (vzorků svařovaných při stejných parametrech za stejných podmínek).

Tabulka 11.28: Hodnoty maximální střížné síly F_{max} potřebné pro přestřížení svaru při dynamické zkoušce stříhem (*optimalizované parametry, tvrdý režim – dva pulzy*)

První část označení svaru	T12	T22	T32	T42	T52	T62
Průměrná max. síla [kN]	31,13	31,09	30,88	30,06	29,69	27,75

Rozptyl hodnot maximálních sil (Obr. 11.35) je značně větší, než tomu bylo u spojů svařených s jedním pulzem. To opět ukazuje na nestabilitu svařovacího procesu při dvoupulzním svařování.



Obr. 11.35: Rozptyl maximálních střížných sil F_{max} při přetržení svarů pro jednotlivé typy plechů (*optimalizované parametry, tvrdý režim – dva pulzy*)

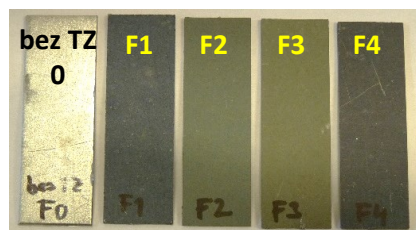
11.7.2 Experiment 2

Vzhledem k tomu, že výše uvedené výsledky bylo třeba porovnat s výsledky analýz provedených na vzorcích s větší tloušťkou difúzní vrstvy, byly ve druhém experimentu zvoleny parametry tepelného zpracování podle Tabulky 11.29. Během tepelného zpracování byla nastavena pouze jedna teplota (920°C) a různé časy výdrže na teplotě. V tabulce jsou uvedeny i odpovídající tloušťky difúzních vrstev. Tepelné zpracování bylo opět provedeno ve firmě Arcelor Mittal a uvedené hodnoty jsou parametry nastavené na průběžné peci.

Tabulka 11.29: Parametry tepelného zpracování pro Experiment 2, včetně tloušťky difúzní vrstvy

Číslo vzorku	F4	F1	F2	F3
Teplota [°C]	920	920	920	920
Doba výdrže na ohřevu [min]	5	7	11	14
Tloušťka difúzní vrstvy [μm]	4,4	6,9	9,4	10

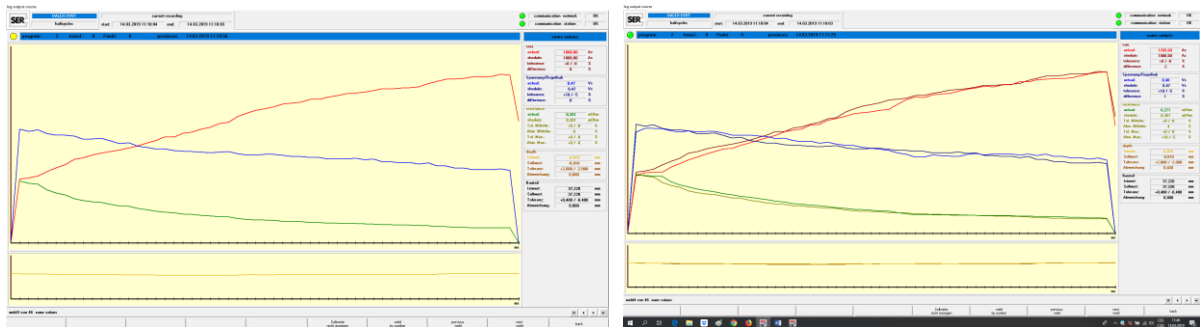
Plech se po tepelném zpracování výrazně lišily svou barvou. Povlaky, u kterých byla doba výdrže na teplotě delší než 10 min byly zbarveny do zelena až do žluta, jak je vidět z Obr. 11.36. Odstín barvy plechu je pravděpodobně dán typem a tloušťkou oxidické vrstvy vzniklé díky vysokým teplotám v průběžné peci na povrchu povlaku.



Obr. 11.36: Porovnání barevných odstínů plechů po tepelném zpracování

Použité svařovací zařízení a parametry

Pro Experiment 2 bylo použito stejné svařovací zařízení jako pro Experiment 1 (odporový svařovací lis DALEX PMS 11-4 se středofrekvenční řídicí jednotkou S.E.R. Mega 2 MF). V době mezi experimentem 1 a 2 bylo svařovací zařízení dovybaveno systémem pro řízení a monitorování průběhů svařovacích parametrů a softwarem Mega PC pro monitoring parametrů. Řídicí jednotka S.E.R. Mega 2 MF byla upgradována na nejnovější verzi, což s sebou přineslo i jiný způsob nastavování parametrů. Ty se nyní nastavují pomocí PC, a v podstatě velmi podobně jako před upgradem. Zásadní rozdíl je v tom, že si řídicí jednotka během prvních třech svarů (tzv. učících) stanoví optimální průběh procesu. To znamená, že si mírně koriguje nastavené parametry dle určitého vnitřního algoritmu a poslední, třetí učící svar považuje za optimální (Obr. 11.37 vlevo). Průběh svařování každého dalšího svaru pak porovnává s tímto optimální „průběh“ svařovacího procesu (Obr. 11.37 vpravo). Monitorovací SW pak pomocí měřicího systému zaznamenává skutečný průběh a porovnává ho s optimálním. Sledovat lze tedy kromě naměřeného svařovacího proudu, také rozdíl (diferenci v %) od optimálního průběhu. Stejně tak měřicí systém zaznamenává velikost naměřeného celkového odporu a jeho rozdíl od optimálního průběhu, dále elektrický náboj [As], a dráhu elektrody.



Obr. 11.37: Průběh svařovacích parametrů pro třetí učící svar (vlevo), nafitovaný průběh svařovacích parametrů dalšího svaru (vpravo); červená – svařovací proud, modrá – celkové napětí mezi elektrodami, zelená – celkový odpor mezi elektrodami

Z tohoto důvodu byla provedena nejprve optimalizace a odlaďování parametrů svařování pro ověření platnosti výše uvedených výsledků (z experimentu 1). Bylo konstatováno, že ačkoliv se po upgradu řídicí jednotky nastavují svařovací parametry trochu jiným způsobem, lze parametry: svařovací proud $I_s = 7$ kA, čas svařování $t_s = 280$ ms (14 per), a přítlak elektrod $P_s = 2,5$ kN stále považovat za optimalizované.

Stejně typy plechů byly také svařeny na svařovacím lisu MIDIsport Vision QSVM 9000/12000T (od firmy ELMATECH) s adaptivním řízením energie potřebné pro vytvoření svarové čocky. Elektrodové čepičky byly typu 39 D 1978-2, tedy stejné jako pro zařízení PMS 11-4. Svařovací parametry byly zaznamenány a porovnány s parametry z monitorovacího systému SER Mega PC. Pro lepší porovnání obou metod byla jako hlavní srovnávací parametr zvolena elektrická energie, která charakterizuje teplo vnesené do svaru. V Experimentu 1 nebylo srovnání elektrických energií možné, protože svařovací zařízení ještě neumožňovalo monitoring parametrů a bylo možno vycházet pouze z hodnot nastavených na stroji.

Byly porovnány mechanické vlastnosti svarů spojovaných oběma způsoby. Zkouška ultrazvukem byla sice provedena, ale ani z klasické sondy ani z vícekanalové sondy Frankie nebyly výsledky relevantní. Po mechanizované stříhové zkoušce vyšlo najevo, že jak průměry svarových čockek, tak přítomnost vnitřních vad neodpovídají výsledkům z UT. Z tohoto důvodu bylo od hodnocení výsledků z UT pro tento experiment upuštěno.

Vyhodnocení výsledků

Svařovací parametry

Průměrné naměřené svařovací parametry jsou uvedeny v Tabulce 11.30 a v Tabulce 11.31. Z uvedených dat je vidět, že při adaptivním řízení vzniká o něco méně Jouleova tepla (nižší elektrická energie) než v případě stacionárního lisu DALEX PMS 11-4. Stejně jako v experimentu 1, je i svařovací čas v případě adaptivního řízení až 3x delší.

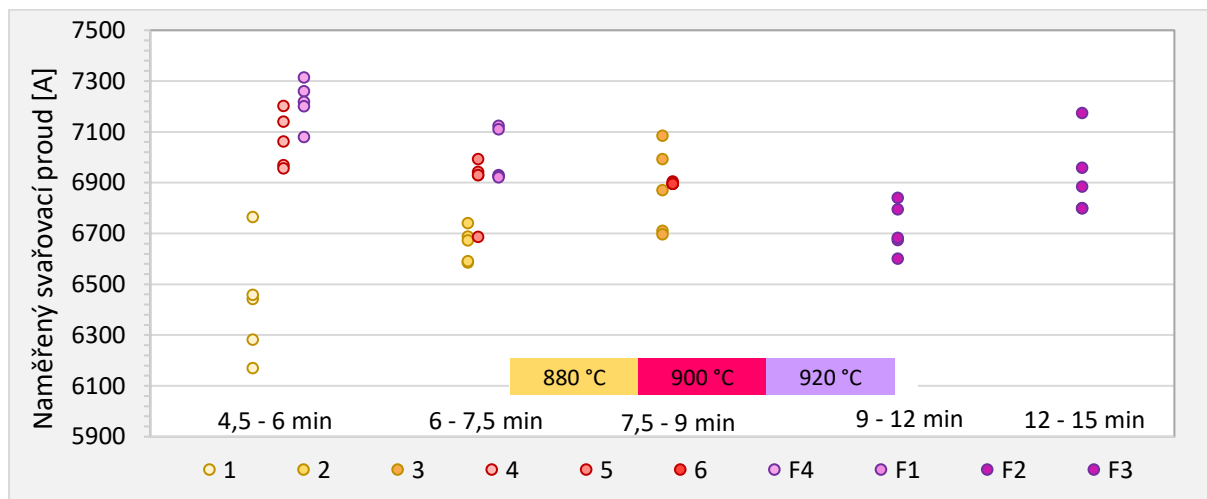
Tabulka 11.30: Průměrné naměřené hodnoty svařovacího proudu [A] a napětí [V] (Svařovací zdroj DALEX PMS 11-4), svařovací čas $t_s = 240$ ms, přitlačná elektrodová síla $P = 2,5$ kN.

číslo svaru	Svařovací proud I [A]				Elektrická energie [kWs]			
	F4	F1	F2	F3	F4	F1	F2	F3
∅ hodnota	7125	6679	6501	6838	3,14	3,02	2,97	3,06

Tabulka 11.31: Průměrné naměřené hodnoty svařovacího času [ms] a elektrické energie [kWs] (Svařovací zdroj s adaptivním řízením MIDIsport)

číslo svaru	Svařovací čas [ms]				Elektrická energie [kWs]			
	F4	F1	F2	F3	F4	F1	F2	F3
∅ hodnota	778	828	789	776	2,87	2,88	2,87	2,82

Při srovnání naměřeného svařovacího proudu z Experimentu 1 a 2 (Obr. 11.38) je vidět, že s vyšší teplotou a delší prodlevou na teplotě v průběžné peci, skutečný svařovací proud klesá. Až po dobu výdrže 9 – 12 min a poté opět stoupá. Výjimku tvoří vzorek s nejnižšími parametry TZ.

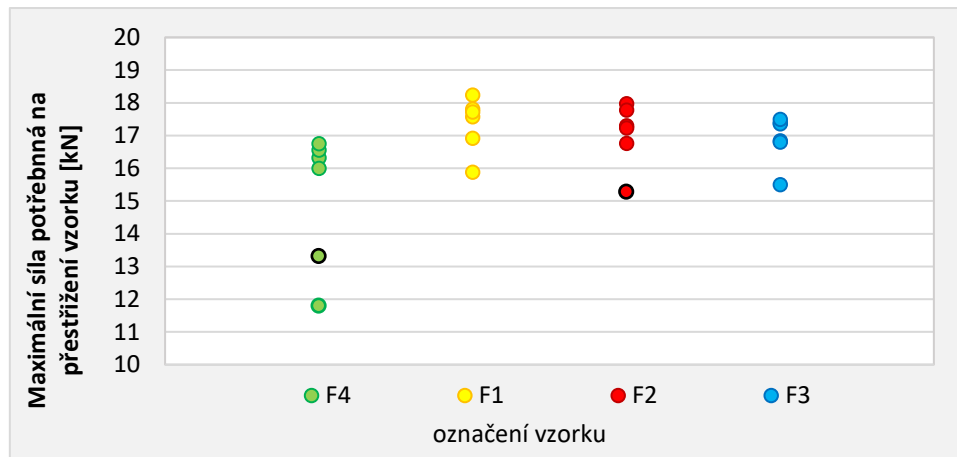


Obr. 11.38: Porovnání svařovacího proudu naměřeného v Experimentu 1 a 2 (Svařovací zdroj DALEX PMS 11-4)

Mechanizovaná zkouška stříhem

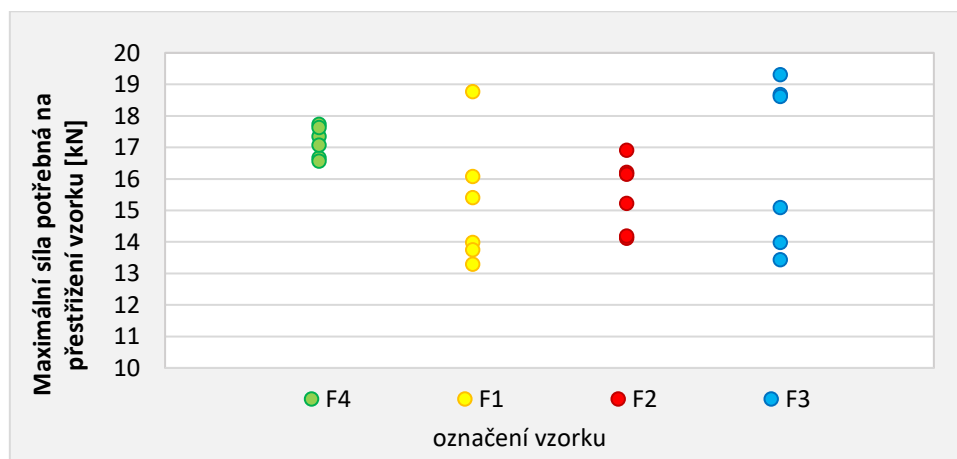
Mechanizovaná zkouška stříhem byla provedena v souladu s normou ČSN EN ISO 14273., vždy na šesti vzorcích (svarech) z každého typu plechu.

Výsledky ze zkoušky stříhem jsou na Obr. 11.39 a Obr. 11.40. Z výsledků je vidět, že v případě vzorku F4 (nejkratší doba výdrže na teplotě) jsou kromě dvou vzorků, porušených v dělicí rovině svaru, výsledky z obou zařízení téměř totožné.



Obr. 11.39: Maximální síly potřebné na přestřížení vzorku F_{max} [kN] naměřené na spojích vytvořených na stacionárním lisu **DALEX PMS 11-4**, černě orámovaný vzorek byl porušen v dělicí rovině svaru

U dalších vzorků je vidět značně větší rozptyl hodnot u vzorků svařených na zařízení s adaptivním řízením a současně, že síly F_{max} [kN] potřebné na přetržení vzorku jsou o cca o 2 kN nižší než v případě PMS 11-4.



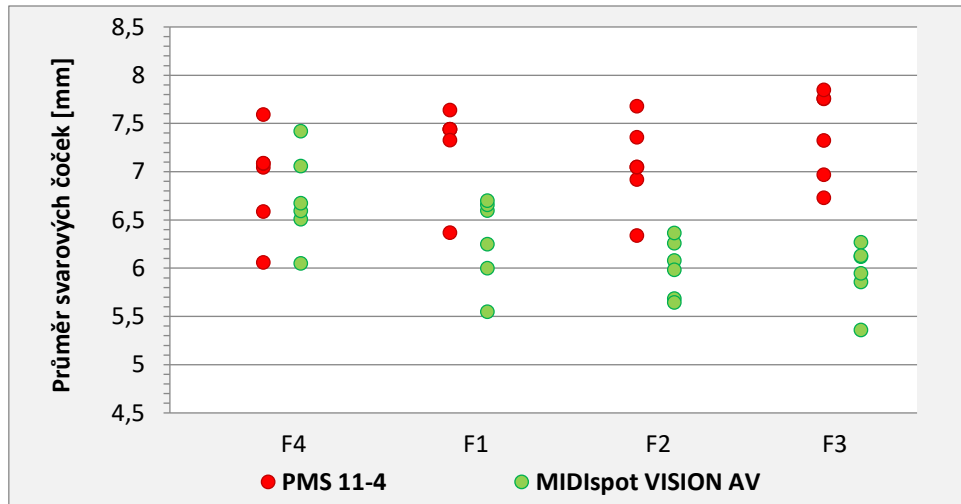
Obr. 11.40: Maximální síly potřebné na přestřížení vzorku F_{max} [kN] naměřené na spojích vytvořených na zařízení s adaptivním řízením **MIDIsPot ELMATECH**

Průměr svarové čocky

Naměřené velikosti průměrů svarových čockek jsou v Tabulce 11.32. Všechny vzorky splnily podmínku minimálního průměru: $d \geq d_{min}$, $d_{min} = 3,5 \cdot \sqrt{t} = 3,8$ mm. Průměry svarových čockek, v případě zařízení s konvenčním řízením procesu PMS 11-4, mírně narůstají se zvyšující se prodlevou v průběžné peci při ohřevu před tvářecí operací. Průměrný nárůst je kolem 0,5 mm (Obr. 11.41). V případě zařízení s adaptivním řízením energie MIDIsPot, průměry svarových čockek s prodlužující se dobou v peci naopak klesají a to až o 1 mm.

Tabulka 11.32: Průměrné hodnoty svarových čockek d [mm] svařených s různými způsoby řízení svařovacího procesu

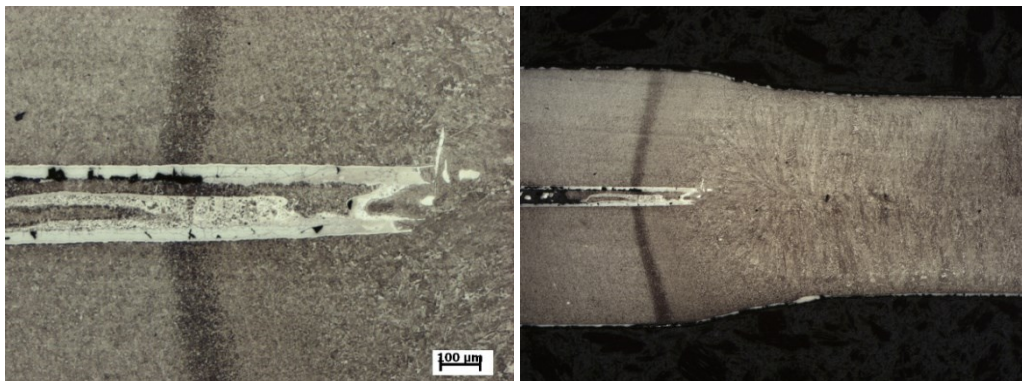
d [mm]	F4	F1	F2	F3
PMS 11-4	6,91	7,28	7,07	7,40
MIDIsPot	6,72	6,29	6,00	5,95



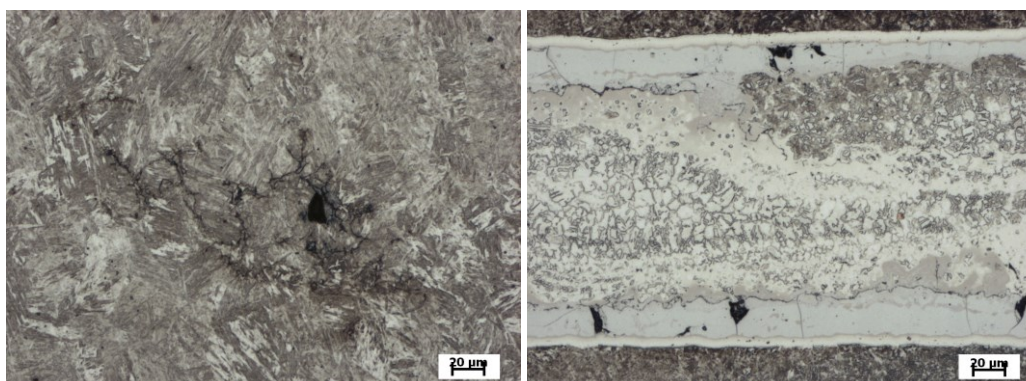
Obr. 11.41: Velikosti průměrů svarových čóček d [mm]

Metalografická analýza

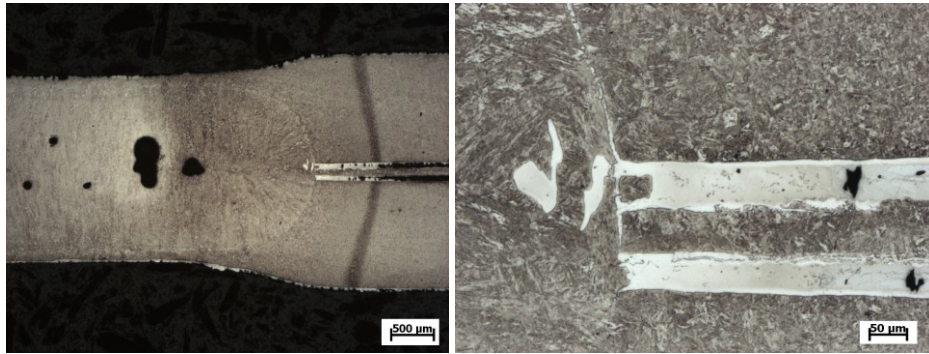
Z každé sady vzorků byl vybrán jeden pro metalografickou analýzu. Makrovýbrusy svarových spojů jsou uvedeny v Kapitole 12 (Diskuze výsledků). Detaily mikrostruktury jsou na Obr. 11.42 až Obr. 11.49. Na obrázcích je vidět hrana natavení a detaily vnitřních vad, včetně zbytků povlaku na okraji svaru ve středové rovině.



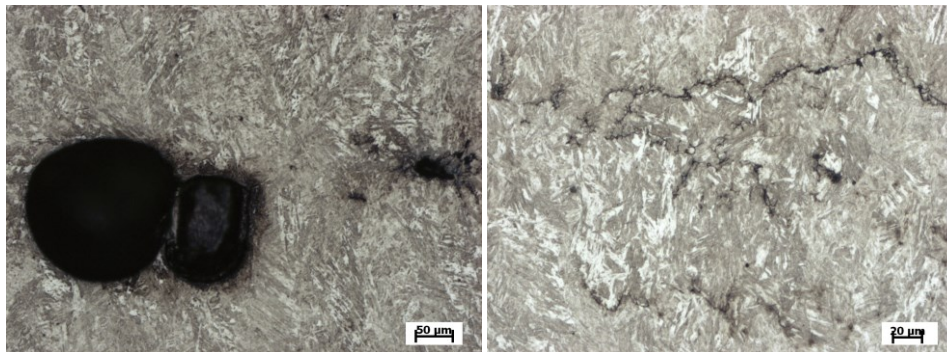
Obr. 11.42: Tepelně ovlivněná oblast vzorku **F4** (5 min, 920 °C) ve zvětšení 100x (vlevo) a 25x (vpravo)



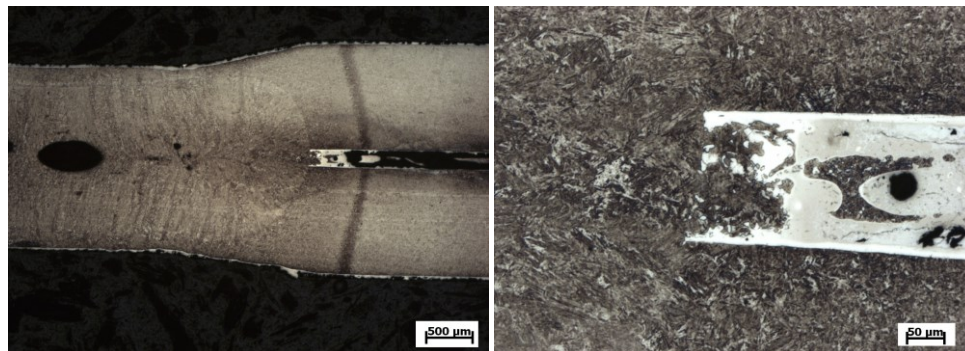
Obr. 11.43: Vzorek **F4** (5 min, 920 °C) - staženina ve středové linii ve zvětšení 200x (vlevo) a detail povlaku AlSi v oblasti výronku ve zvětšení 200x (vpravo)



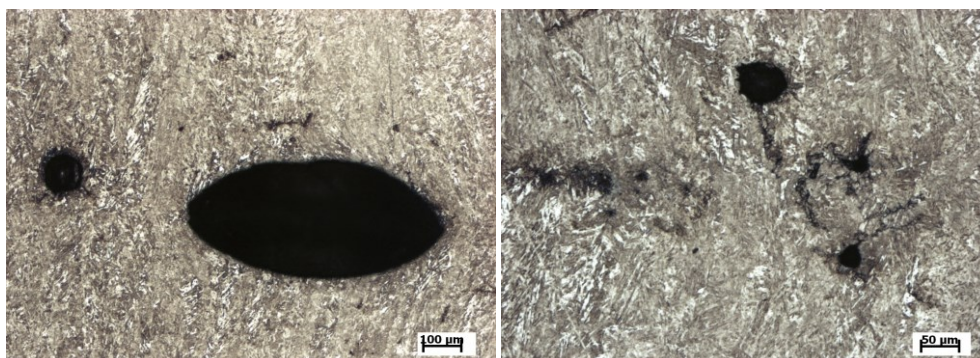
Obr. 11.44: Tepelně ovlivněná oblast vzorku **F1** (7 min, 920 °C) ve zvětšení 25x (vlevo) a detail vměstku tvořeného povlakem AlSi ve svaru a na hraně natavení v úrovni výronku ve zvětšení 100x (vpravo)



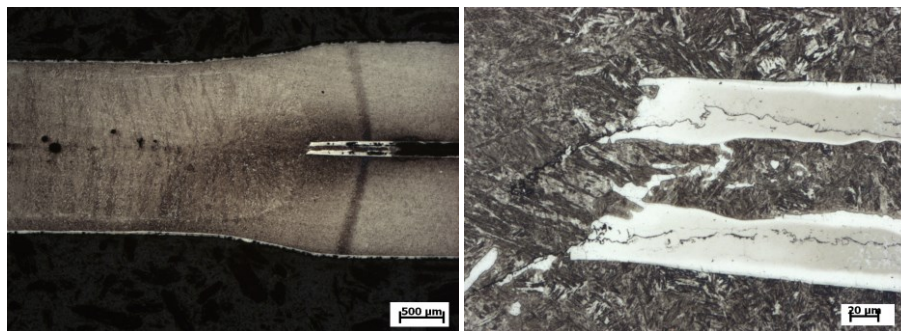
Obr. 11.45: Vzorek **F1** (7 min, 920 °C) - póry ve středové linii ve zvětšení 100x (vlevo) a detail staženiny ve středové linii ve zvětšení 200x (vpravo)



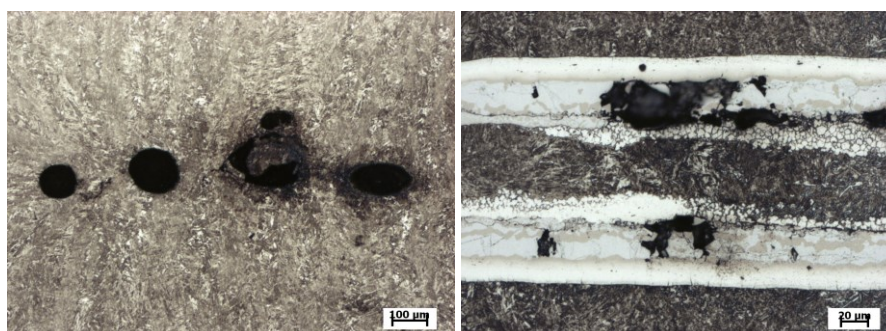
Obr. 11.46: Tepelně ovlivněná oblast vzorku **F2** (11 min, 920°C) ve zvětšení 25x (vlevo) a detail hrany natavení v oblasti výronku ve zvětšení 100x (vpravo)



Obr. 11.47: Póry ve středové linii vzorku **F2** (11 min, 920°C) ve zvětšení 50x (vlevo) a detail staženin a pórů ve zvětšení 100x (vpravo)



Obr. 11.48: Tepelně ovlivněná oblast **F3** (14 min, 920 °C) ve zvětšení 25x (vlevo) a detail hrany natavení v oblasti výronku ve zvětšení 200x (vpravo)



Obr. 11.49: Póry ve středové linii vzorku **F3** (14 min, 920 °C) ve zvětšení 50x (vlevo) a detail povlaku AlSi v oblasti výronku 200x (vpravo)

1.7.3 Experiment 3

Výše uvedené varianty tepelného zpracování z Experimentu 1 a 2 byly doplněny dalšími podle Tabulky 11.33 pro podrobnější popsání procesu. V tabulce jsou opět uvedeny i odpovídající tloušťky difúzních vrstev naměřených dle podnikové normy VW TL 4225 [99].

Tabulka 11.33: Parametry ohřevu před tvářecím procesem, včetně tloušťky difúzní vrstvy

Číslo vzorku	R5a	R9a	R2a	R6a	R3a	R3b	R4a	R13a	R14a	R2b	R10a
Doba výdrže na ohřevu [min]	5,8	5,8	7,5	8,0	9,7	9,7	11,5	4,9	7,4	7,5	8,2
Teplota [°C]	819	827	786	819	774	815	823	833	850	858	964
Tloušťka difúzní vrstvy [μm]	n	n	n	n	n	n	n	1,9	n	2,7	n
Číslo vzorku	R6b	R7a	R4b	R5b	R9b	R11a	R12a	R8a	R13b	R14b	R10b
Doba výdrže na ohřevu [min]	8	11,3	11,5	5,8	5,8	10,8	13,7	15	4,9	7,4	8,2
Teplota [°C]	869	870	865	882	893	890	883	880	912	905	912
Tloušťka difúzní vrstvy [μm]	4,2	4,8	n	2,9	3,1	6,4	7,5	7,9	3,3	6,1	6,8
Číslo vzorku	R15b	R16a	R7b	R11b	R15a	R8b	R12b	R16b	R0b	R1	
Doba výdrže na ohřevu [min]	11,2	12,9	11,3	10,8	11,2	14,6	13,7	12,9	32,1	41	
Teplota [°C]	955	907	922	945	908	926	933	966	869	874	
Tloušťka difúzní vrstvy [μm]	n	8,2	9,4	9,5	7,6	10,2	n	12,5	6,9	6,8	

Poznámka: pro časovou náročnost byly vybrány pouze dvě třetiny vzorků pro EDX analýzu. Vzorky, které nebyly EDX analýze podrobeny, mají místo hodnoty velikosti difúzní vrstvy uvedené písmeno n - neměřeno

Vzorky byly, oproti experimentu 1 a 2, tepelně zpracovány v indukční peci, kde byly umístěny na závěsech ve dvou vrstvách nad sebou. Teplota ohřevu byla ověřována termočládky s využitím měřicí ústředny AHLBORN ALMENO. Termočládek byl umístěn na horní i dolní vrstvě, ve stejné výšce vzorku. Parametry tepelného procesu byly navrženy tak aby rovnoměrně obsáhly celý rozsah teploty a doby výdrže na teplotě v praxi používané. Při měření teploty však bylo zjištěno, že je značný rozdíl mezi horní a dolní vrstvou vzorků a to v případě nejvyšších teplot až 50°C. Z toho důvodu byla horní vrstva vzorků označena písmenem „a“ a dolní vrstva vzorků písmenem „b“. Pouze vzorek R1 byl v peci přes 40 min, teplota na obou termočládkách se stačila vyrovnat. Proto jako jediný není rozlišen na „a“ a „b“. V Tabulce 11.33 jsou tedy uvedené skutečné naměřené hodnoty. To je i důvod proč jsou vzorky v tabulce řazeny nelogicky za sebou. Jsou uspořádány podle velikosti skutečných naměřených hodnot, které se oproti plánu liší.

Použité svařovací zařízení a parametry

Pro Experiment 3 byl, stejně jako v obou předchozích experimentech, použit odporový svařovací lis DALEX PMS 11-4 se středofrekvenční řídicí jednotkou S.E.R. Mega 2 MF, i shodné nastavení svařovacích parametrů (svařovací proud $I_s = 7$ kA, čas svařování $t_s = 280$ ms (14 per), a elektrodová síla $P_s = 2,5$ kN). Další svařovací zařízení při Experimentu 3 nebylo použito.

Vyhodnocení výsledků

Svařovací parametry

Pro každý typ tepelného zpracování bylo vytvořeno 5 ks svarových spojů. V Tabulce 11.34 jsou uvedeny reálné naměřené hodnoty svařovacích parametrů. Pro přehlednost byly v tabulce uvedeny pouze průměrné hodnoty. Do následných grafů uvedených v kapitole 12 (Rozbor výsledků) byly zpracovány všechny hodnoty.

Tabulka 11.34: Průměrné naměřené hodnoty svařovacího proudu I_s [A], odchylky od optimálního průběhu (Diference) [%] a vypočítané elektrické energie E [kWs] (Jouleovo teplo)

Číslo vzorku	R5a	R9a	R2a	R6a	R3a	R3b	R4a	R13a	R14a	R2b	R10a
Svařovací proud [A]	6935	7009	7192	6982	6336	6351	6756	7067	7193	7252	6384
Diference [%]	4,2	5,6	8,4	5,2	11,8	12,2	1,8	6,4	8,4	9,4	6,4
Elektrická energie [kWs]	3,05	3,06	3,14	3,07	2,92	2,93	3,02	3,10	3,14	3,14	2,93
Číslo vzorku	R6b	R7a	R4b	R5b	R9b	R11a	R12a	R8a	R13b	R14b	R10b
Svařovací proud [A]	7044	6382	6761	7128	6896	6890	6467	6894	6955	6842	6288
Diference [%]	6	12,4	1,8	7,6	3,8	3,8	-1,6	4	4,8	3,2	11
Elektrická energie [kWs]	3,09	2,94	3,02	3,13	3,04	3,08	2,94	3,06	3,07	3,06	2,93
Číslo vzorku	R15b	R16a	R7b	R11b	R15a	R8b	R12b	R16b	R1		
Svařovací proud [A]	6541	5886	6376	6786	6223	6955	6662	5774	6610		
Diference [%]	-0,8	4	12,4	2,4	9,6	4,8	0,8	2,2	0		
Elektrická energie [kWs]	2,97	2,80	2,93	3,05	2,91	3,09	3,01	2,78	3,00		

Mechanizovaná zkouška stříhem

Z každé sady vzorků byl jeden (vždy s pořadovým číslem 5) vybrán pro metalografické hodnocení. Zbylé vzorky byly podrobeny mechanizované zkoušce stříhem v souladu s normou ČSN EN ISO 14273.

Výsledky ze zkoušky stříhem jsou uvedeny v Tabulce 11.35. Všechny vzorky vyhověly podmínce $F_{min} = 3,75$ kN, podle podnikové normy VW 01105-1. Z naměřených hodnot je vidět, že oproti vzorkům svařovaným v Experimentu 1 i 2 se naměřené hodnoty pohybují o cca 5 kN níže.

Tabulka 11.35: Naměřené hodnoty maximálních střížných sil potřebných pro přestřížení vzorku F_{max} [kN]

Číslo vzorku	R5a	R9a	R2a	R6a	R3a	R3b	R4a	R13a	R14a	R2b	R10a
F_{max} [kN]	11,6	11,9	11,8	11,7	11,2	11,2	11,6	12,2	12,2	11,7	12,0
Číslo vzorku	R6b	R7a	R4b	R5b	R9b	R11a	R12a	R8a	R13b	R14b	R10b
F_{max} [kN]	11,9	11,9	11,5	12,0	12,2	12,5	12,5	12,4	12,0	12,4	12,2
Číslo vzorku	R15b	R16a	R7b	R11b	R15a	R8b	R12b	R16b	R1		
F_{max} [kN]	12,1	11,4	11,6	12,7	12,0	12,3	12,2	12,2	11,7		

Průměr svarové čocky

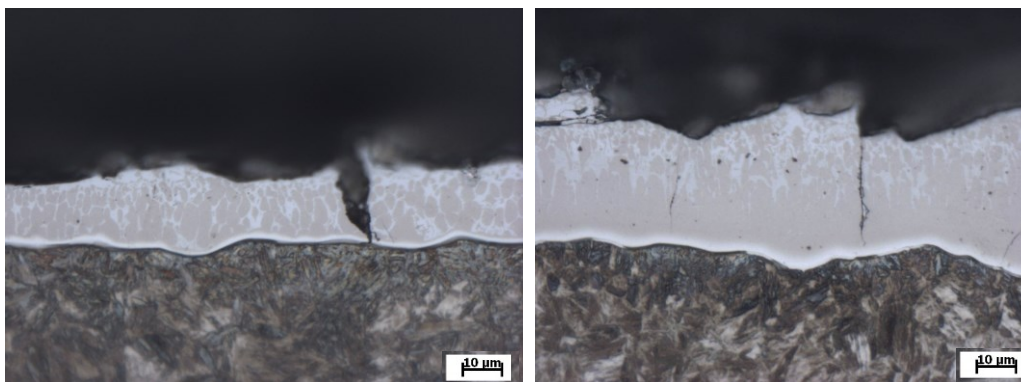
Na vzorcích roztržených mechanizovanou stříhovou zkouškou byly naměřeny průměry svarových čockek. Všechny svary vyhověly podmínce minimálního průměru svarové čocky $d_{min} = 3,8$ mm, dané normou ČSN EN ISO 14373. Výsledky z měření jsou uvedeny v Tabulce 11.36.

Tabulka 11.36: Průměrné hodnoty průměrů svarových čockek d [mm]

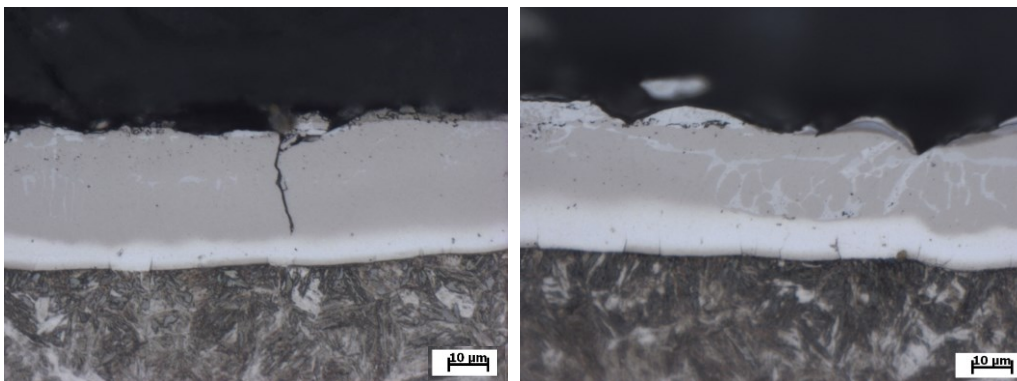
Číslo vzorku	R5a	R9a	R2a	R6a	R3a	R3b	R4a	R13a	R14a	R2b	R10a
d [mm]	7,2	7,0	7,1	6,8	6,8	7,0	6,9	6,7	7,5	7,3	7,9
Číslo vzorku	R6b	R7a	R4b	R5b	R9b	R11a	R12a	R8a	R13b	R14b	R10b
d [mm]	6,9	7,0	7,3	7,2	7,7	8,2	7,6	7,6	8,3	7,8	8,4
Číslo vzorku	R15b	R16a	R7b	R11b	R15a	R8b	R12b	R16b	R1		
d [mm]	7,5	7,2	7,6	7,8	8,0	8,1	7,9	7,6	8,6		

Metalografická analýza

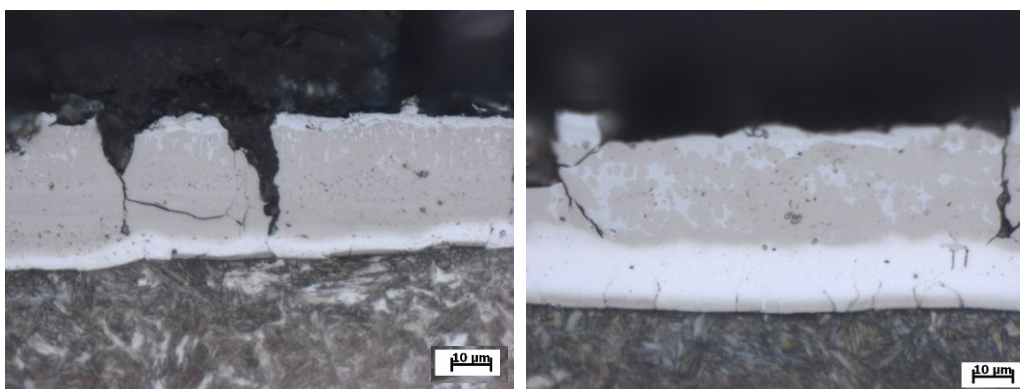
Z každé série svarů na stejném typu plechů byl vybrán jeden pro metalografickou analýzu a optickou mikroskopií. Makra ze všech svarů jsou zobrazena v Příloze 1. Detaily povlaků v místě dotyku elektrody ve zvětšení 500x jsou na Obr. 11.50 až Obr. 11.56.



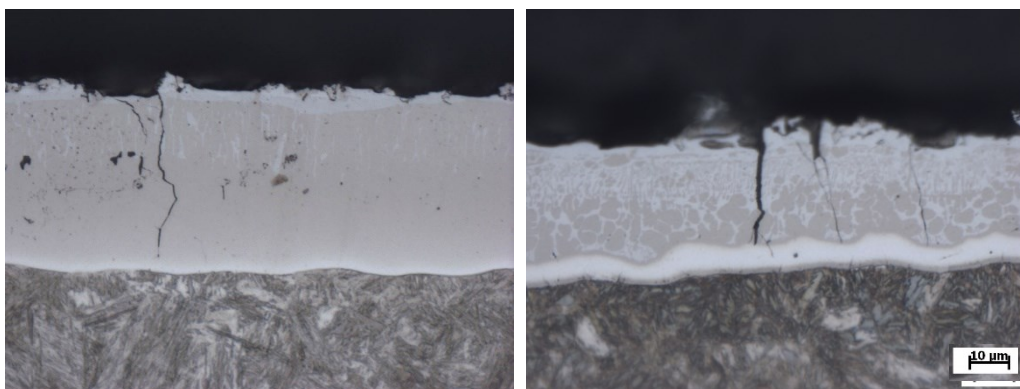
Obr. 11.50: Detail povlaku vzorku R3b v místě dotyku horní (vlevo) a dolní elektrody (vpravo)



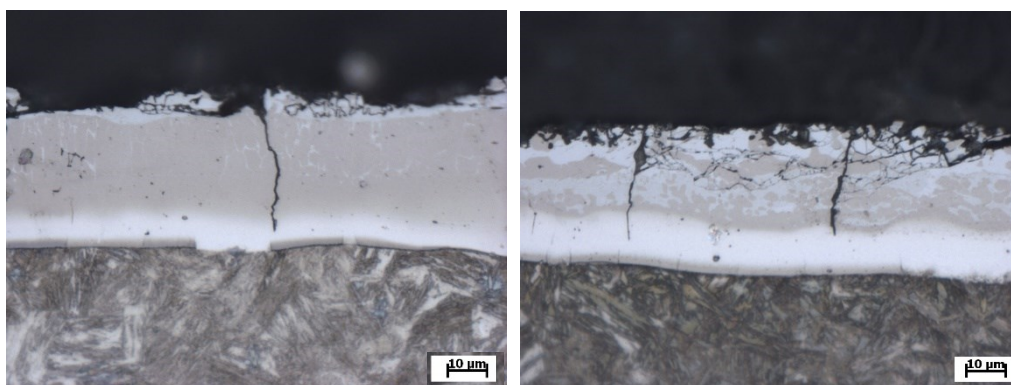
Obr. 11.51: Detail povlaku vzorku R12a v místě dotyku horní (vlevo) a dolní elektrody (vpravo)



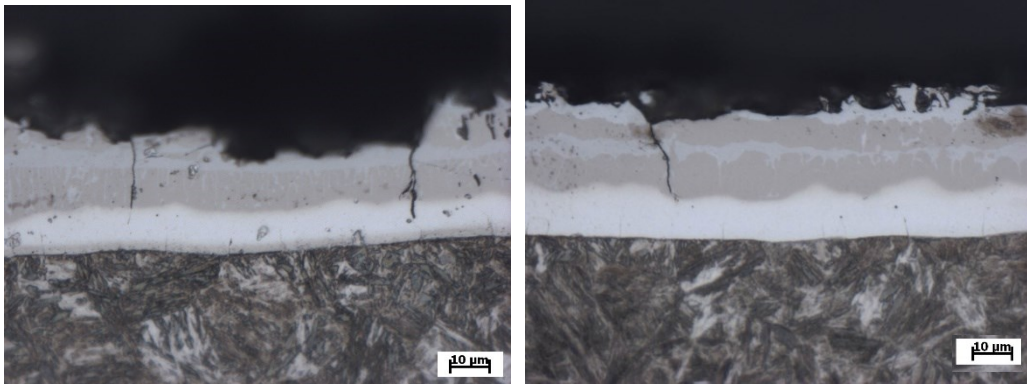
Obr. 11.52: Detail povlaku vzorku R14b v místě dotyku horní (vlevo) a dolní elektrody (vpravo)



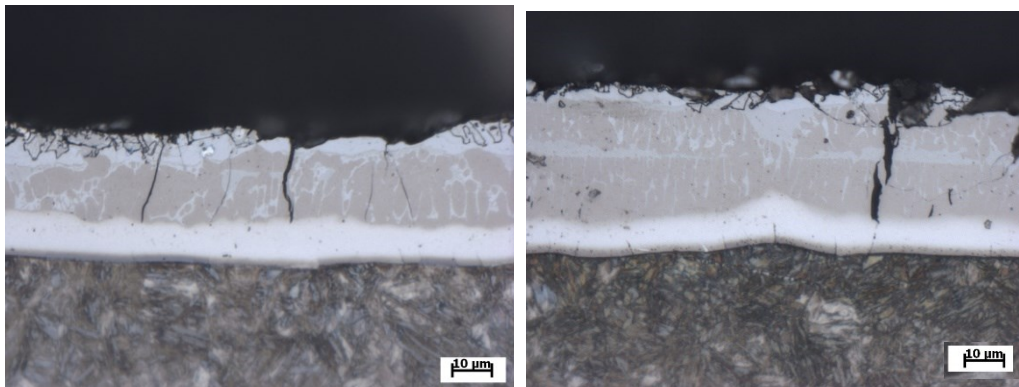
Obr. 11.53: Detail povlaku vzorku R10b v místě dotyku horní (vlevo) a dolní elektrody (vpravo)



Obr. 11.54: Detail povlaku vzorku R16a v místě dotyku horní (vlevo) a dolní elektrody (vpravo)



Obr. 11.55: Detail povlaku vzorku R8b v místě dotyku horní (vlevo) a dolní elektrody (vpravo)



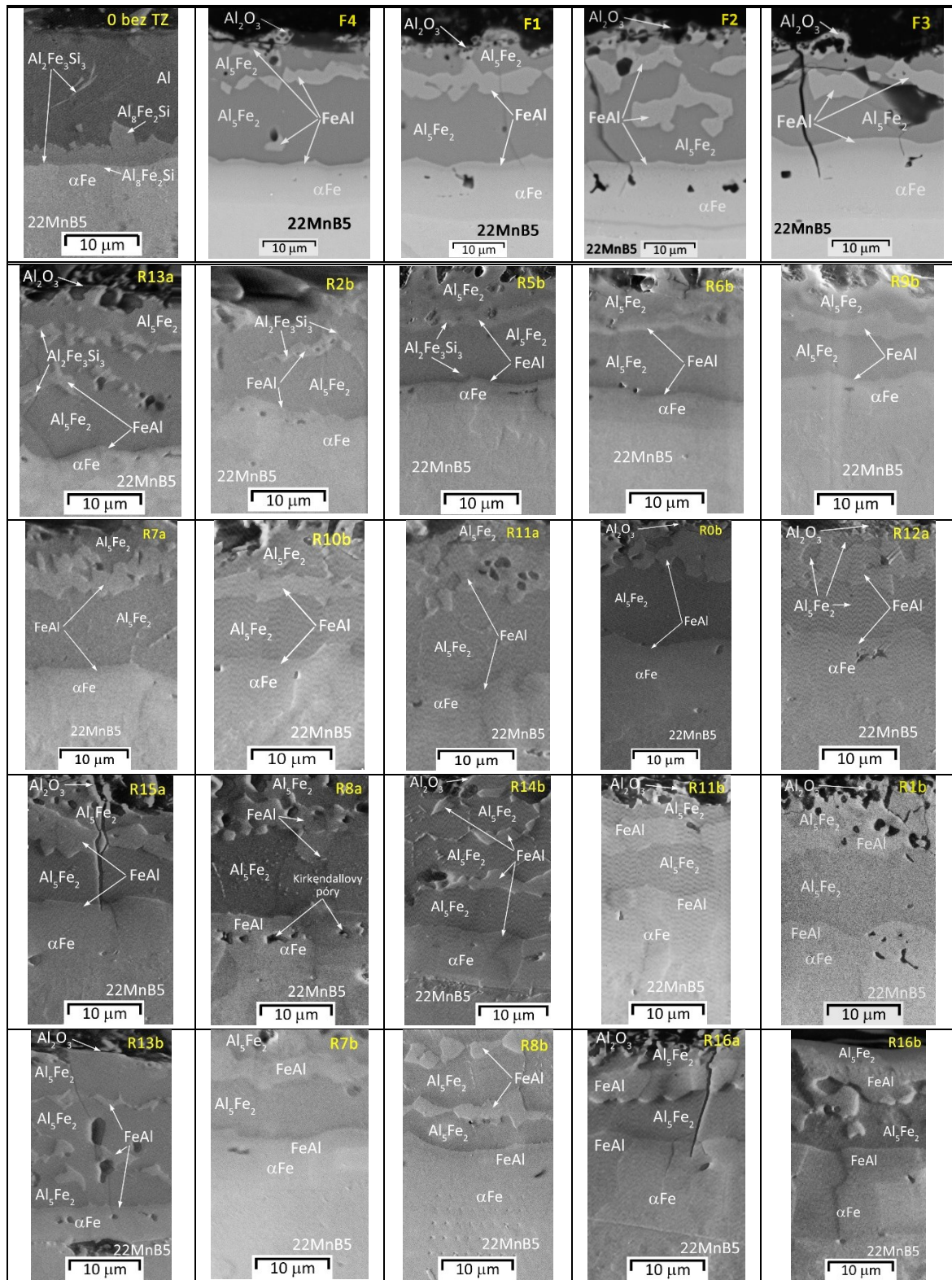
Obr. 11.56: Detail povlaku vzorku R11b v místě dotyku horní (vlevo) a dolní elektrody (vpravo)

Na detailech povlaků v místě dotyku elektrody je vidět, že je zde značný vliv směru průchodu elektrického proudu (tedy zda se jedná o kladnou – horní, nebo zápornou - dolní elektrodu). Nejvýrazněji se vliv směru proudu projevuje na tloušťce difúzní vrstvy (bílá vrstva na rozhraní povlak – ocel). Dále je vidět značně rozdílné rozložení jednotlivých intermetalických fází. Chemickému a fázovému složení povlaků modifikovaných elektrickým proudem by bylo vhodné věnovat více pozornosti a podrobit je podrobné analýze.

11.8 Chemická analýza povlaku a jeho mechanické vlastnosti

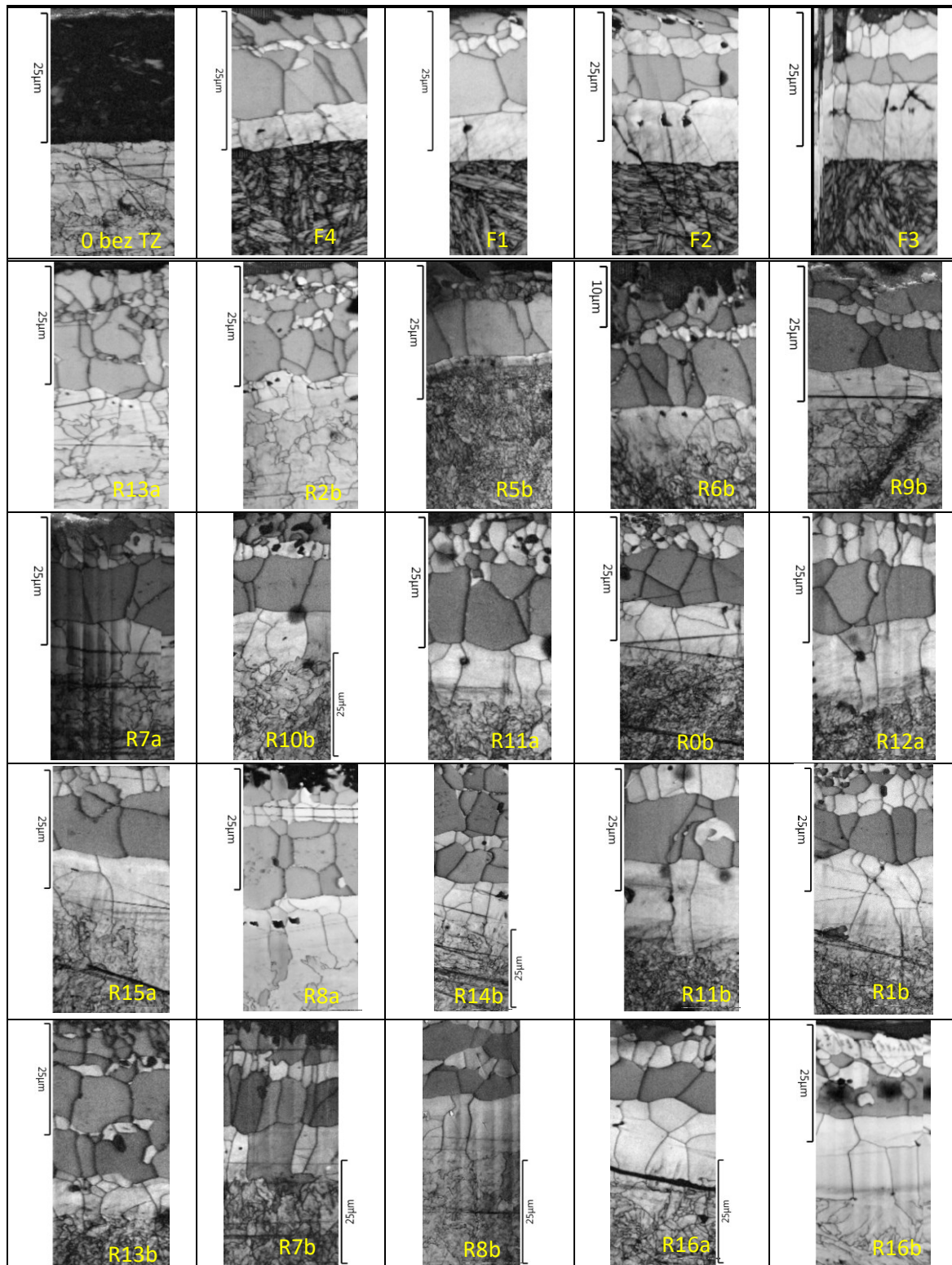
EDSD – analýza fází

Tabulka 11.37: Intermetalické fáze vznikající během tepelného zpracování před lisováním v závislosti na teplotě a době výdrže na teplotě



EBSD - Hranice zrn

Tabulka 11.38: Hranice zrn v závislosti na teplotě a době výdrže na teplotě



Vzhledem k množství vzorků a náročnosti materiálových analýz bylo vytipováno 30 (z celkových 42) typů tepelného zpracování pro vyhodnocení elektronovou mikroskopií. Na všech vybraných vzorcích byla provedena EBSD analýza pro identifikaci fází v povlaku

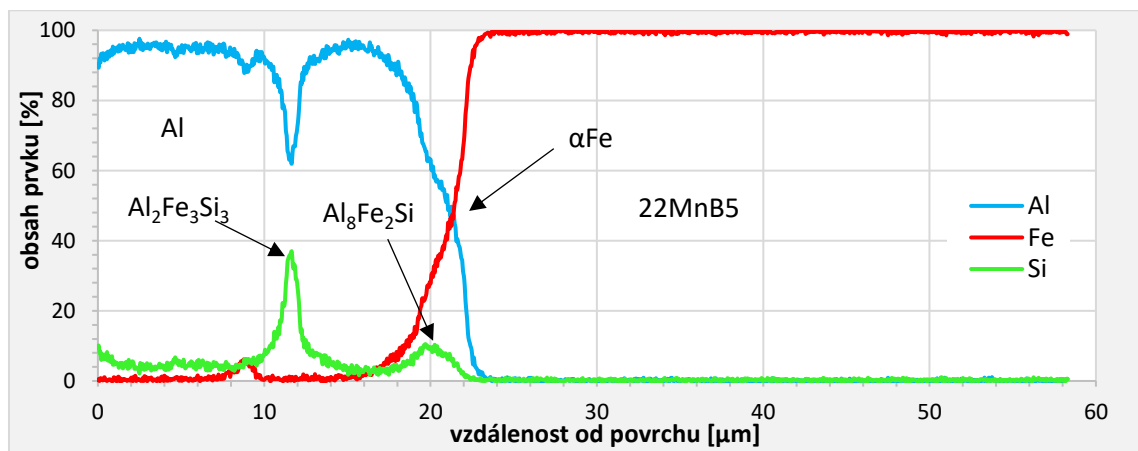
AlSi. Výsledky jsou shrnuty do Tabulky 11.37 a Tabulky 11.38. Výsledky jsou v korelaci s dostupnou literaturou. Z Tabulky 11.37 je vidět, že před tepelným zpracováním se povlak AlSi skládá z čistého hliníku, fáze $\text{Al}_2\text{Fe}_3\text{Si}_3$ a precipitátu $\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$ na rozhraní ocel-povlak. Difúze železa do částečně roztaveného povlaku AlSi je během prvních 2 minut austenitizace velmi rychlá. Na dalších vzorcích je vidět, že vlivem masivní difúze proběhla transformace precipitátu $\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$ na $\text{Al}_5\text{Fe}_2 + \text{Al}_2\text{Fe}_3\text{Si}_3$ podle rovnice (7.1), což potvrzují výsledky Schmidové [109] i Windmanna [103] [104].

Po úplné přeměně původního povlaku na intermetalické fáze ($t_{\text{AUS}} \geq 2$ min) dochází ke zvýšené difúzi Al směrem k oceli. Vlivem opačného směru difúze Al a Fe a její rozdílné rychlosti, dochází na rozhraní povlak – ocel po 6ti minutách ke vzniku dutin (Kirkendallových pórů). [164]

Současně byla provedena EDX liniová analýza, jejíž výsledky jsou uvedeny níže. Na všech vzorcích bylo ještě před chemickou analýzou provedeno měření mechanických vlastností jednotlivých fází povlaku AlSi (výsledky jsou uvedeny v podkapitole „Nanoindentace“). Z tohoto měření zůstaly na výbrusech matice vtisků (indentů). Chemická analýza byla prováděna na každém vzorku vždy na dvou místech. Na čistém povrchu a přes matici indentů (8 x 40 vpichů). Liniová analýza byla pak provedena mezi těmito indenty.

EDX – liniová prvková analýza

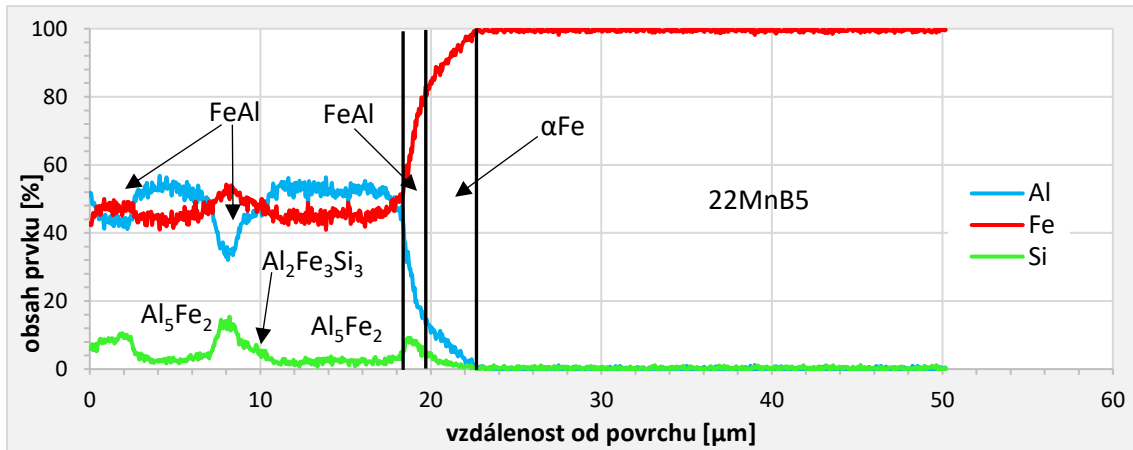
Zjednodušený přehled všech výsledků je uveden v Příloze 2 – matice linií. Zde jsou uvedeny pouze 4 typické příklady pro popsání celého rozsahu zkoumaných parametrů tepelného zpracování. Na Obr. 11.57 je vzorek v dodávaném stavu, tedy ještě před tepelným zpracováním.



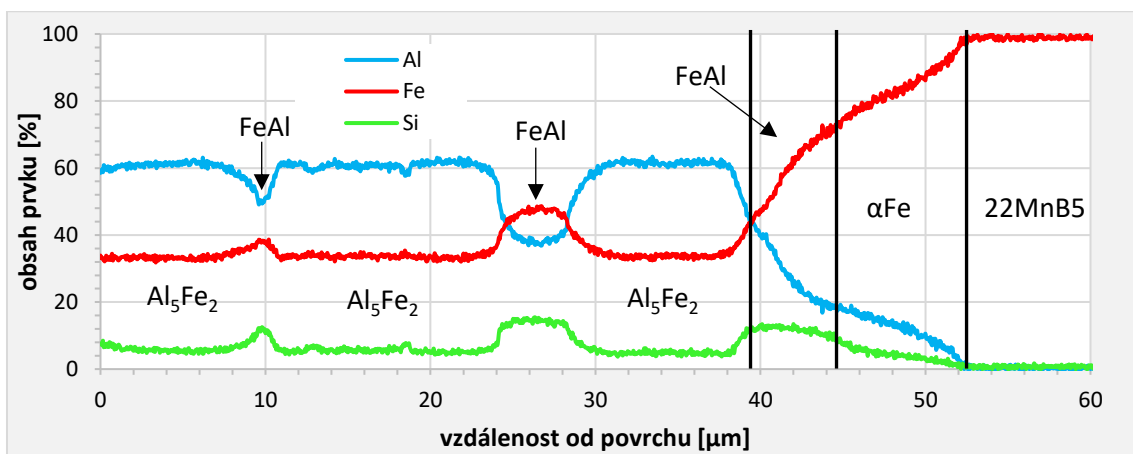
Obr. 11.57: Prvkové linie z EDX analýzy vzorku 0 před tepelným zpracováním.

Výsledky ukazují, že měření tzv. difúzní vrstvy podle interní dokumentace VW (norma TL4225) je poměrně zavádějící, protože na optickém mikroskopu není vidět celá. Vrstvě měřené dle zmíněné normy odpovídá pouze fáze FeAl, která se vlivem difúze tvoří na rozhraní ocel - povlak. Skutečná difúzní vrstva je mnohem širší. Je z větší části tvořena fází αFe , která s časem a teplotou narůstá směrem do martenzitické struktury oceli 22MnB5 (Obr. 11.58, Obr. 11.59 a Obr. 11.60).

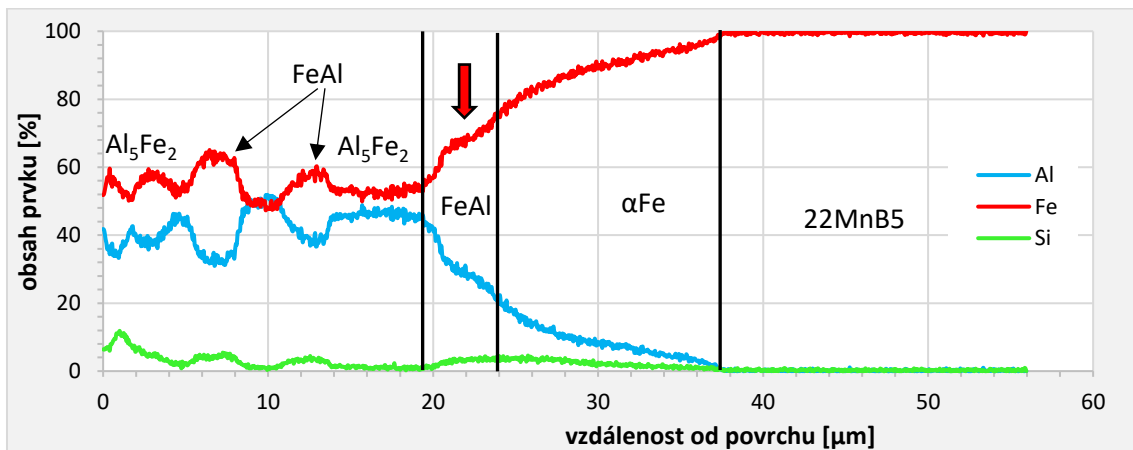
Z prvkových linií je na vzorcích s vyššími parametry tepelného zpracování vidět, že difúze do ocelového podkladu neprobíhá rovnoměrně, jak by se dalo očekávat. Čím vyšší je teplota a doba výdrže na teplotě, tím patrnější je na průběhu Al a Fe určitá „prodleva“ (na Obr. 11.60 označena tlustou červenou šipkou), která by mohla naznačovat další fázi.



Obr. 11.58: Prvkové linie z EDX analýzy vzorku **R5b** (5,8 min, 882 °C)



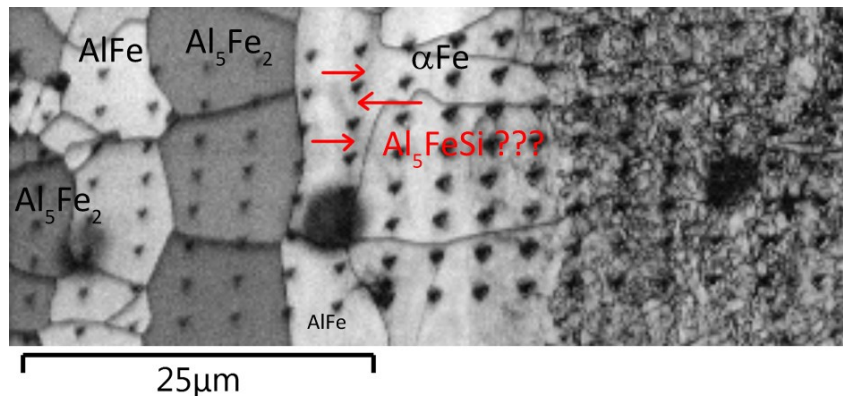
Obr. 11.59: Prvkové linie z EDX analýzy vzorku **R14b** (7,4 min, 905 °C)



Obr. 11.60: Prvkové linie z EDX analýzy vzorku **R16b** (12,9 min, 966 °C)

Při následném detailnějším pozorování byla na rozhraní fáze FeAl a α Fe pozorována výraznější linie tmavšího odstínu šedé (Obr. 11.61 – označeno červenými šipkami) indikující možnost další fáze, kterou se ale pomocí EDX analýzy nepodařilo identifikovat. Podrobnějším zkoumáním výsledků z krystalografie se opakovaně ukázalo, že v oblasti zájmu kde EBSD identifikovala pouze fáze FeAl a α Fe, na přechodu jedné fáze do druhé se nachází tenká vrstva FeAl, která má v jednom směru natočenou orientaci, přestože byl celý objekt zkoumaného materiálu vyhodnocen jako jedno zrna.

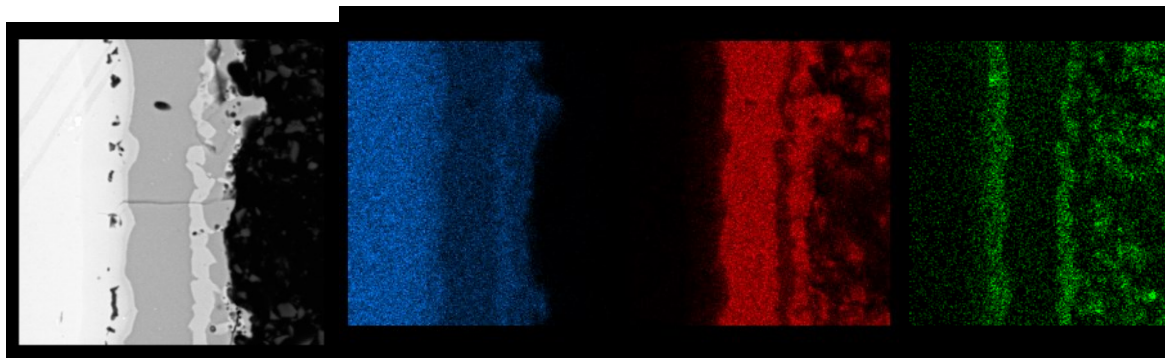
Bylo předpokládáno, že by mohlo jít o tenkou vrstvu fáze Al_5FeSi , která je nevodivá ale má bohužel stechiometrii příliš blízkou FeAl . V dostupné literatuře se např. Windmann a kol. [103] [104] ve své práci o neidentifikované vrstvě zmiňuje, ale ta se nachází u povrchu povlaku. Stejně jako další autoři upírá svou pozornost ke složení povlaku samotného a rozhraní povlak – ocel se nevěnuje. Proto pro možnou identifikaci této fáze, byly vybrány vzorky podrobeny SEM/EDS analýze.



Obr. 11.61: Detail rozhraní fáze FeAl a αFe s označenou linií předpokládané neidentifikované fáze

SEM/EDS analýza

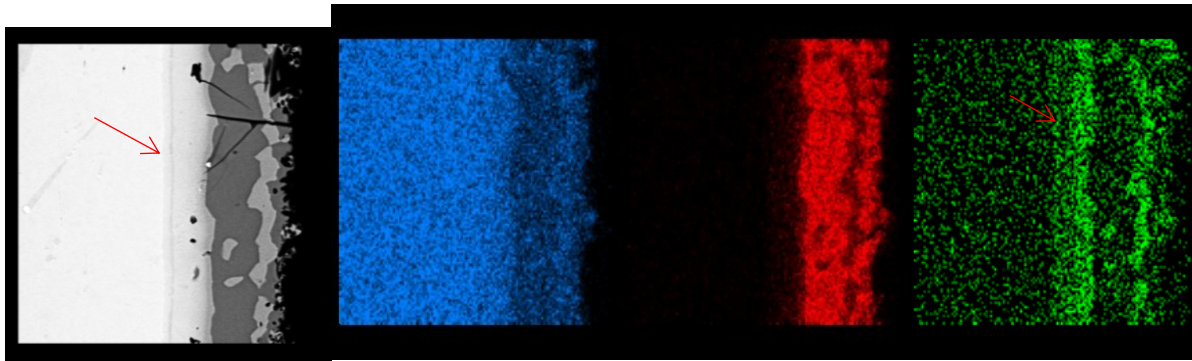
SEM/EDS analýza byla provedena ve spolupráci s laboratoří elektronové mikroskopie, Ústav kovových materiálů a korozního inženýrství, Fakulta Chemické technologie, VŠCHT Praha. Pro SEM/EDS analýzu byly vybrány pouze vzorky F1, F2, F3 a F4. Jedná se o vzorky, které byly tepelně zpracovány při stejné teplotě ($920\text{ }^\circ\text{C}$), ale s různě dlouhými prodlevami na teplotě (5 až 14 min). Výsledky ukazují, že povlak vzorku F1 je tvořen několika vrstvami s odlišným chemickým složením, jak dokumentuje mikrostrukturní snímek z Tabulky 11.37.



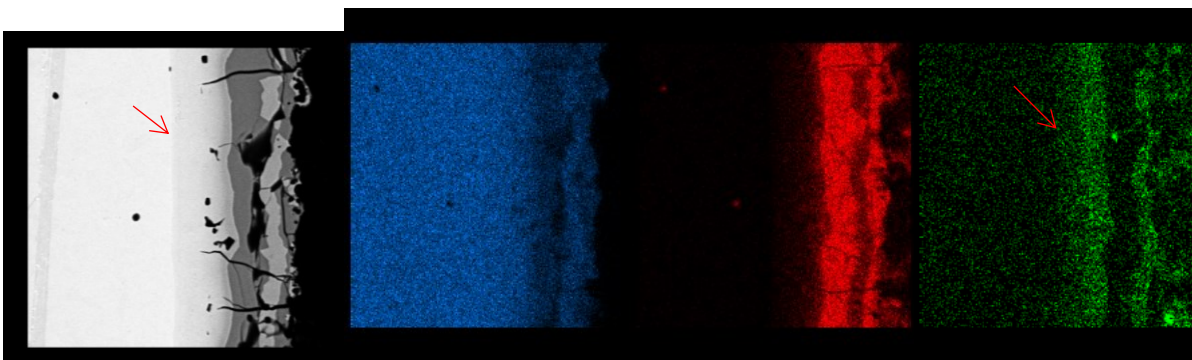
Obr. 11.62: Rozložení prvků ve vzorku F1 (snímek SEM – vlevo, Fe – modrá, Al – červená, Si – zelená)

Na základě mapování chemického složení (Obr. 11.62) je možné předpokládat následující složení vrstev ve vzorku F1. Základní materiál tvoří ocelový plech s martenzitickou strukturou, který je na povrchu nasycen Si a to mění jeho strukturu na ferit ($\alpha\text{-Fe}$), následuje vrstva FeAl , dále je ve struktuře přítomná vrstva aluminosilicidů a následuje poslední vrstva FeAl , která může být částečně oxidovaná.

Povrch vzorku F2 opět tvoří několik vrstev s odlišným chemickým složením, jak dokumentuje mikrostrukturní snímek v Tabulce 11.37. Rozdíl je v přítomnosti tenké vrstvy, která je bohatá na Si, která je v Obr. 11.63 označena červenou šipkou. Je zde vidět také prvkové rozložení vzorku F2, kde tenká vrstva obohacená o Si je pouze slabě patrná.



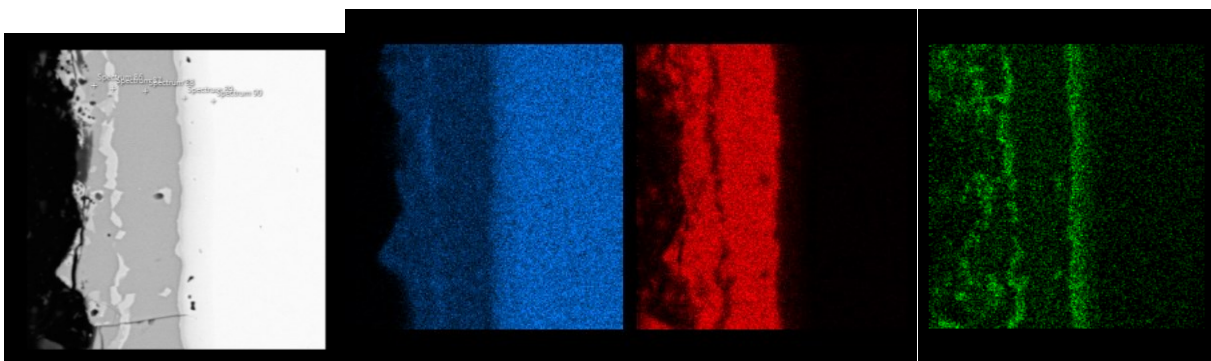
Obr. 11.63: Rozložení prvků ve vzorku F2 (snímek SEM – vlevo, Fe – modrá, Al – červená, Si – zelená)



Obr. 11.64: Rozložení prvků ve vzorku F3 (snímek SEM – vlevo, Fe – modrá, Al – červená, Si – zelená)

Stejně jako v předchozích případech i povrch vzorku F3 je složen z několika vrstev s odlišným chemickým složením, jak je vidět z Tabulky 11.37. Na Obr. 11.64, kde je vidět prvkové rozložení vzorku F3, je opět patrná tenká vrstva obohacená Si, která je na snímku označena šipkou.

Mikrostruktura příčného řezu vzorku F4 (Obr. 11.65) odpovídala spíše vzorku F1 než vzorkům F2 a F3, a to především díky nepřítomnosti tenké vrstvy bohaté na Si. Mapy rozložení prvků ukazují tentýž trend.

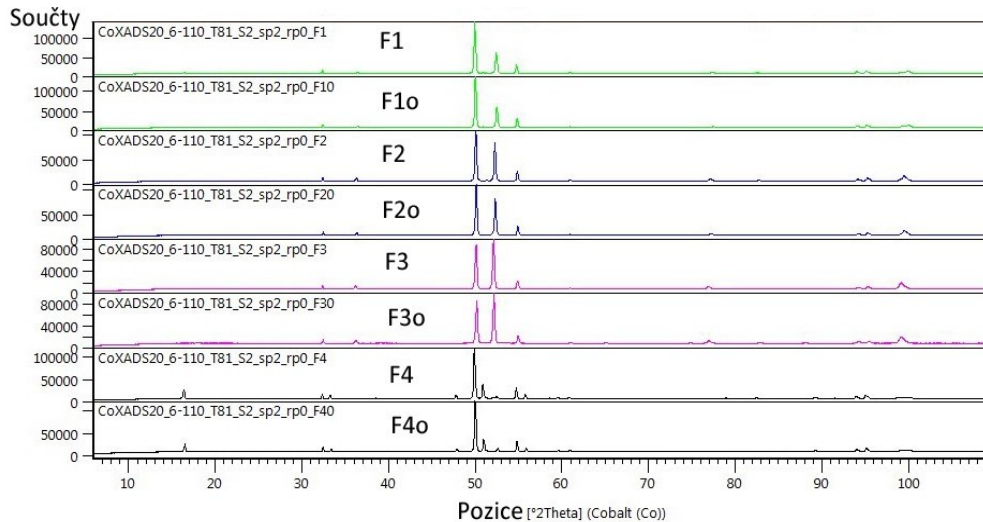


Obr. 11.65: Rozložení prvků ve vzorku F4 (snímek SEM – vlevo, Fe – modrá, Al – červená, Si – zelená)

Vzorky F1 a F4 jsou vzorky s kratšími časy prodlevy na teplotě a jsou si z hlediska rozložení fází velmi podobné. Poslední vrstva FeAl (na povrchu) může být částečně oxidovaná. U vzorků F2 a F3 (vzorky s delší prodlevou v peci na teplotě) byla navíc pozorována tenká vrstva obohacená o Si v oblasti feritu. Určit fázové přesné chemické složení této vrstvy je nad rozlišovací schopnosti EDS analýzy v SEM. Pro potvrzení přítomnosti této tenké vrstvy byla následně provedena analýza pomocí rentgenové difrakce.

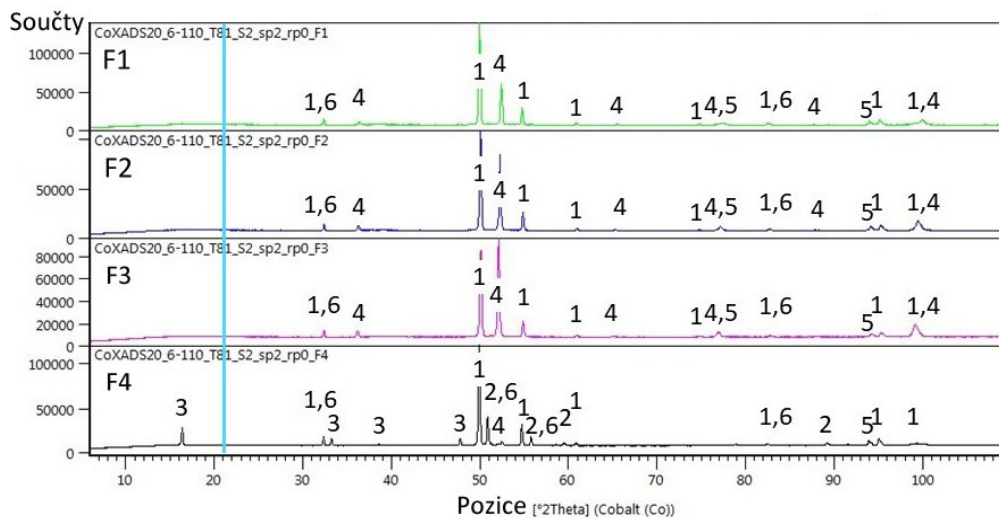
Rentgenová difrakce

Rentgenová difrakce byla provedena na stejných vzorcích jako SEM/EDS analýza. Protože metoda analyzuje objem materiálu v hloubce cca 10 μm , byly vzorky analyzovány v dodaném stavu (z povrchu) ale také po obroušení přibližně 10 μm brusným papírem P2500 (označeno písmenem „o“ za původním názvem vzorku). Jak ukazují difraktogramy na Obr. 11.66, nebyly zaznamenány změny ve fázovém složení původních a obroušených vzorků.



Obr. 11.66: Difraktogramy vzorků F1, F2, F3 a F4 v původním stavu a po obroušení

Pro přehlednost výsledků jsou ve vyhodnocení na Obr. 11.67 uvedeny pouze difraktogramy původních neobroušených vzorků s vyznačením jednotlivých fází. U všech vzorků byla detekována přítomnost fáze Al_5Fe_2 a čistého Al. Ve vzorku F4 (nejkratší doba prodlevy na teplotě) byly dále nalezeny nestechiometrické aluminosilicidy $\text{Al}_4\text{Fe}_{1,7}\text{Si}$ a $\text{Fe}_{23}\text{Al}_{81}\text{Si}_{15}$. Ve vzorcích F1, F2, F3 byla naopak detekována fáze FeAl. Přítomnost stechiometrického aluminosilicidu Al_5FeSi nelze přímo potvrdit ani vyvrátit, protože některá její difrakční maxima se překrývají s difrakčními maximy jiných ve vzorcích přítomných fází. Pokud ovšem fáze Al_5FeSi ve vzorcích přítomná je, bude přednostně orientována. Lze to usoudit z toho, že v žádném vzorku nebylo pozorováno nejintenzivnější difrakční maximum, jehož pozice je v Obr. 11.67 naznačena modrou svislou čarou.

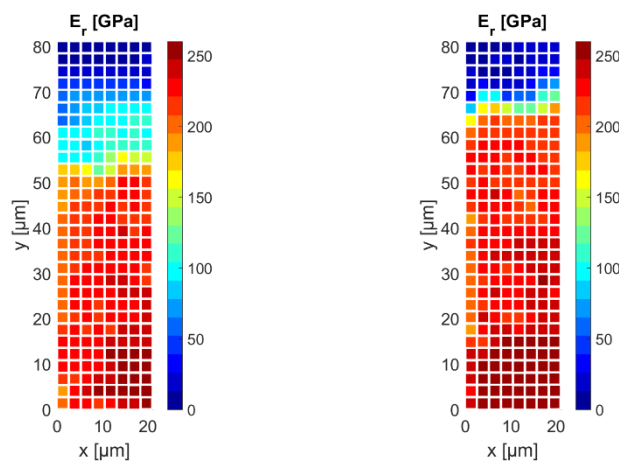


Obr. 11.67: Difraktogramy vzorků F1, F2, F3 a F4, označení fází 1 = Al_5Fe_2 , 2 = $\text{Al}_4\text{Fe}_{1,7}\text{Si}$, 3 = $\text{Fe}_{23}\text{Al}_{81}\text{Si}_{15}$, 4 = FeAl, 5 = Al, 6 = Al_5FeSi

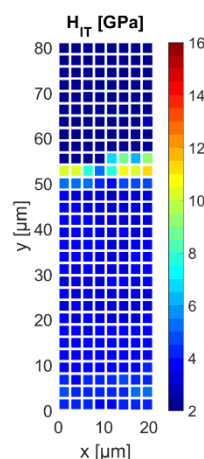
Protože se ani rentgenovou difrakcí nepodařilo tenkou vrstvu Al_5FeSi potvrdit ani vyvrátit, k určení o jakou fázi se jedná, byla domluvena (ve spolupráci s AV ČR a CV Řež) analýza pomocí transmisní elektronové mikroskopie (TEM) a dynamický SIMS, pro které se vzorek připravuje ve formě FIB lamely vyříznuté v přesně lokalizované vrstvy. Z časových důvodů dosud analýza nebyla realizována.

Nanoindentace

Na všech vzorcích z Experimentu 2 a 3 byla provedena analýza mechanických vlastností. Na Obr. 11.68 je porovnání **redukovaných modulů E_r** vzorku před tepelným zpracováním a po něm. Vzhledem k masivní difúzi železa do povlaku, je vidět, že redukovaný modul povlaku po tepelném zpracování dosahuje úrovně modulu ocelového základního materiálu, tedy cca 210 GPa. Redukovaný modul povlaku před tepelným zpracováním má poloviční hodnotu, tedy cca 100 GPa. Na Obr. 11.68 je uveden pouze jeden náhodně vybraný tepelně zpracovaný vzorek. Ostatní tepelně zpracované vzorky mají totožné výsledky.



Obr. 11.68: Redukovaný modul E_r vzorku před tepelným zpracováním – vzorek 0 bez TZ (vlevo) v porovnání se vzorkem po tepelném zpracování – R0b (vpravo)



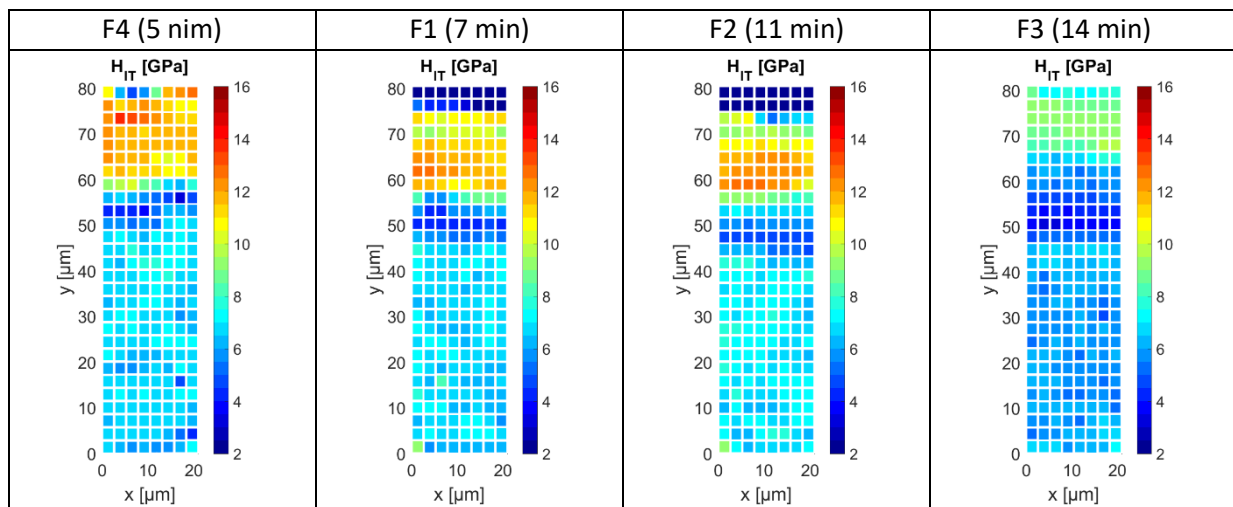
Obr. 11.69: Indentační tvrdost H_{IT} vzorku před tepelným zpracováním

Naprosto odlišná situace nastává v případě **indentační tvrdosti H_{IT}** . Z naměřených indentačních tvrdostí byly sestaveny mapy pro lepší vizualizaci výsledků. Na Obr. 11.69 je vzorek před tepelným zpracováním. Světlejší modrá barva je ocel 22MnB5 s feriticko-perlitickou strukturou. Žluto-tyrkysový

prouček je fáze Al_8Fe_2Si , která má hexagonální krystalickou mřížku a nachází se na rozhraní povlak - ocel. Indentační tvrdost této fáze je 7 až 11 GPa. Nad touto fází je výrazně měkkší (cca 2 GPa) povlak tvořený hliníkem a náhodně rozmístěnou křehkou fází $Al_2Fe_3Si_3$ s triklinickou mřížkou. Přechod do zalévací hmoty není zřetelný, protože v této formě má stejnou indentační tvrdost jako povlak.

V Tabulce 11.39 je znázorněna indentační tvrdost vzorků z Experimentu 2, vzorky F4, F1, F2 a F3 (řazeno za sebou od nejkratší doby prodlevy na teplotě F4 - 5 min, až po dobu prodlevy 14 min. Světle modrá oblast je ocel s martenzitickou strukturou. Tmavě modrý pruh u středu vzorku difúzní vrstva na rozhraní povlak-ocel, složená z αFe a tenčí vrstvy $AlFe$ (světle modrý pruh pod žluto-oranžovou oblastí). Je vidět, že s prodloužením doby výdrže na teplotě, narůstá šířka difúzní vrstvy. V povlaku je pak vidět, jak při těchto vyšších teplotách ($920^\circ C$) se s prodlužujícím časem transformuje křehká fáze Al_5Fe_2 (oranžová) na houževnatou $AlFe$ (zelená).

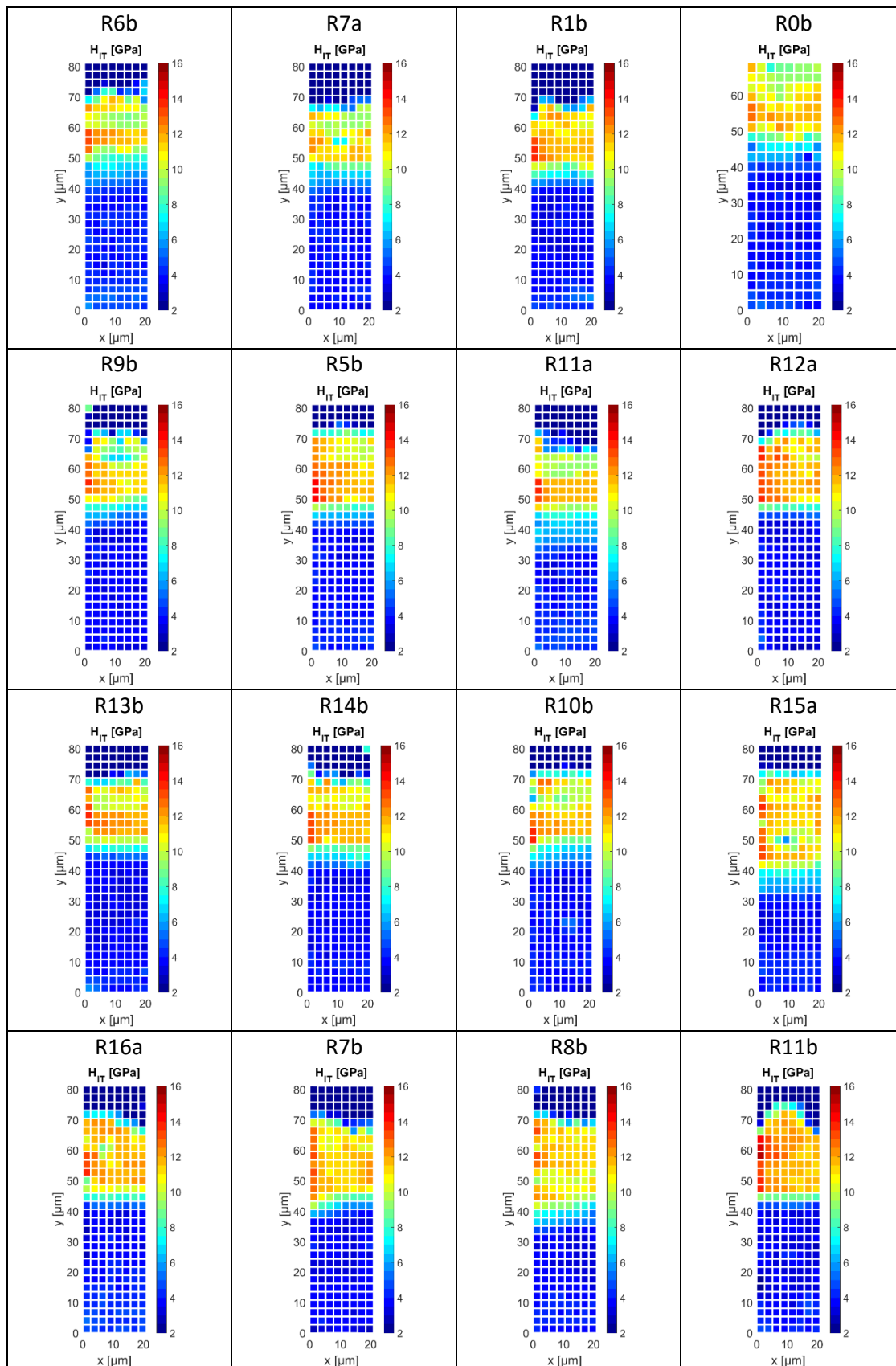
Tabulka 11.39: Indentační tvrdost H_{IT} [GPa] vzorků z Experimentu 2 - F4, F1, F2 a F3 (teplota $TZ = 920^\circ C$)



V Tabulka 11.40 jsou seřazeny vybrané vzorky z Experimentu 3, přičemž zleva doprava se zvyšuje doba výdrže na teplotě a shora dolů se zvyšuje teplota.

Ve všech diagramech je vidět na prvním sloupci v levé části zvýšení tvrdosti v celém objemu povlaku. To je pravděpodobně způsobeno použitou metodou měření. XPM je metoda s velmi rychlými přejezdy indentoru mezi jednotlivými indenty. Měřící hrot může být rozkmitán po takovém přejezdu z konce matice (vpravo) opět na začátek dalšího řádku matice (vlevo). Naměřené hodnoty se pak ukazují až o 2 GPa vyšší. Při porovnání hodnot v pravé polovině matice, je jasně vidět zvyšující se tvrdosti (oranžová a červená) v povlaku v závislosti na rozložení fází.

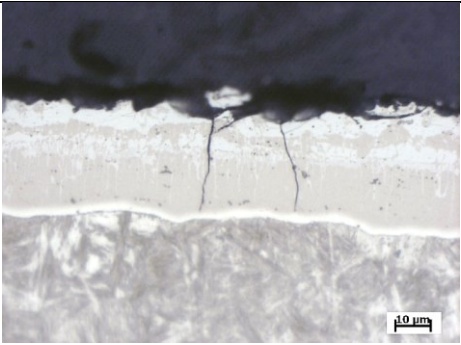
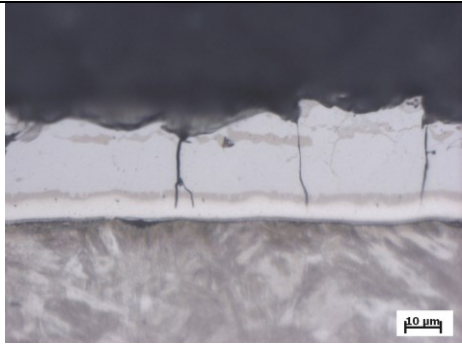
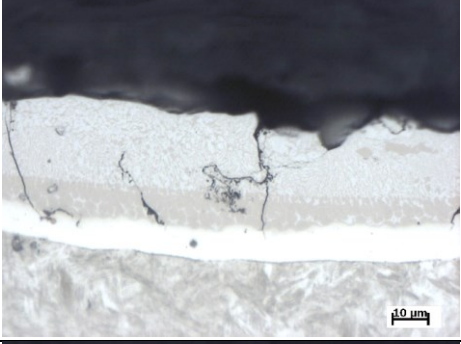
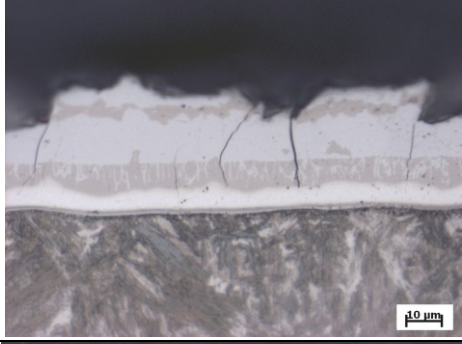
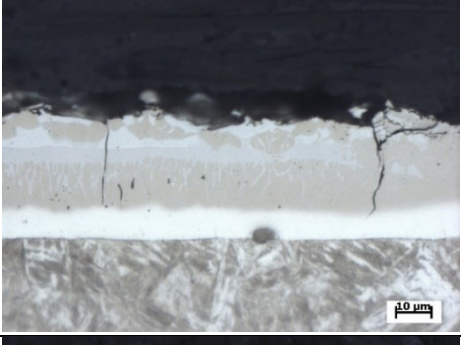
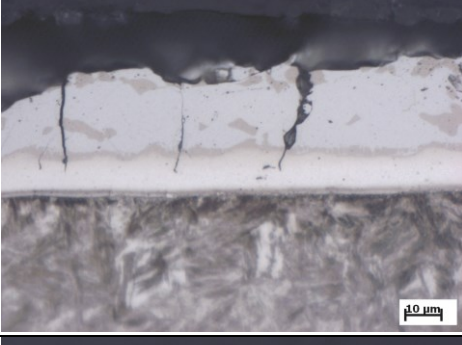
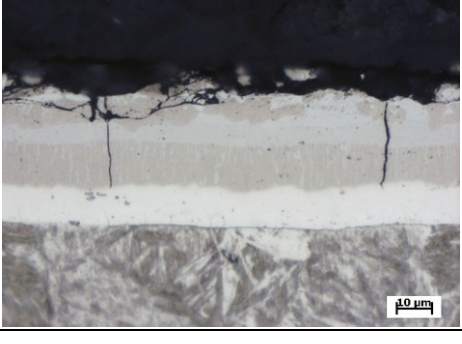
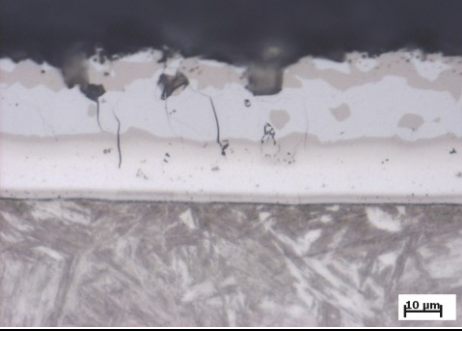
Tabulka 11.40: Indentační tvrdost H_{IT} [GPa] vzorků z Experimentu 3



Analýza povlaku v místě dosednutí elektrody

Z analýzy metalografických výbrusů svarových spojů je vidět, že teplo vnesené do svaru dále silně ovlivňuje fázové složení povlaku. V Tabulce 11.41 jsou snímky povlaku po svařování různými způsoby řízení procesu v místě dotyku elektrody.

Tabulka 11.41: Povlak AISi ovlivněný průchodem elektrického proudu, při různém způsobu řízení svařovacího procesu (zvětšení 500x)

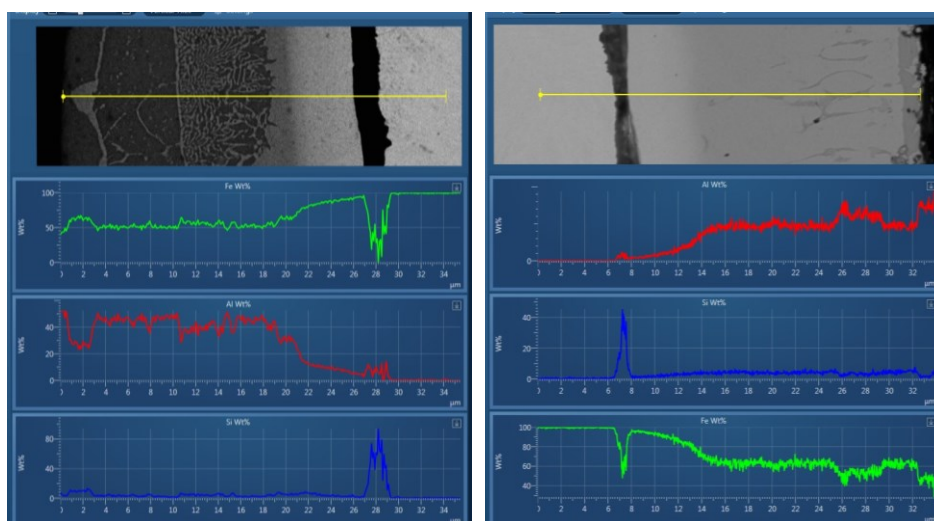
	PMS 11-4	MIDIsport
F4		
F1		
F2		
F3		

Z optické mikroskopie je vidět, že svařování se systémem adaptivního řízení energie (svařovací zdroj MIDIsport) ovlivňuje povlak v místě dotyku svařovací elektrody mnohem méně, než svařování na

zdroji PMS 11-4. Povlaky v místě svaru na všech vzorcích svařených na zdroji s řízením vnesené energie (Jouleova tepla) MIDIsport mají téměř stejné rozložení intermetalických fází jako základní materiál (Tabulka 11.41 – pravý sloupec). Naproti tomu svařování na zdroji bez adaptivního řízení energie (Tabulka 11.41 – levý sloupec) má na fázové složení povlaku vliv značný. Proto je třeba fázovému složení povlaku v místě dotyku svařovací elektrody věnovat další pozornost.

Elektronová analýza odhalila na vzorcích s vysokými parametry tepelného zpracování (Obr. 11.70) v místě dotyku elektrody téměř souvislou vrstvu silně obohacenou křemíkem (až 95 % Si).

Elektrický odpor čistého hliníku je $0,0267 \Omega \cdot \text{mm}^2/\text{m}$, železo má odpor $0,0996 \Omega \cdot \text{mm}^2/\text{m}$ a čistý křemík $2,5 \cdot 10^9 \Omega \cdot \text{mm}^2/\text{m}$. **[100]** Kontaktní odpor na povrchu plechu se podstatně zvyšuje, což snižuje svařovací proud. To je z pohledu svařování nežádoucí **[165]**. Skutečný svařovací proud pak může oproti nastavenému výrazně klesnout a nemusí již být dostatečný pro ohřev materiálu na teplotu tání a v takovém případě nedojde ke svaření. To může být zásadní příčina nevyhovujících svarových spojů.



Obr. 11.70: Liniová prvková analýza povlaku na vzorku F1 (vlevo) a F2 (vpravo) v místě dotyku svařovací elektrody

12. Rozbor výsledků a nové poznatky

Z výsledků zkoumání vlivu svařovacích parametrů (I [kA], t [ms] a P [kN]) na kvalitu spoje pomocí DOE analýzy vyplývá, že **pro vysokopevnou ocel 22MnB5 ve zkoumaném rozsahu parametrů má podstatný vliv svařovací proud [166] ale také čas svařování, přičemž vliv času je cca o třetinu menší (a to jak vliv na velikost svarové čočky, tak na velikost maximální střížné síly, potřebné na porušení vzorku). Vliv přitlačné síly nebyl prokázán.** Výsledky jsou v rozporu s Kapsou [87], který došel k závěru, že nejdůležitějším parametrem ovlivňujícím kvalitu spoje je pouze svařovací čas. Jeho výsledky sice potvrzuje Wei Li a kol. [142], ale naopak např. Aslanlar a kol. [143], [144], [145] ve svých výzkumech došel k závěru, že nejdůležitějším parametrem při bodovém odporovém svařování dílů z klasických karosářských ocelí stejného typu je přitlačná síla elektrod. Takový rozdíl v závěrech ukazuje, že **zásadní vliv na kvalitu spoje má především svařovaný materiál, a na svařování různých materiálů mají vliv různé svařovací parametry.**

Další výsledky této práce ukazují, že na kvalitu spoje z vysokopevné oceli typu 22MnB5 s povlakem AlSi má zásadní vliv právě svařovací proud (který je podle Ohmova zákona úzce provázán s odporem), právě kvůli měnícímu se fázovému složení povlaku AlSi.

Další provedená DOE analýza byla proto zaměřena na prokázání **vlivu parametrů ohřevu před operací tváření za tepla, přesněji kalení lisováním, (T [°C], t [min]), na fázové složení povlaku. Bylo prokázáno, že jak teplota, tak čas mají na tloušťku vrstvy vliv, což koresponduje s výsledky Windmanna a kol. [103], [104]. Přičemž doba výdrže na teplotě má větší vliv než teplota sama.** Vliv vzájemné interakce obou parametrů nebyl prokázán. V této souvislosti výzkum Füssela a kol. [113] ukazuje, že různé tloušťky intermetalických fází v povlaku významně mění svařitelnost základního materiálu. Popov [114] ve své práci tvrdí, mechanické stlačení povrchových vrstev elektrodami vede k nárůstu skutečné kontaktní plochy, čímž se snižuje přechodový odpor. **Z výsledků této práce naopak vyplývá, že přitlačná síla má (v případě materiálu 22MnB5 s povlakem AlSi) malý vliv ve srovnání s vlivem fázového složení povlaku [109], [167].**

Pro výzkum svařitelnosti materiálu 22MnB5 s povlakem AlSi byla provedena nejprve optimalizace svařovacího procesu v souladu s normou ČSN EN ISO 14327. Na základě optimalizace byly stanoveny svařovací parametry ($I = 7$ kA, $P = 2,5$ kN a $t = 280$ ms), které byly v následujících experimentech (série vzorků s variantním tepelným zpracováním). Ohřev vzorků před operací kalení lisováním byl simulován tepelným zpracováním za stejných podmínek, ale bez tváření. Zkoumány byly 2 velké skupiny vzorků. První byly vzorky tepelně zpracované výrobcem vysokopevných plechů firmou ArcelorMittal (Experiment 1 a 2).

Tabulka 12.1: Rozdělení tepelně zpracovaných vzorků do skupin podle podobných parametrů TZ

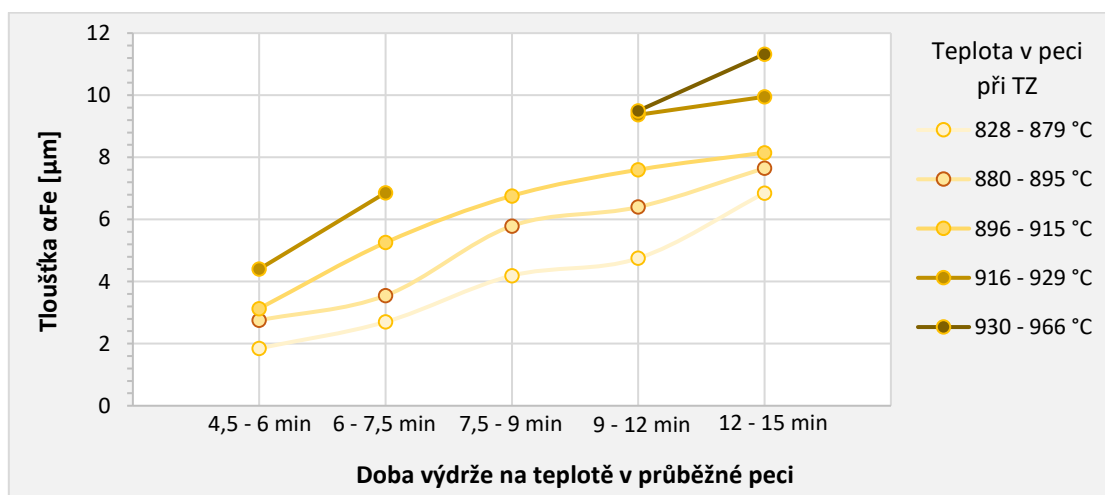
Parametry TZ	4,5 - 6 min.	6 - 7,5 min	7,5 - 9 min.	9 - 12 min.	12 - 15 min.
774- 827 °C	R5a; R9a	R2a	R6a	R3a; R3b; R4a	
828- 879 °C	R13a	R14a; R2b	R10a; R6b	R7a; R4b	(R1, R0b)
880- 895 °C	1; R5b; R9b	2	3	R11a	R12a; R8a
896- 915 °C	4; R13b	5; R14b	6; R10b	R15a	R16a
916- 929 °C	F4	F1		F2; R7b	F3
930-966 °C				R11b; R15b	R8b; R6b; R12b

Druhou skupinou byly vzorky, které byly tepelně zpracované s kontrolou teploty termočláanky a s přesným měřením času (Experiment 3). Všechny vzorky byly svařeny stejnými parametry. Svarové spoje pak byly podrobeny mechanickým zkouškám a chemické analýze. Dosažené výsledky byly uspořádány do tabulek a grafů. Pro lepší názornost byly všechny vzorky rozděleny do malých skupin s podobnými parametry tepelného zpracování (viz Tabulka 12.1). V Tabulce 12.2 jsou uvedeny průměrné tloušťky vrstvy αFe pro každou skupinu.

Tabulka 12.2: Průměrné hodnoty naměřené tloušťky vrstvy αFe na rozhraní povlak – ocel [μm]

tloušťka αFe	4,5 - 6 min	6 - 7,5 min	7,5 - 9 min	9 - 12 min	12 - 15 min
828 - 879 °C	1,85	2,7	4,19	4,75	6,85
880 - 895 °C	2,75	3,55	5,79	6,4	7,65
896 - 915 °C	3,13	5,255	6,76	7,6	8,15
916 - 929 °C	4,4	6,86		9,37	9,95
930 - 966 °C				9,5	11,33

Na Obr. 12.1 je vidět jak difúzní vrstva (přesněji vrstva αFe) narůstá s teplotou a časem. Zatímco při stejné době výdrže na teplotě se při zvyšování teploty zvětší tloušťka αFe o maximálně 5 μm , tak při stejné teplotě s prodlužujícím se časem naroste o 7 μm . Schmidová [109] ve své práci uvádí při stejných parametrech větší tloušťky a to z toho důvodu, že k vrstvě αFe připočítává ještě intermetalickou fázi FeAl. Současně za bezpečně svařitelný považuje povlak s šířkou vrstvy αFe + FeAl menší než 13 μm . Její výsledky korespondují s **nalezením výskytu neidentifikované vrstvy na rozhraní αFe a fáze FeAl** (viz kapitola 11.8 podkapitola „EDX analýza“). **Tato tenká vrstva může při vysoké teplotě způsobené procházejícím elektrickým proudem při svařování být zárodkem tenkých slupek intermetalické fáze silně obohacené křemíkem** (viz kapitola 11.8 podkapitola „Analýza povlaku v místě dosednutí elektrody“). Tuto hypotézu je nutno dále podpořit podrobnou chemickou analýzou povlaků v místě dotyku elektrody při svařování a identifikováním tenké vrstvy na rozhraní αFe a fáze FeAl, například pomocí výše zmíněné transmisní elektronové mikroskopie a dynamického SIMS. Proto byl na toto téma podán v roce 2019 projekt GAČR ve spolupráci s ČZU a CV Řež.

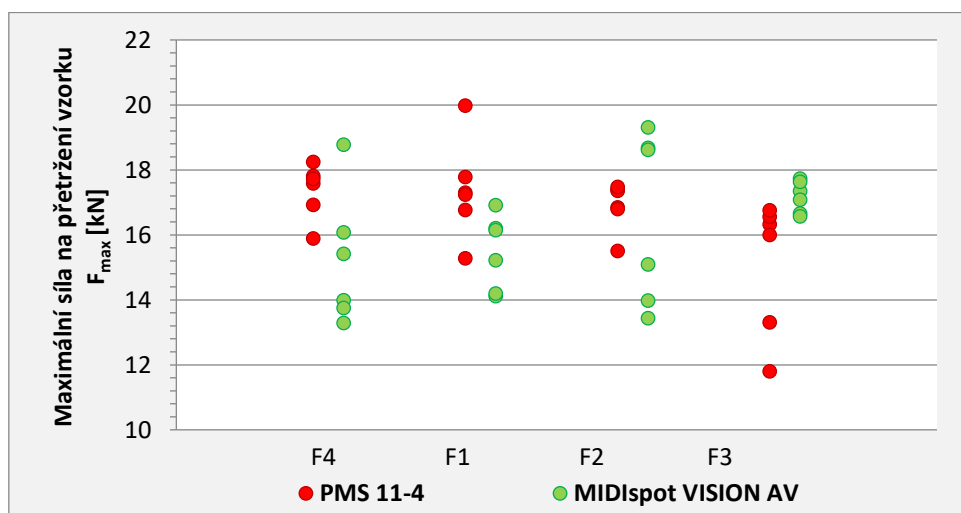


Obr. 12.1: Vliv teploty a doby výdrže na teplotě na tloušťku vrstvy αFe na rozhraní povlak - ocel

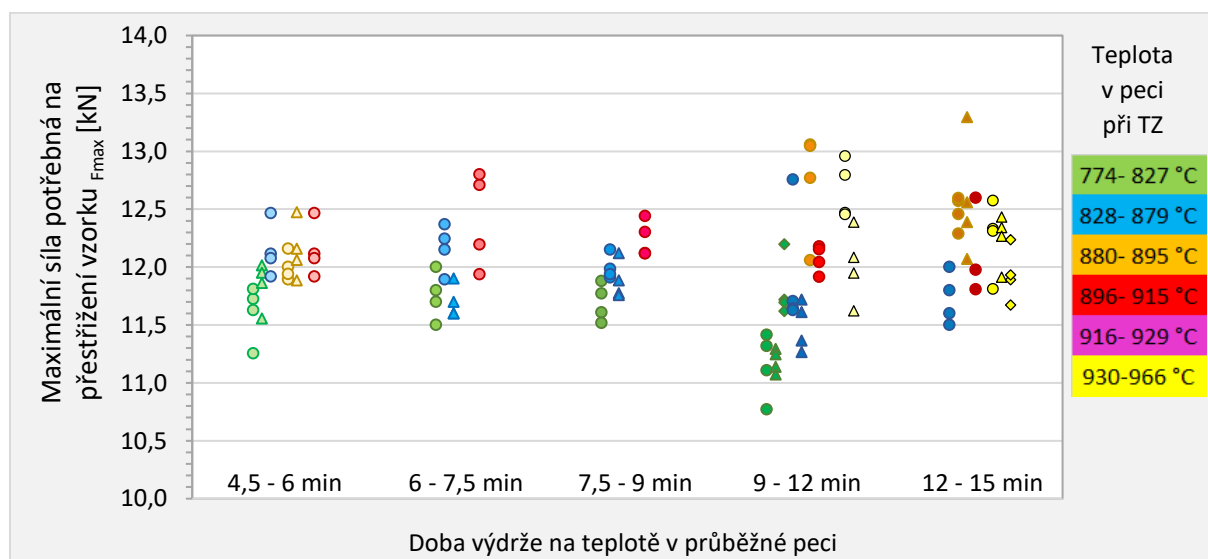
Ve snaze zlepšit kvalitu spoje, byly vzorky v Experimentu 1 svařovány s jedním a dvěma pulzy svařovacího proudu. Výsledky ukázaly, že **dva pulzy při bodovém svařování materiálu 22MnB5 s povlakem AlSi nejsou vhodné**, přestože všechny svary vyhověly podmínce $F_{\text{max}} \geq F_{\text{min}}$, kde F_{min} je

3,75 kN. Maximální síly potřebné k přestřižení svarového spoje zhotoveného v režimu se dvěma pulzy, měly v porovnání s jednopulzním režimem mnohem větší rozptyl hodnot, což ukazuje výrazně větší nestabilitu svařovacího procesu.

Všechny vzorky použité v Experimentu 1 a 2 byly také svařeny na zařízení s adaptivním řízením energie potřebné pro vytvoření svarového spoje. Výsledky z mechanizované zkoušky stříhem ukazují, že maximální síly potřebné na přestřižení byly velmi podobné (přestože průměrně cca o 2 kN nižší) a se stejným rozptylem jako hodnoty vzorků svařených na zařízení se standardním způsobem řízení PMS 11-4 (výsledky z Experimentu 2 jsou na Obr. 12.2). Naopak u vzorků svařených bez systému kontroly energie s rostoucími parametry tepelného zpracování maximální síly potřebné na porušení vzorku klesaly. Ve všech případech byly při zkoušce svary porušeny symetricky. **Lze říci, že tloušťka difuzní vrstvy (v rozsahu 4 – 12 μm) nemá, při svařování na zařízení s adaptivním řízením energie, na kvalitu svarového spoje vliv.** Ovšem Neumann [168] ve své práci dokazuje, že mechanizovaná zkouška stříhem podle ČSN EN ISO 14273 není dostatečně citlivá na to, aby postihla změny v kvalitě bodového svarového spoje. Podle jeho výsledků by vhodnější zkouškou byla tahová zkouška na odtržení plechů (modifikace křížové tahové zkoušky bodových spojů), která indikuje změnu rozměru svaru výraznější změnou únosnosti svaru.



Obr. 12.2: Maximální síly potřebné na přestřižení vzorku F_{max} [kN]

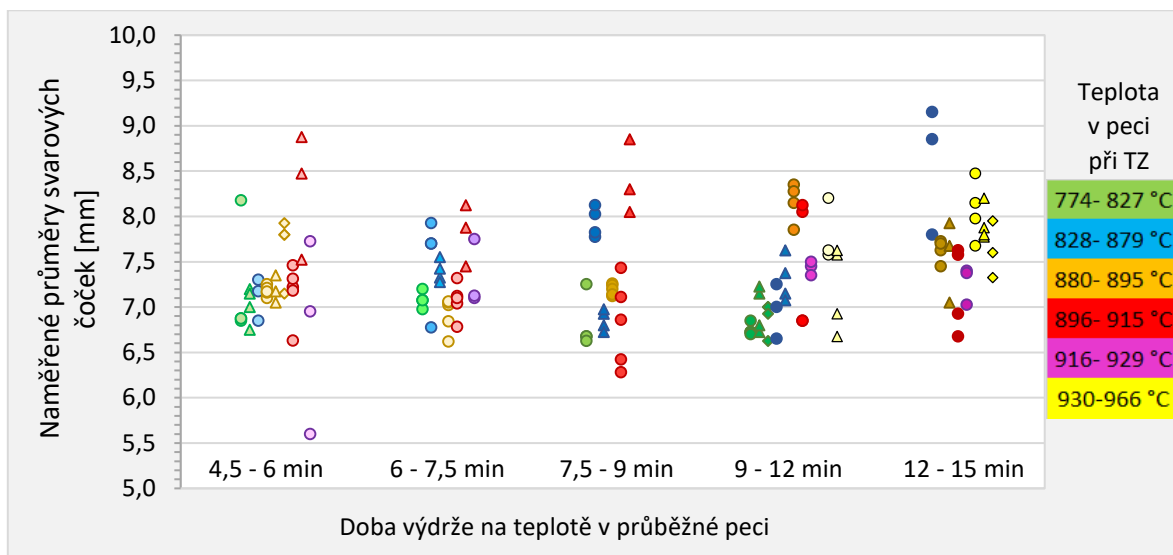


Obr. 12.3: Maximální síla na přestřižení vzorku F_{max} [kN]

Při srovnání všech hodnot maximálních sil potřebných na přetržení vzorků (ze všech experimentů) je vidět, že při stejné teplotě TZ s narůstající prodlevou v peci, tato síla klesá (Obr. 12.3).

Klesá tedy i únosnost svaru. Současně je vidět, že v každém časovém intervalu síla potřebná na přestřížení spoje s rostoucí teplotou v peci narůstá. Tento nárůst je ovšem pomalejší, než pokles vlivem prodlužující se doby výdrže na teplotě. Při čase v peci do 6ti minut se vliv teploty v podstatě neprojevívá. Ovšem při prodlevách v peci nad 9 minut je už vliv nárůstu teploty značný. Současně se značně zvýší rozptyl sil potřebných na přestřížení.

Výsledky měření průměrů svarových čoček v Experimentu 1 a 2 ukázaly, že měření průměrů ultrazvukem (přesněji vícekanálovou sondou, která tuto funkci má) je značně nepřesné. Výsledky se v některých případech lišily až o 2 mm od skutečnosti. Z tohoto důvodu jsou výsledky z měření průměrů svarových čoček ze všech experimentů, hodnoty naměřené posuvným měřítkem na vzorcích po mechanizované stříhové zkoušce. Výsledky jsou shrnuty v Obr. 12.4. Je z nich patrné, že velikost svarové čochky je v průměru víceméně stejná (tedy v průměru 6,7 až 8,0 mm) a že v daném rozsahu svařovacích parametrů se vliv variantního tepelného zpracování na velikosti svarové čochky neprojevil, ačkoliv únosnost svaru při stejných průměrech svarové čochky s dobou výdrže na teplotě klesala. Největší průměr svarové čochky byl naměřen u vzorku, který byl sice v peci nejdéle (40 min) ale zato při poměrně nízkých teplotách (875 °C). Všechny hodnocené vzorky splnily podmínku minimálního průměru svaru $d_{\min} = 3,8$ mm.

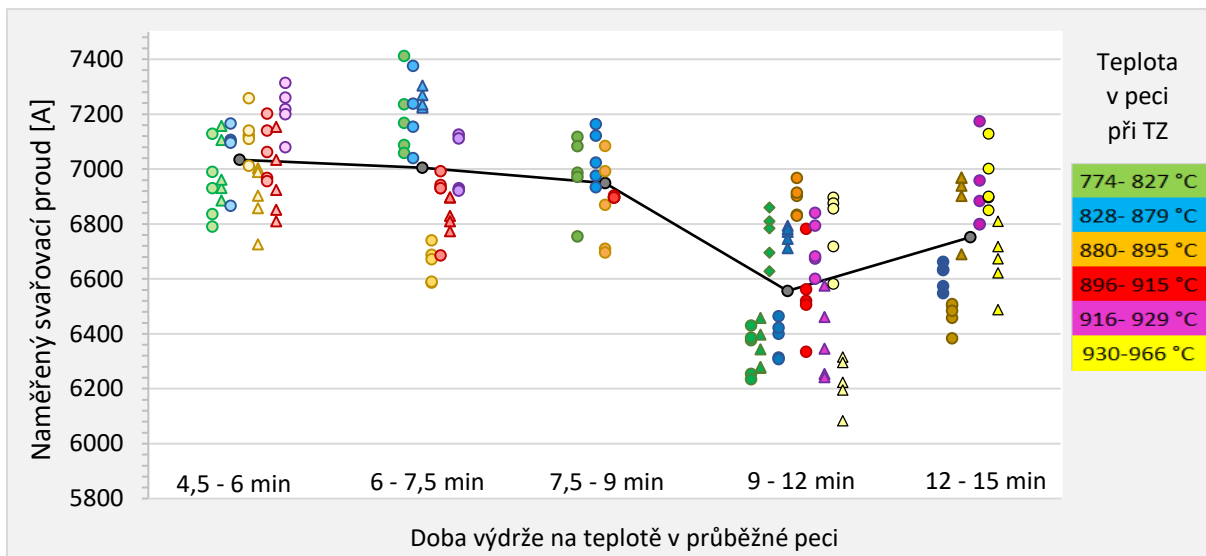


Obr. 12.4: Naměřené průměry svarových čoček d [mm] ze všech experimentů (Svařovací zdroj DALEX PMS 11-4)

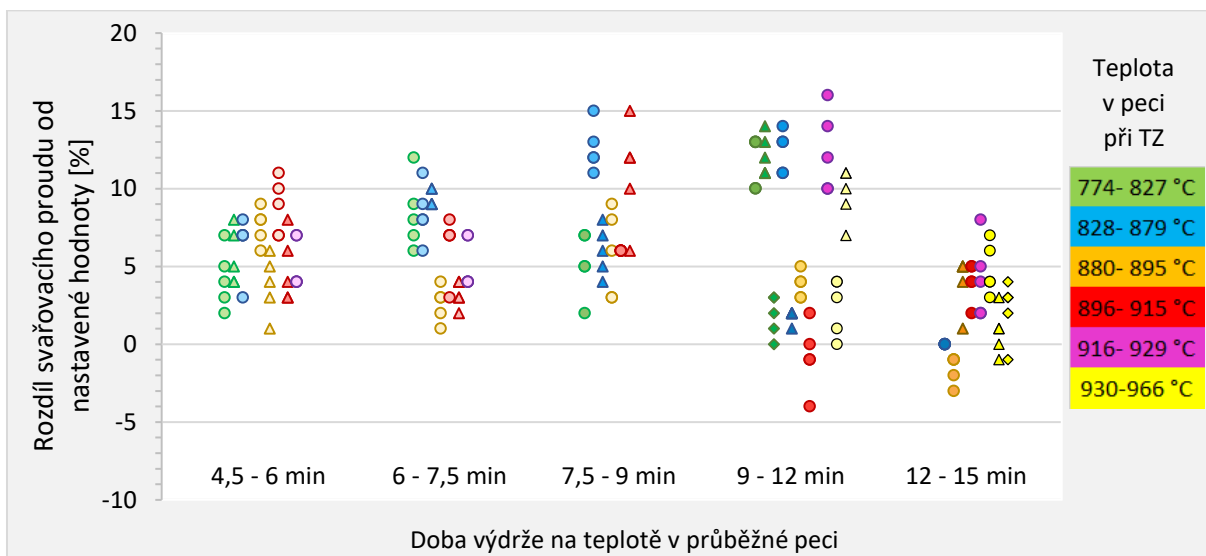
Z výše uvedeného vyplývá, že ačkoliv má svar stále stejnou velikost a při pohledové kontrole vypadá stejně jako ostatní svary, únosnost spoje klesá podle výše parametrů tepelného zpracování s prodlužujícím se časem výdrže na teplotě v průběžné peci.

Největší vliv variantního tepelného zpracování se projevil na naměřeném svařovacím proudu. Svařovací proud byl na svařovacím zdroji nastaven pro všechny svary na hodnotu 7 kA. Naměřený svařovací proud (reálný proud v místě svařování) se ale v některých případech zásadně lišil od nastavených hodnot. Z Obr. 12.5 je vidět, že pokud je prodleva v peci před operací kalení lisováním do 6ti minut, průměrný naměřený svařovací proud s teplotou jen velmi mírně narůstá, ale v zásadě zůstává přibližně stejný. **Pokud se prodlouží doba pobytu plechu v peci jen o 1 až 1,5 min, svařovací proud při svařování vzorků ohřátých na nižší teplotu narůstá, zatímco u vzorků s vyšší teplotou TZ**

klesá. U vzorků s dobou výdrže na teplotě 7,5 až 9 min, naměřený svařovací proud klesá pro všechny teploty. Nejvýraznější rozdíl se ukázal u vzorků, které byly v peci 9 až 12 min, kde naměřený svařovací proud byl podstatně nižší oproti nastavenému. Současně byl zjištěn výrazně vyšší rozptyl naměřených hodnot. Při dalším prodloužení pobytu plechu v peci dochází opět k nárůstu svařovacího proudu. Při pohledu na graf na Obr. 12.5 tedy upoutá výrazný pokles hodnot naměřených svařovacích proudů u všech vzorků, které byly v peci po dobu 9 až 12 min. Nejnižší hodnoty proudu v tomto časovém intervalu se od nejvyšších hodnot v grafu liší až o 1,4 kA. Běžné parametry ohřevu před operací kalení lisováním jsou 850 – 950 °C po dobu cca 4 – 8 minut. [87]. Ale delší časy nejsou výjimkou. Podle Karbasiana a kol. [89] je optimální teplota ohřevu 900 – 930 °C, ale doba výdrže na teplotě je 5 až 10 min, což zasahuje do nebezpečného intervalu časů.



Obr. 12.5: Porovnání svařovacího proudu I [A] naměřeného během všech experimentů



Obr. 12.6: Rozdíl naměřeného svařovacího proudu [%] od nastavené hodnoty pro všechny experimenty

To v praxi může znamenat, že pokud jsou svařovací parametry v robotické lince nastaveny na svařování plechů, které se ohřívaly po dobu maximálně 8 min, a do linky se dostanou plechy, které zůstaly v peci jen o minutu déle, může dojít k poklesu svařovacího proudu o více jak 1000 A. To

může znamenat nedostatečnou energii pro tvorbu svarové čocky a vytvoření nevyhovujícího svaru.
 Z hlediska teplot není kolísání svařovacího proudu natolik výrazné, aby ovlivnilo kvalitu spoje.

Procentuální rozdíl naměřeného svařovacího proudu od nastavených hodnot je vidět na Obr. 12.6. V případě, že se jedná o vzorky, které byly v průběžné peci 9 až 12 minut, rozdíl v hodnotách naměřeného svařovacího proudu činí až 20 % (tzn. 1,4 kA).

Z naměřených hodnot svařovacího napětí lze usoudit, že se ho řídicí jednotka S.E.R. Mega 2 MF snaží udržovat konstantní (v tomto případě 1,6 V), což při konstantním svařovacím čase znamená změnu svařovacího proudu (podle $E \text{ [kWs]} = P \text{ [kW]} \cdot t \text{ [s]} = I^2 \text{ [A]} \cdot R \text{ [\Omega]} \cdot t \text{ [s]} = I \text{ [A]} \cdot U \text{ [V]} \cdot t \text{ [s]}$ (12.2)) oproti nastavené hodnotě. Maximální rozdíl v napětí mezi jednotlivými svary byl do 5 %. Pokles svařovacího proudu znamená i pokles elektrické energie. Tedy např. v případě nastavených 6,5 kA může klesnout svařovací proud až na 5,2 kA, což nemusí být pro vytvoření svarové čocky dostačující.

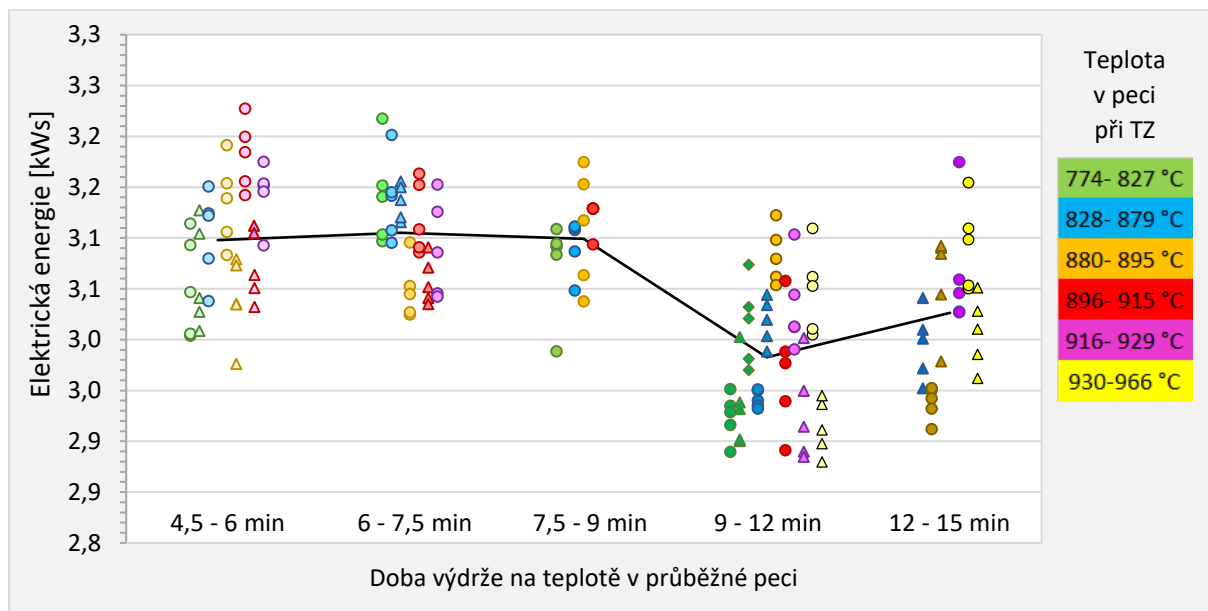
Každý vodič se průchodem elektrické energie E zahřívá, elektrická energie se mění na teplo, které nazýváme Jouleovo teplo Q . Elektrická energie E (je rovna elektrické práci A) a je přímo závislá na velikosti svařovacího proudu I [kA] podle rovnic:

$$P \text{ [W]} = I^2 \text{ [A]} \cdot R \text{ [\Omega]} \quad (12.1)$$

$$E \text{ [kWs]} = P \text{ [kW]} \cdot t \text{ [s]} = I^2 \text{ [A]} \cdot R \text{ [\Omega]} \cdot t \text{ [s]} = I \text{ [A]} \cdot U \text{ [V]} \cdot t \text{ [s]} \quad (12.2)$$

$$Q \text{ [J]} = P \text{ [kW]} \cdot t \text{ [s]} \quad (12.3)$$

Na Obr. 12.7 je porovnání elektrické energie E [kWs] potřebné pro vytvoření svarové čocky pro všechny vzorky. Z grafů na Obr. 12.7 je tedy vidět stejný trend jako na průběhu naměřeného svařovacího proudu. V rozsahu 9 až 12 min doby výdrže na teplotě byly svarové spoje vytvořeny výrazně nižší elektrickou energií (o až 0,35 kWs) než ostatní vzorky, při stejných nastavených svařovacích parametrech. Výsledky z Obr. 12.5 a Obr. 12.7 spolu korespondují.

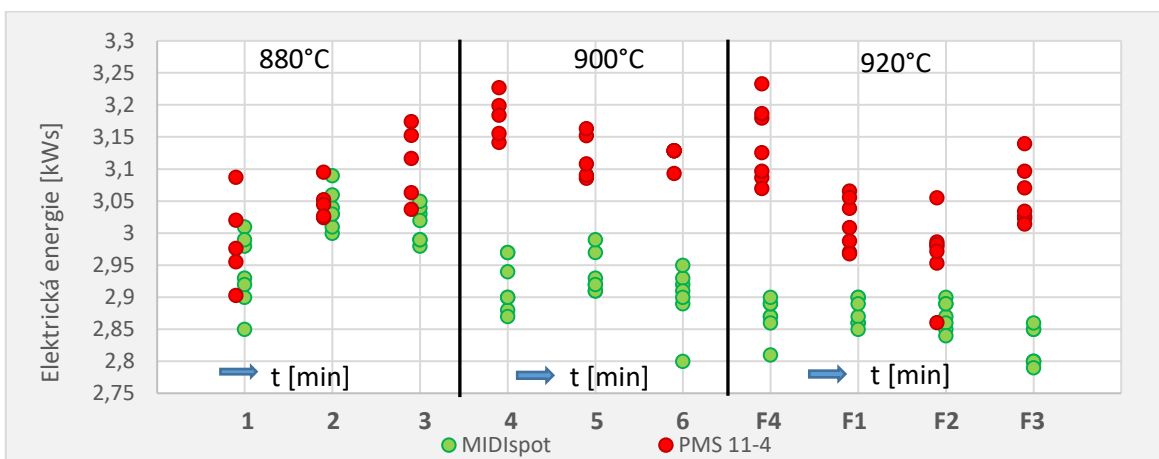


Obr. 12.7: Porovnání elektrické energie E [kWs] pro všechny experimenty

Pro řízení svařovacího procesu je kromě výše popsaného udržování konstantního napětí možno využít i kontrolu elektrické energie během svařování (adaptivní řízení energie). Systém si podle okamžité (měření každých 50 μ s) hodnoty odporu dopočítává a podle potřeby prodlužuje nebo

zkracuje svařovací čas tak, aby se dostal na elektrickou energii dostačující pro daný spoj. Maximum energie pro daný materiál je dáno tabulkami (předpisy uloženými v řídicí jednotce), vycházejícími ze zkušeností a empirických měření.

Při porovnání vneseného tepla (elektrické energie) u obou způsobů řízení svařovacího procesu (Obr. 12.8) je vidět, že adaptivní řízení s kontrolou energie potřebné na vytvoření svarového spoje má na vnesené teplo do svaru pozitivní vliv. Vliv doby výdrže na teplotě se projevuje minimálně, elektrická energie klesá s teplotou ohřevu. Proces svařování je stabilnější, není tak citlivý za fázové změny v povlaku. U zdroje s řízením udržujícím konstantní napětí je vidět výraznější změna elektrické energie jak s narůstající dobou výdrže na teplotě, tak s prodlužujícím se časem. Z každé sady vzorků byl náhodně vybrán jeden, ze kterého byl vyroben metalografický výbrus. Makra svarů jsou v Tabulce 12.3.





















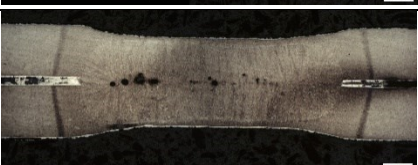

Obr. 12.8: Porovnání elektrické energie E [kWs] pro svařovací zdroj PMS 11-4 a zdroj s adaptivním řízením energie MIDIsport

Z uvedených výsledků a z porovnání makrovýbrusů svarových spojů (Tabulka 12.3) je vidět, že svarové spoje vyrobené na zařízení s řízením svařovacího napětí (DALEX PMS 11-4), byly svařovány o trochu vyššími parametry, než jsou optimální. Ve svarech je značné množství vnitřních vad, zejména pórů. Při svařování docházelo ke značnému rozstříku roztaveného kovu z oblasti svaru. Nadměrné ostříky (velmi tenké ostré plátky kovu ztuhlého v oblasti mezery mezi plechy) jsou vadou, která způsobuje problémy při dalším zpracování plechů, zejména při povrchových úpravách. Vnitřní vady mají za následek pokles únosnosti svaru, přesto jak již bylo zmíněno výše, všechny svary vyhovely podmínce minimální střížné síly potřebné na porušení svaru. Pokud by ovšem svary byly svařovány při nižším nastaveném svařovacím proudu, mohl by pokles proudu (zejména u vzorků s prodlevou v peci větší než 9 min) způsobit jejich nespojení.

Svary vyrobené na zařízení s adaptivním řízením energie (Elmatech MIDIsport) byly všechny bez významných vnitřních vad. Ve všech případech byly ve středové rovině nalezeny mikrostaženiny, které jsou ale pro bodové svary typické a na kvalitu spoje nemají vliv. Svarová čočka byla jasně ohraničená, na hraně natavení se v některých případech objevily vměstky, tvořené tenkou slupkou nerozpuštěného povlaku, které ale na únosnost spoje neměly vliv. Otázkou zůstává, do jaké míry by ovlivnily chování svarů při únavovém namáhání.

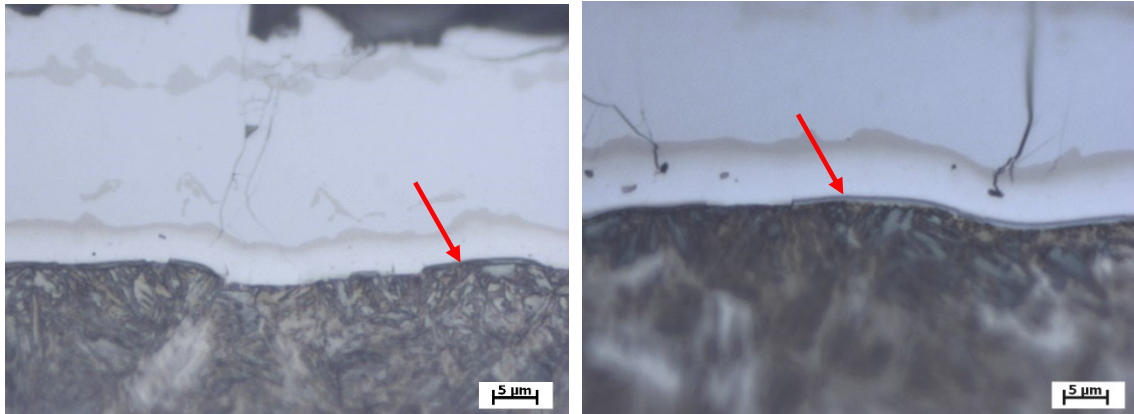
Z toho vyplývá, že na kvalitu spoje má zásadní vliv nejen svařovaný materiál a jeho povrchová úprava ale také způsob řízení svařovacího procesu. Kim a kol. [169] se zabýval snížením kontaktního odporu a zvýšením svařovacího proudu použitím svařovacích pulzů. Což ale vede k ovlivnění dosedací plochy elektrody a tím i natavení svarové čočky [170].

Tabulka 12.3: Porovnání makrovýbrusů svarů zhotovených na zařízeních s různým způsobem řízení svařovacího procesu (Experimentů 1 a 2)

Č. vzorku	Řízení svařovacího napětí	Adaptivní řízení energie
1		
2		
3		
4		
5		
6		
F4		
F1		
F2		
F3		

Cheon a kol. [171] svařoval vysokopevnostní ocel 22MnB5 s povlakem Zn na středofrekvenčním zdroji s řízením konstantního napětí a pro optimalizaci svařovacích parametrů využil pulzace svařovacího proudu. Při použití svařovacích parametrů doporučeným ISO normou nedosáhl dostatečné velikosti svarové čochky, aniž by nedocházelo k výstřikům kovu. Kvalitního spoje pak dosáhl použitím třech pulzů, různé délky.

Důvodem kolísání svařovacího proudu může být s největší pravděpodobností neidentifikovaná vrstva, která se při vyšších teplotách a dobách výdrže na teplotě nad 9 min tvoří na rozhraní povlak – ocel, přesněji v difúzní vrstvě na rozhraní α Fe a fáze FeAl a také tenká vrstva silně obohacená křemíkem pod fází α Fe, v Obr. 12.9 označená červenou šipkou.



Obr. 12.9: Detail rozhraní povlak – ocel, vzorek 4 (vlevo), vzorek 3 (vpravo), optický mikroskop, zvětšení 1000x

Wang a kol. [172] se věnuje vlivu tvářecích parametrů na deformační praskání povlaků. Došel k názoru, že vyšší deformační teplota má za následek menší hustotu trhlin v povlaku. Zvýšením teploty ohřevu před tvářecí operací, by mohla borová ocel s povlakem AlSi odolávat větší deformaci bez poškození povlaku (jeho odtržení). Ve snaze zlepšit opotřebení tvářecích nástrojů a zvýšit odolnost povlaku po deformaci může být předepsána vyšší teplota a delší výdrž na teplotě před kalením lisováním. Ovšem to následně zhorší svařitelnost.

13. Závěr

Dynamicky se rozvíjející automobilový průmysl zaujímá jedno z předních míst v objemu strojírenských výrob. Se sériovou výrobou samonosných karoserií vyvstal problém spojování ocelových plechových výlisků. Z hlediska spojování tenkých plechů je nejvíce zastoupenou technologií bodové odporové svařování. Na materiály používané při výrobě automobilové karoserie jsou kladeny rozmanité a mnohdy protichůdné požadavky. Vnitřní díly karoserie musí zajistit pevnost vnitřního skeletu vozu, vysokou korozní odolnost i únavové namáhání, zatímco pro vnější díly jsou charakteristické náročné designové tvary a tedy i vysoké nároky na dostatečnou plasticitu. Nejčastěji se používají ocelové plechy, pozinkované ocelové plechy, hliníkové plechy a plasty. Výběr materiálu tak výrazně ovlivňuje především cena a měrná hmotnost materiálu. I proto se vyvíjejí moderní vysokopevnostní ocelové materiály, aby ocelová automobilová karoserie měla co nejnižší možnou hmotnost a mohla konkurovat karoserii např. hliníkové. Na svařitelnost mají také vliv různé povrchové úpravy, konverzní povlaky i různé typy procesních maziv, který ve svarovém kovu vyvábí póry v důsledku vypařování a svařovací proces je nutné vhodným způsobem upravit. Vývoj nových povrchových úprav jde rychle dopředu, ruku v ruce s vývojem nových materiálů [3], [173].

Použití nových moderních materiálů s novými typy povlaků s sebou přináší problémy se svařováním. Vlastnosti materiálů do značné míry ovlivňují i technologické operace předcházející svařování (např. ohřev před tvářecími operacemi, tváření za tepla resp. kalení lisováním, povrchové úpravy apod.). Proto musí zákonitě docházet také k vývoji svařovacích technologií. U metody bodového odporového svařování jde zejména o nové způsoby řízení svařovacího procesu, vývoj v oblasti elektrodových opotřebení čepiček nebo např. vývoj zařízení umožňujících odporově svařovat hliník.

Habilitační práce se zabývá problematikou bodového odporového svařování vysokopevných ocelí (typu 22MnB5) s povrchovou úpravou AlSi, která v průmyslové praxi způsobují problémy a výsledné spoje nejsou vždy dostatečně kvalitní. Z diskuze výsledků, uvedené v kapitole 12 – Rozbor výsledků, vyplývají následující závěry a nově dosažené poznatky:

1. Na kvalitu spoje má zásadní vliv nejen svařovaný materiál a jeho povrchová úprava ale také způsob řízení svařovacího procesu.
2. Na kvalitu spoje z materiálu 22MnB5 s povlakem AlSi má, v rozsahu svařovacích parametrů daných normou ČSN EN ISO 18278-2 (051330) [105], zásadní vliv velikost svařovacího proudu, z důvodů měnícího se fázového složení povlaku.
3. Fázové složení povlaku AlSi je silně závislé na parametrech ohřevu před tvářecí operací kalení lisováním. Na typ fází a jejich objem má větší vliv doba výdrže na teplotě, než teplota sama.
4. Povlak AlSi se v dodávaném stavu skládá z čistého hliníku, fáze $Al_2Fe_3Si_3$ a precipitátu Al_8Fe_2Si na rozhraní ocel - povlak. Difúze železa do částečně roztaveného povlaku AlSi je během prvních 2 minut austenitizace velmi rychlá. Vlivem masivní difúze proběhne transformace precipitátu Al_8Fe_2Si na $Al_5Fe_2 + Al_2Fe_3Si_3$.
5. Po 6-ti minutách vlivem masivní difúze dochází v povlaku ke vzniku dutin, tzv. Kirkendallových pórů.
6. S dobou výdrže na teplotě v peci při ohřevu před tvářecí operací narůstá objem houževnaté AlFe fáze na úkor křehké fáze Al_5Fe_2 .
7. Na rozhraní ocel – povlak se mezi αFe a fází FeAl vlivem difúze při době výdrže na teplotě nad 9 min tvoří tenká vrstva (kterou se nepodařilo identifikovat). V místě dotyku elektrody se pod

α Fe směrem do oceli se tvoří tenká vrstva silně obohacená křemíkem. Oběma vrstvám je třeba dále věnovat pozornost při dalším výzkumu.

8. Svařování materiálu 22MnB5 dvěma pulzy svařovacího proudu na zařízení s řízením svařovacího napětí není vhodné, vede ke zvýšenému rozptylu hodnot maximálních střížných sil, potřebných na porušení vzorku, přestože všechny svary vyhověly podmínce $F_{\max} \geq F_{\min}$, kde F_{\min} (pro tloušťku plechu 1,2 mm) je 3,75 kN. To ukazuje výrazně větší nestabilitu svařovacího procesu.
9. Pokud jsou na zařízení s řízením svařovacího napětí svařovány plechy, které byly vystavené austenitizační teplotě déle jak 9 minut, dochází k poklesu svařovacího proudu až o 20 % oproti nastavené hodnotě, což může vést k příliš nízkému vnesenému teplu, a nedojde k vytvoření svarové čočky (nebo bude příliš malá).
10. Adaptivní řízení s kontrolou energie, potřebné na vytvoření svarového spoje, má na kvalitu spoje a vnesené teplo do svaru pozitivní vliv. Vliv doby výdrže na teplotě se projevuje minimálně, elektrická energie klesá s teplotou ohřevu. Proces svařování je stabilnější, není tak citlivý na fázové změny v povlaku.

Obecně lze říci, že v práci byl podrobně popsán difúzní proces probíhající během ohřevu před tvářecí operací na rozhraní povlak - ocel v závislosti na parametrech ohřevu. Byly prokázány výrazné změny ve fázovém složení povlaku a jeho mechanických vlastnostech v závislosti na teplotě a době výdrže na teplotě. Dále bylo prokázáno, že fázové složení povlaku AlSi má výrazný vliv na svařovací parametry, který se projevuje zejména v poklesu naměřeného svařovacího proudu (oproti nastavenému) až o 1,5 kA při svařování plechů, které byly v průběžné peci déle jak 9 minut. Tento pokles má za následek nižší Jouleovo teplo potřebné k natavení svarové čočky. Ačkoliv na velikosti průměru svarové čočky se tento pokles svařovacích parametrů neprojeví, ukázalo se, že únosnost spoje s poklesem svařovacího proudu klesá a rozptyl hodnot maximálních sil potřebných na přestřížení vzorku roste. Jako mezní hodnota doby prodlevy v průběžné peci zaručující kvalitní spoj byl stanoven čas maximálně 8 min, kdy ještě nedochází ke kolísání svařovacího proudu. V neposlední řadě byl prokázán vliv způsobu řízení svařovacího procesu na výslednou kvalitu spoje. Pokud je proces regulován podle maximální vnesené energie, výsledkem je delší svařovací čas, ale zejména bodové svary bez vnitřních vad. Při konvenčním způsobu řízení je proces citlivý na změnu fázového složení povlaku.

Práce tedy prokazuje vztah mezi parametry ohřevu před tvářecí operací, fázovým složením povlaku AlSi (potažmo jeho mechanickými vlastnostmi) a svařitelností vysokopevné oceli 22MnB5. Tím se podařilo naplnit formulované cíle práce.

Dále tato práce ve své přehledové části může sloužit jako náhrada základního učebního textu zahrnujícího moderní trendy v odporovém svařování. Dostupná kniha na toto téma v českém jazyce na současném trhu chybí. Další část této práce může sloužit jako pokročilý učební text pro studenty bakalářského, magisterského a zejména doktorského studia, aby lépe pochopili vliv způsobu řízení svařovacího procesu na kvalitu bodových svarových spojů a uvědomili si úzký vztah mezi materiály, jejich povrchovými úpravami a technologickými operacemi jako je proces svařování, tepelné zpracování (okrajově i tváření za tepla a proces opotřebení).

Citovaná literatura

Vlastní autorčiny publikace jsou v textu i v seznamu citované literatury zvýrazněny **tučně**.

- [1] REIS, Frederico, Gilmar BATALHA a Valdir FURLANETTO. Welding point in Vehicle Structures Using Control for Dynamic Resistance. In: *Linked in* [online]. Brasil, 2017 [cit. 2017-10-31]. Dostupné z: <https://www.linkedin.com/pulse/welding-point-vehicle-structures-using-control-dynamic-fredy-reis>
- [2] **KOLAŘÍK, Ladislav, Jan SOVA, Marie KOLAŘÍKOVÁ a Lucie FOREJTOVÁ. Termovizní kontrola svarových spojů. *MM Průmyslové spektrum*. Praha, 2017, 2017, (3). ISSN 1212-2572.**
- [3] **FOREJTOVÁ, Lucie, Ladislav KOLAŘÍK, Jan SUCHÁNEK, Marie KOLAŘÍKOVÁ a Tomáš PILVOUSEK. Svařitelnost ocelí pro automobilové karoserie. *MM Průmyslové spektrum* [online]. Praha: MM publishing, s. r. o., 2017, (3), - [cit. 2017-08-15]. ISSN 1212-2572. Dostupné z: <http://www.mmspektrum.com/clanek/svaritelnost-oceli-pro-automobilove-karoserie.html>**
- [4] James Prescott Joule. In: *Wikipedia: the free encyclopedia* [online]. San Francisco (CA): Wikimedia Foundation, 2001 [cit. 2017-08-18]. Dostupné z: https://cs.wikipedia.org/wiki/James_Prescott_Joule
- [5] Elihu Thomson. In: *Wikipedia: the free encyclopedia* [online]. San Francisco (CA): Wikimedia Foundation, 2001 [cit. 2017-08-18]. Dostupné z: https://cs.wikipedia.org/wiki/Elihu_Thomson
- [6] Nikolai Nikolaevich Benardos. *WeldingHistory* [online]. b.r. [cit. 2017-08-18]. Dostupné z: <http://www.weldinghistory.org/whfolder/biography/bio-benardos.html>
- [7] *Odporové svařování: Sborník výtahů z referátů výzkumníků a praktiků*. Praha: SNTL, 1955.
- [8] JANÍČKOVÁ, Petra. Svařování. In: *Učíme v prostoru* [online]. b.r. [cit. 2017-08-17]. Dostupné z: http://uvp3d.cz/drtic/?page_id=2743
- [9] PŘISPĚVATELÉ WIKIPEDIE, . Historie svařování. In: *Wikipedia* [online]. Wikipedie: Otevřená encyklopedie., 2016 [cit. 2017-08-17]. Dostupné z: https://cs.wikipedia.org/w/index.php?title=Historie_sva%C5%99ov%C3%A1n%C3%AD&oldid=13451564
- [10] LUKAVSKÝ, Michal. *Odporové bodové svařování pro automobilový průmysl*. Praha, 2013. Diplomová práce. České vysoké učení technické v Praze, Fakulta strojní, Ústav strojírenské technologie. Vedoucí práce Marie Kolaříková.
- [11] FALTUS, František a A KOL. *Příručka svařování I. díl: Přehled a technologie svařování*. Brno: Brněnské knihtiskárny, 1955.
- [12] *DALEX Svařovací technika: Tradice. Inovace. Vize* [online]. Liberec: DALEX Schweißmaschinen GmbH & Co. KG, c2000-2017, 12 s. [cit. 2017-11-18]. Dostupné z: http://download.dalex-czech.cz/dalex-os_imagekatalog_cz_ebook.pdf
- [13] BLAŠČÍK, František. *Technológia tvárnenia, zlievárenstva a zvárania*. Bratislava: Alfa, 1988.
- [14] PACÁK, Jiří. *Bodové odporové svařování vysokopevnostních plechů v automobilovém průmyslu*. Liberec, 2007. Diplomová práce. TU v Liberci. Vedoucí práce Doc.Ing. Heinz Neumann, CSc.
- [15] Odporový lis. In: *ArtWeld* [online]. 2011 [cit. 2017-08-18]. Dostupné z: <http://www.artweld.cz/en/odporove-svarovani.html>
- [16] FURLANETTO, Valdir. *Desenvolvimento e Instrumentação de um Cabeçote de Soldagem a Ponto por Resistência Elétrica para Aplicação em Condições Industriais*. São Paulo, 2014. Doutorado Tese.

Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. Vedoucí práce Gilmar Ferreira Batalha.

- [17] Automatisierung in der Automobilindustrie. [Kuka] [online]. Deutschland: KUKA Aktiengesellschaft, 2017 [cit. 2017-10-28]. Dostupné z: <https://www.kuka.com/de-de/branchen/automobilindustrie>
- [18] ČABELKA, Jozef. *Mechanická technológia*. Bratislava: Vydavateľstvo Slovenskej akadémie vied, 1967.
- [19] JANOTA, M. *Procesy a riadenie odporového zvarania*. Bratislava: VÚZ, 1985.
- [20] STEINER, Jaromír. *Pevnosť bodového spoje v mäkčom a tvrdom režime svařování*. Brno, 2015. Diplomová práce. Vysoké učení technické v Praze, Fakulta strojního inženýrství, Ústav strojírenské technologie. Vedoucí práce Bohumil Kandus.
- [21] PACÁK, Jiří. *Zajištění kvality odporových bodových svarů na základě analýzy časových průběhů vybraných veličin svařovacího procesu*. Liberec, 2016. Disertační práce. Technická univerzita v Liberci, Fakulta strojní, Katedra strojírenské technologie. Vedoucí práce Heinz Neumann.
- [22] LIPA, Milan a Ján HOLÁSEK. *Odporové zvaranie v lise*. Bratislava: SVTL, 1962.
- [23] LIPA, Milan. *Bodové a švové zvaranie*. Bratislava: SVTL, 1966.
- [24] ČSN EN ISO 5821 (052679). *Odporové svařování - Elektrodové čepičky pro bodové odporové svařování*. Praha: ÚNMZ, 2010.
- [25] PLÍVA, Ladislav. *Odporové svařování*. Praha: SNTL, 1975.
- [26] NEUMANN, Heinz. Aplikace tekutého CO₂ pro chlazení elektrodových čepiček u odporového bodového svařování. *Konstrukce* [online]. Ostrava: KONSTRUKCE Media, s.r.o, 2015 [cit. 2019-05-10]. ISSN 1803-8433. Dostupné z: <http://www.konstrukce.cz/clanek/aplikace-tekuteho-co2-pro-chlazení-elektrodovych-cepicek-u-odporoveho-bodoveho-svarovani/>
- [27] VEITH, M. a James DEFFENBAUGH, ed., Denise GIROUX, ed. *Resistance welding manual*. 4th ed. Philadelphia, Pa: Resistance Welder Manufacturers' Association, 1989. ISBN 09-624-3820-0.
- [28] Temperature distribution during a resistance spot welding. In: [Http://www.weldcor.ca](http://www.weldcor.ca) [online]. Chilliwack, Canada: WeldCor, 2013 [cit. 2017-10-30]. Dostupné z: http://www.weldcor.ca/encyclopedia.html?alpha=&per_page=68
- [29] FOREJTOVÁ, L., T. ZAVADIL, L. KOLAŘÍK a M. KOLAŘÍKOVÁ. **Defect detection of resistance spot welds used in automotive industry by non-destructive testing**. In: *Metal 2018 Conference proceedings*. 1st. Ostrava: TANGER, 2018, p. 688-693. ISBN 978-80-87294-84-0. ISBN 978-80-87294-84-0.
- [30] HOLÁSEK, Ján. *Odporové zvaranie*. Bratislava: Slovenské vydavateľstvo technickej literatúry, 1968.
- [31] Manufacturing Processes - I: Welding - Lecture 11 & 12: Resistance Welding. In: *NPTEL: National Programme on Technology Enhanced Learning* [online]. b.r. [cit. 2017-10-30]. Dostupné z: <http://nptel.ac.in/courses/112107144/welding/lecture11&12.htm>
- [32] GAUTHIER, Elise, Denis CARRON, Philippe ROGEON, Philippe PILVIN, Cédric POUVREAU, Thomas LETY a François PRIMAUX. Numerical Modeling of Electrode Degradation During Resistance Spot Welding Using CuCrZr Electrodes. *Journal of Materials Engineering and Performance* [online]. 2014, **23**(5), 1593-1599 [cit. 2017-10-30]. DOI: 10.1007/s11665-014-0908-9. ISSN 1059-9495. Dostupné z: <http://link.springer.com/10.1007/s11665-014-0908-9>
- [33] ČSN EN ISO 14373 (052640). *Odporové svařování - Postup pro bodové svařování nepovlakovaných a povlakovaných nízkouhlíkových ocelí*. Praha: ČNI, 2015.

- [34] BI, Jing, JianLing SONG, Qiang WEI, Yu ZHANG, Yang LI a Zhen LUO. Characteristics of shunting in resistance spot welding for dissimilar unequal-thickness aluminum alloys under large thickness ratio. *Materials & Design* [online]. 2016, **101**, 226-235 [cit. 2017-10-31]. DOI: 10.1016/j.matdes.2016.04.023. ISSN 0264-1275. Dostupné z: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0264127516304609>
- [35] **KOLAŘÍK, Ladislav, Miroslav SAHUL, Marie KOLAŘÍKOVÁ, Martin SAHUL, Milan TURŇA a Michal FELIX. Resistance Spot Welding of Dissimilar Steels. *Acta Polytechnica* [online]. Praha: CTU Publishing House, 2012, **32012(52)**, 43-47 [cit. 2017-08-16]. ISSN 1210-2709. Dostupné z: <http://ctn.cvut.cz/ap/index.php?year=2012&idissue=80>**
- [36] KANDUS, Bohumil, Jaroslav KUBÍČEK a Oldřich AMBROŽ. *Technologie svařování a zařízení: Učební texty pro kurzy svářečských inženýrů a technologů*. 1. vyd. Ostrava: ZEROSS, 2001. Svařování. ISBN 80-857-7181-0.
- [37] ZHANG, Xinge, Jiangshuai ZHANG, Fei CHEN, Zhaojun YANG a Jialong HE. Characteristics of Resistance Spot Welded Ti6Al4V Titanium Alloy Sheets. *Metals* [online]. 2017, **7(10)**, 424- [cit. 2017-10-31]. DOI: 10.3390/met7100424. ISSN 2075-4701. Dostupné z: <http://www.mdpi.com/2075-4701/7/10/424>
- [38] DANCETTE, S., D. FABRÈGUE, V. MASSARDIER, J. MERLIN, T. DUPUY a M. BOUZEKRI. Experimental and modeling investigation of the failure resistance of Advanced High Strength Steels spot welds. *Engineering Fracture Mechanics* [online]. 2011, **78(10)**, 2259-2272 [cit. 2017-10-31]. DOI: 10.1016/j.engfracmech.2011.04.013. ISSN 0013-7944. Dostupné z: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0013794411001652>
- [39] TAN, J., S. WESTGATE a T. CLYNE. Resistance welding of thin stainless steel sandwich sheets with fibrous metallic cores: experimental and numerical studies. *Science and Technology of Welding and Joining* [online]. 2013, **12(6)**, 490-504 [cit. 2017-10-18]. DOI: 10.1179/174329307X213666. ISSN 1362-1718. Dostupné z: <http://www.tandfonline.com/doi/full/10.1179/174329307X213666>
- [40] ADAMS, David, Cameron SUMMERVILLE, Brendan VOSS, Jack JESWIET a Matthew DOOLAN. Correlating Variations in the Dynamic Resistance Signature to Weld Strength in Resistance Spot Welding Using Principal Component Analysis. *Journal of Manufacturing Science and Engineering* [online]. 2017, **139(4)** [cit. 2017-10-30]. DOI: 10.1115/1.4034887. ISSN 1087-1357. Dostupné z: <http://manufacturingscience.asmedigitalcollection.asme.org/article.aspx?doi=10.1115/1.4034887>
- [41] **KOLAŘÍK, Ladislav, Lucie FOREJTOVÁ, Marie KOLAŘÍKOVÁ, Karel KOVANDA, Petr VONDROUŠ a Jan SOVA. Parameters of Resistance Spot Welding of DC06 Steel and Their Heat Influence. In: *METAL 2017 Conference Proceedings*. 1st Edition. Ostrava: Tanger Ltd., 2018, s. 844-849. ISBN 978-80-87294-79-6.**
- [42] WEI, P.S. a T.H. WU. Workpiece property effects on nugget microstructure determined by heat transfer and solidification rate during resistance spot welding. *International Journal of Thermal Sciences* [online]. 2014, **86**, 421-429 [cit. 2017-08-23]. DOI: 10.1016/j.ijthermalsci.2014.07.016. ISSN 1290-0729. Dostupné z: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S1290072914002208>
- [43] SAHA, Dulal, Sangho HAN, Kwang CHIN, Ildong CHOI a Yeong-Do PARK. Weldability Evaluation and Microstructure Analysis of Resistance-Spot-Welded High-Mn Steel in Automotive Application. *Steel Research International* [online]. 2012, **83(4)**, 352-357 [cit. 2017-08-23]. DOI: 10.1002/srin.201100324. ISSN 1869-344X. Dostupné z: <http://doi.wiley.com/10.1002/srin.201100324>
- [44] PEREIRA, A.M., J.A.M. FERREIRA, F.V. ANTUNES a P.J. BÁRTOLO. Strength of aluminium resistance spot welded and weldbonded joints. *Ciência & Tecnologia dos Materiais* [online]. Lisboa:

- Sociedade Portuguesa de Materiais, 2010, **22**(34), 25-31 [cit. 2017-10-31]. ISSN 0870-8312. Dostupné z: <http://www.scielo.mec.pt/pdf/ctm/v22n3-4/v22n3-4a05.pdf>
- [45] ČSN EN ISO 6520-2 (050005). *Svařování a příbuzné procesy - Klasifikace geometrických vad kovových materiálů - Část 2: Tlakové svařování*. 2014.
- [46] CHANG, B. H., D. DU, B. SUI, Y. ZHOU, Z. WANG a F. HEIDARZADEH. Effect of Forging Force on Fatigue Behavior of Spot Welded Joints of Aluminum Alloy 5182. *Journal of Manufacturing Science and Engineering* [online]. 2007, **129**(1), 95- [cit. 2017-12-10]. DOI: 10.1115/1.2383071. ISSN 1087-1357. Dostupné z: <http://ManufacturingScience.asmedigitalcollection.asme.org/article.aspx?articleid=1450860>
- [47] WANG, G. a M. E. BARKEY. Fatigue Crack Identification in Tensile-Shear Spot Welded Joints by Dynamic Response Characteristics. *Journal of Engineering Materials and Technology* [online]. 2005, **127**(3), 310- [cit. 2017-12-10]. DOI: 10.1115/1.1925286. ISSN 0094-4289. Dostupné z: <http://MaterialsTechnology.asmedigitalcollection.asme.org/article.aspx?articleid=1427473>
- [48] HUIN, Thibaut, Sylvain DANCETTE, Damien FABRÈGUE a Thomas DUPUY. Investigation of the Failure of Advanced High Strength Steels Heterogeneous Spot Welds. *Metals* [online]. 2016, **6**(5), 111- [cit. 2017-12-10]. DOI: 10.3390/met6050111. ISSN 2075-4701. Dostupné z: <http://www.mdpi.com/2075-4701/6/5/111>
- [49] The use of Photomicroscopy in the Forensic Investigation of Microstructure. *Phill Gee - Photo Graphics* [online]. 2010 [cit. 2017-12-10]. Dostupné z: <http://philipgee.com/CIUp-Macro-030.html>
- [50] SpotTrack: a spot weld inspection device ready for field trials. *TWI Group websites* [online]. Great Abington, Cambridge: TWI Ltd, 2017 [cit. 2017-12-10]. Dostupné z: <http://www.twi-global.com/news-events/case-studies/2014-02-spottrack-a-spot-weld-inspection-device-ready-for-field-trials-552/>
- [51] KIANERSI, Danial, Amir MOSTAFAEI a Ahmad Ali AMADEH. Resistance spot welding joints of AISI 316L austenitic stainless steel sheets: Phase transformations, mechanical properties and microstructure characterizations. *Materials & Design* [online]. 2014, **61**, 251-263 [cit. 2017-12-10]. DOI: 10.1016/j.matdes.2014.04.075. ISSN 0261-3069. Dostupné z: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0261306914003501>
- [52] NERAD, Karel. *Posouzení životnosti elektrod pro odporové svařování*. Praha, 2012. Bakalářská práce. České vysoké učení technické v Praze, Fakulta strojní, Ústav strojírenské technologie. Vedoucí práce Marie Kolaříková.
- [53] GEAN, A., S.A. WESTGATE, J.C. KUCZA a J.C. EHRSTROM. Static and fatigue behaviour of spot welded 5182-0 aluminium alloy sheet: The limited effect of discontinuities in resistance spot welds on joint properties is demonstrated for automotive applications. *Welding Journal* [online]. American Welding Society, 1999, **78**(3), 80-86 [cit. 2017-12-10]. Dostupné z: <http://www.twi-global.com/technical-knowledge/published-papers/static-and-fatigue-behaviour-of-spot-welded-5182-0-aluminium-alloy-sheet-march-1999/>
- [54] Parameters in Resistance Welding. *RAVIDA Ravida Software Metal Inc.* [online]. Bursa, Turkey, 2015 [cit. 2017-10-22]. Dostupné z: <http://www.ravida.net/parameters.html>
- [55] ČSN 05 0003 (050003). *Zváranie. Odporové zváranie. Základné pojmy*. 1991.
- [56] Resistance welding downslope time. In: *WeldCor* [online]. Canada, 2013 [cit. 2017-11-02]. Dostupné z: http://www.weldcor.ca/encyclopedia.html?alpha=R&per_page=3
- [57] WANG, S. a P. WEI. Modeling Dynamic Electrical Resistance During Resistance Spot Welding.

- Journal of Heat Transfer* [online]. 2001, **123**(3), 576- [cit. 2017-11-02]. DOI: 10.1115/1.1370502. ISSN 0022-1481. Dostupné z: <http://HeatTransfer.asmedigitalcollection.asme.org/article.aspx?articleid=1444975>
- [58] KELKAR, Girish. Why use multiple-impulse resistance welding?: An explanation of the process, its heat balance mechanism. *Thefabricator.com* [online]. Elgin: FMA Communications, 2004 [cit. 2017-11-01]. Dostupné z: <http://www.thefabricator.com/article/shopmanagement/why-use-multiple-impulse-resistance-weldingr>
- [59] ČSN EN ISO 5182 (052678). *Odporové svařování - Materiály pro elektrody a pomocné vybavení*. Praha: Úřad pro technickou normalizaci, metrologii a státní zkušebnictví, 2017.
- [60] *ASM handbook*. 10th editon. Materials Park, Ohio: ASM International, 2016. ISBN 0-87170-377-7.
- [61] Podvozku netřeba, vše unese karoserie! (Lancia Lambda, 1922). *VeteranAutoCZ* [online]. 2009 [cit. 2017-08-17]. Dostupné z: <http://veteran.auto.cz/clanek/104/podvozku-netreba-vse-unese-karoserie-lancia-lambda-1922>
- [62] VOTAVA, Pavel. *Odporové svařování martenzitických ocelí s variantním tepelným zpracováním*. Praha, 2015. Diplomová práce. České vysoké učení technické v Praze, Fakulta strojní, Ústav strojírenské technologie. Vedoucí práce Marie Kolaříková.
- [63] REVILLA, Juan. Inteligencia artificial: ¿oportunidad o desigualdad?. In: *ITespresso* [online]. 2017 [cit. 2017-08-17]. Dostupné z: <http://www.itespresso.es/inteligencia-artificial-oportunidad-o-desigualdad-161757.html>
- [64] *Počty a délky spojení (realizovaných ve Škoda)*. Mladá Boleslav, 2017.
- [65] JANOTA, Martin. Odporové svařování: Základní technologické informace. *Svět svaru*. Ostrava-Mariánské Hor: Hadyna - International, spol. s r. o., 2008, (2), 12-13. ISSN 1214-4983.
- [66] ŠIMON, Petr. *Karosérie osobního automobilu: Interní dokument*. Praha, 2015.
- [67] *Pevnostní materiály v karoserii: Přednáška k předmětu Metody tváření kovů a plastů*. TU v Liberci, Liberec, 2016.
- [68] *Doplňkové technologie pro zpracování plasů: Přednáška k předmětu Technologie II*. TUL Liberec, b.r. Dostupné také z: http://www.ksp.tul.cz/cz/kpt/obsah/vyuka/skripta_tkp/sekce_plasty/12.htm#121
- [69] *DeltaSpot - Resistance welding: company prospectus*. Austria: Fronius International, b.r.
- [70] DeltaSpot. In: *Fronius* [online]. b.r. [cit. 2017-11-01]. Dostupné z: http://www3.fronius.com/internet/img/ST/Froniuspress_Bild2_rdx_100.jpg
- [71] *Steel innovations in hot stamping* [online]. 2016 [cit. 2017-10-27]. Dostupné z: <https://www.slideshare.net/ChristopheCazes2/great-design-in-steel-gestamp-2016>
- [72] PILVOUSEK, Tomáš. *Technologie ve výrobě karoserie: Interní dokument ŠKODA Auto*. Mladá Boleslav, 2015.
- [73] BILLUR, Eren a Taylan ALTAN. Introduction to hot stamping and trends. In: *SlidePlayer* [online]. Center for precision forming, 2013 [cit. 2017-11-18]. Dostupné z: <http://slideplayer.com/slide/1678808/>
- [74] DVORÁK, Milan a Tomáš PILVOUSEK. *Materiály používané pro stavbu karoserie: Nepublikovaná přednáška*. 2014.
- [75] Štruktúra karosérie automobilu. In: *ElearnHaZZ* [online]. Rubis, 2013 [cit. 2017-11-16]. Dostupné z:

- <http://elearnhazz-sk.webnode.sk/konstrukcia-osobnych-automobilov/karoseria-automobilu/struktura-karoserie-automobilu/>
- [76] Super Light Car Life Cycle Assessment. *WorldAutoSteel* [online]. WorldAuto Steel, 2017 [cit. 2017-10-27]. Dostupné z: <http://www.worldautosteel.org/life-cycle-thinking/case-studies/super-light-car-life-cycle-assessment/>
- [77] S-in motion: úspory za celou dobu životnosti. *Update: zákaznický časopis*. Lucembursko: ArcelorMittal Flat Carbon Europe S.A., 2011, (), 6-7.
- [78] Materiály budoucnosti v automobilovém průmyslu: bavlna, konopí, dřevo. *Hybrid.cz* [online]. 2015 [cit. 2017-10-28]. Dostupné z: <http://www.hybrid.cz/materialy-budoucnosti-v-automobilovem-prumyslu-bavlna-konopi-drevo>
- [79] SLAVÍČEK, Jiří. *Hliník a jeho slitiny v automobilovém průmyslu*. Brno, 2011. Bakalářská práce. VUT v Brně. Vedoucí práce Ing. Karel Němec, Ph.D.
- [80] ČEPELÁK, Pavel. Výzvy při lisování hliníku. *MM Průmyslové spektrum: rubrika Trendy* [online]. MM publishing, s. r. o., 2017, (4), 48 [cit. 2017-10-28]. ISSN 1212-2572. Dostupné z: <http://www.mmspektrum.com/clanek/vyzvy-pri-lisovani-hliniku.html>
- [81] Automotive Uses of Magnesium Alloys: Part One. *Total Materia* [online]. Key to Metals AG, 2017 [cit. 2017-10-29]. Dostupné z: <http://www.totalmateria.com/page.aspx?ID=CheckArticle&site=ktn&LN=CZ&NM=246>
- [82] PILVOUSEK, Tomáš a Jan ŠANOVEC. Lehké konstrukce automobilů – využití hořčíku. *MM Průmyslové spektrum: rubrika Výroba* [online]. MM publishing, s. r. o., 2016, (6), 134 [cit. 2017-10-28]. ISSN 1212-2572. Dostupné z: <http://www.mmspektrum.com/clanek/lehke-konstrukce-automobilu-vyuziti-horciku.html>
- [83] FERANEC, Ján. *Odporové svařování vysokopevných ocelí s variantním tepelným zpracováním*. Praha, 2016. Bakalářská práce. České vysoké učení technické v Praze, Fakulta strojní, Ústav strojírenské technologie. Vedoucí práce Tomáš Kramár.
- [84] BAUER, D. Inovativní technologie v automobilovém průmyslu. *MM Průmyslové spektrum* [online]. MM publishing, s. r. o., 2007, , 22 [cit. 2017-12-14]. ISSN 1212-2572. Dostupné z: <https://www.mmspektrum.com/clanek/inovativni-technologie-v-automobilovem-prumyslu.html>
- [85] *Steels for hot stamping - Usibor® and Ductibor®: Extract from the product catalogue -European edition*. ArcelorMittal, 2017. Dostupné také z: <http://automotive.arcelormittal.com/europe/products/UHSS/Usibor/EN>
- [86] *Steels for hot stamping -Usibor®*. Arcelor Mittal, 2014.
- [87] KAPSA, Vlastimil. *Analýza parametrů kvality svarových spojů vysokopevných ocelí při stavbě karoserií*. Pardubice, 2009. Disertační práce. Univerzita Pardubice, Dopravní fakulta Jana Pernera. Vedoucí práce Eva Schmidová.
- [88] NADERI, M., A. SAEED-AKBARI a W. BLECK. The effects of non-isothermal deformation on martensitic transformation in 22MnB5 steel. *Materials Science and Engineering: A* [online]. 2008, **487**(1-2), 445-455 [cit. 2017-12-15]. DOI: 10.1016/j.msea.2007.10.057. ISSN 0921-5093. Dostupné z: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0921509307017741>
- [89] KARBASIAN, H. a A.E. TEKKAYA. A review on hot stamping. *Journal of Materials Processing Technology* [online]. 2010, **210**(15), 2103-2118 [cit. 2017-08-17]. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2010.07.019. ISSN 09240136. Dostupné z: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S092401361000213X>

- [90] TANG, B., Q. WANG, S. BRUSCHI, A. GHIOTTI a P. BARIANI. Influence of Temperature and Deformation on Phase Transformation and Vickers Hardness in Tailored Tempering Process: Numerical and Experimental Verifications. *Journal of Manufacturing Science and Engineering* [online]. 2014, **136**(5), 051018- [cit. 2017-11-01]. DOI: 10.1115/1.4027816. ISSN 1087-1357. Dostupné z: <http://manufacturing-science.asmedigitalcollection.asme.org/article.aspx?doi=10.1115/1.4027816>
- [91] ROČKAJ, Robert. *Odporové svařování povrchově upravených plechů v automobilovém průmyslu*. Praha, 2012. Diplomová práce. České vysoké učení v Praze, Fakulta strojní, Ústav strojírenské technologie. Vedoucí práce Marie Kolaříková.
- [92] *Materiály na tváření kovů: Přednáška k předmětu Metody tváření kovů a plastů*. Liberec, b.r. Dostupné také z: <http://docplayer.cz/storage/24/4392295/1509127644/vYOQmBJqfMzJnUB30V6onQ/4392295.pdf>
- [93] KUKLÍK, Vlastimil a Jan KUDLÁČEK. *Žárové zinkování*. 1. vyd. Havlíčkův Brod: Asociace českých a slovenských zinkoven, 2014. ISBN 978-80-905298-2-3.
- [94] KLAM, C. *New Inorganic Treatment: Product and thickness measurements*. Arcelor: Europe, 2006.
- [95] *Arcelor NIT-HDG: Interní dokument Škoda Auto*. Henkel AG & Co. KGaA, 2014.
- [96] GHIOTTI, A., S. BRUSCHI a F. BORSETTO. Tribological characteristics of high strength steel sheets under hot stamping conditions. *Journal of Materials Processing Technology* [online]. 2011, **211**(11), 1694-1700 [cit. 2017-10-28]. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2011.05.009. ISSN 09240136. Dostupné z: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0924013611001427>
- [97] KITAJIMA, Yuri, Shigenari HAYASHI, Takumi NISHIMOTO, Toshio NARITA a Shigeharu UKAI. Rapid Formation of α -Al₂O₃ Scale on an Fe–Al Alloy by Pure-Metal Coatings at 900 °C. *Oxidation of Metals* [online]. 2010, **73**(3-4), 375-388 [cit. 2018-02-10]. DOI: 10.1007/s11085-009-9184-8. ISSN 0030-770x. Dostupné z: <http://link.springer.com/10.1007/s11085-009-9184-8>
- [98] KOLAŘÍKOVÁ, Marie a Pavel NACHTNEBL. **Properties of Interface between Manganese-Boron Steel 22MnB5 and Coating Al-Si**. In: *METAL 2016 - Conference Proceedings* [online]. Ostrava: Tanger Ltd., 2016, s. 735-740 [cit. 2017-08-16]. ISBN 978-80-87294-67-3.
- [99] *TL 4225. Alloyed quenched and tempered steel for press quenching - Uncoated or precoated: Material requirements for semi-finished products and components.: Interní dokument*. © Volkswagen Aktiengesellschaft, 2012.
- [100] KOLAŘÍKOVÁ, Marie, Ladislav KOLAŘÍK, Tomáš PILVOUSEK a Jaroslav PETR. **Mechanical Properties of Al-Si Galvanic Coating and its Influence on Resistance Weldability of 22MnB5 Steel. Defect and Diffusion Forum** [online]. 2016, **368**, 82-85 [cit. 2017-08-16]. DOI: 10.4028/www.scientific.net/DDF.368.82. ISSN 1662-9507. Dostupné z: <http://www.scientific.net/DDF.368.82>
- [101] Automotive Worldwide Steels coated with Alusi[®], an aluminum-silicon alloy: general points. *Arcelor Mittal Automotive Worldwide* [online]. ArcelorMittal Europe Communications, 2016 [cit. 2017-10-28]. Dostupné z: http://automotive.arcelormittal.com/saturnus/sheets/S_EN.pdf
- [102] *Extract from the product catalogue*. ArcelorMittal, 2015. Dostupné také z: <http://automotive.arcelormittal.com/saturnus/sheets/ArcelorMittal%20Automotive%20product%20offer%20EN.pdf>
- [103] WINDMANN, M., A. RÖTTGER a W. THEISEN. Phase formation at the interface between a boron alloyed steel substrate and an Al-rich coating. *Surface and Coatings Technology* [online]. 2013,

- 226**, 130-139 [cit. 2017-08-14]. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2013.03.045. ISSN 0257-8972. Dostupné z: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0257897213003186>
- [104] WINDMANN, M., A. RÖTTGER a W. THEISEN. Formation of intermetallic phases in Al-coated hot-stamped 22MnB5 sheets in terms of coating thickness and Si content. *Surface and Coatings Technology* [online]. 2014, **246**, 17-25 [cit. 2017-07-21]. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2014.02.056. ISSN 0257-8972. Dostupné z: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0257897214001844>
- [105] ČSN EN ISO 18278-2 (051330). *Odporové svařování - Svařitelnost - Část 2: Hodnocení postupů pro svařitelnost při bodovém svařování*. Praha: ČNMZ, 2017.
- [106] *Welding of AHSS/UHSS steel: A guide for the automotive industry*. Borlange, Sweden: SSAB, 2012. ISBN 978-91-637-1857-1.
- [107] KOLAŘÍKOVÁ, Marie, Lucie FOREJTOVÁ a Ladislav KOLAŘÍK. Service live of welding electrodes at resistance welding of zinc coated steels with nit layer: Volume 2017-January, 2017,. In: *METAL 2017 - 26th International Conference on Metallurgy and Materials: Conference Proceedings*. Ostrava: Tanger Ltd., 2017, s. 850-855. ISBN 978-80-87294-79-6.
- [108] KOLAŘÍKOVÁ, Marie a Ladislav KOLAŘÍK. The Influence of Resistance Spot Welding on Weld Joint Quality and Service Life of Electrodes. In: *Conference METAL 2013 Proceedengs* [online]. Ostrava: Tanger Ltd., 2013, s. 766-771 [cit. 2017-08-16]. ISBN 978-80-87294-41-3.
- [109] SCHMIDOVÁ, Eva a Petr HANUS. Weldability of Al-Si Coated High Strength Martensitic Steel. *Periodica Polytechnica Transportation Engineering* [online]. 2013, **41**(2), 127- [cit. 2017-08-14]. DOI: 10.3311/PPtr.7113. ISSN 0303-7800. Dostupné z: <https://pp.bme.hu/tr/article/view/7113>
- [110] Měřicí přístroje, odporové svařování, sváření, svařování, svářečky: Typová řada TE1600, analyzář proudu a přítlaku. *Schinkmann* [online]. Kospomosy, b.r. [cit. 2017-11-01]. Dostupné z: <https://www.schinkmann.cz/merici-a-kontrolni-pristroje>
- [111] Integrovaný systém pro perfektní odporové svařování. *TechMagazín* [online]. Praha: Tech Media Publishing, 2011 [cit. 2017-11-01]. Dostupné z: <http://www.techmagazin.cz/324>
- [112] GRAUER, S.J., E.J.F.R. CARON, N.L. CHESTER, M.A. WELLS a K.J. DAUN. Investigation of melting in the Al-Si coating of a boron steel sheet by differential scanning calorimetry. *Journal of Materials Processing Technology* [online]. 2015, **216**, 89-94 [cit. 2017-07-21]. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2014.09.001. ISSN 0924-0136. Dostupné z: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0924013614003343>
- [113] FÜSSEL, U., V. WESLING, A. VOIGT a E.Ch. KLAGES. Visualisierung der Temperaturentwicklung in der Schweißzone einschließlich der Schweißelektroden über den gesamten zeitlichen Verlauf eines Punktschweißprozesses. *Schweissen und Schneiden*. 2012, **64**(10), 634-642. ISSN 0036-7184.
- [114] POPOV, Valentin L. Von der Nanotribologie bis zur Erdbebendynamik. *Kontaktmechanik und Reibung* [online]. 2. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2010 [cit. 2018-01-16]. ISBN 978-3-642-13301-5.
- [115] RICHARD, Daniel, Mario FAFARD, René LACROIX, Pascal CLÉRY a Yves MALTAIS. Carbon to cast iron electrical contact resistance constitutive model for finite element analysis. *Journal of Materials Processing Technology* [online]. 2003, **132**(1-3), 119-131 [cit. 2018-01-16]. DOI: 10.1016/S0924-0136(02)00430-2. ISSN 0924-0136. Dostupné z: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0924013602004302>
- [116] SONG, QF., W. ZHANG a N. BAY. An experimental study determines the electrical contact resistance in resistance welding. *Welding Journal*. The American Welding Society, 2015, **85**(5), 73-

76. ISSN 0043-2296.

- [117] ROGEON, P., P. CARRE, J. COSTA, G. SIBILIA a G. SAINDRENAN. Characterization of electrical contact conditions in spot welding assemblies. *Journal of Materials Processing Technology* [online]. 2008, **195**(1-3), 117-124 [cit. 2018-01-16]. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2007.04.127. ISSN 0924-0136. Dostupné z: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0924013607004773>
- [118] KAARS, Jonny, Peter MAYR a Kurt KOPPE. Generalized dynamic transition resistance in spot welding of aluminized 22MnB5. *Materials*. 2016, **106**, 139-145. DOI: 10.1016/j.matdes.2016.05.097. ISSN 0264-1275. Dostupné také z: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0264127516307079>
- [119] RAOELISON, R.N., A. FUENTES, C. POUVREAU, Ph. ROGEON, P. CARRÉ a F. DECHALOTTE. Modeling and numerical simulation of the resistance spot welding of zinc coated steel sheets using rounded tip electrode: Analysis of required conditions. *Applied Mathematical Modelling* [online]. 2014, **38**(9-10), 2505-2521 [cit. 2018-01-17]. DOI: 10.1016/j.apm.2013.10.060. ISSN 0307-904x. Dostupné z: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0307904X13007270>
- [120] ESHRAGHI, Mohsen, Mark A. TSCHOPP, Mohsen ASLE ZAEEM a Sergio D. FELICELLI. Effect of resistance spot welding parameters on weld pool properties in a DP600 dual-phase steel: A parametric study using thermomechanically-coupled finite element analysis. *Materials & Design (1980-2015)* [online]. 2014, **56**, 387-397 [cit. 2018-01-17]. DOI: 10.1016/j.matdes.2013.11.026. ISSN 0261-3069. Dostupné z: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0261306913010753>
- [121] ELLER, T.K., L. GREVE, M. ANDRES, M. MEDRICKY, H.J.M. GEIJSELAERS, V.T. MEINDERS a A.H. VAN DEN BOOGAARD. Plasticity and fracture modeling of the heat-affected zone in resistance spot welded tailor hardened boron steel. *Journal of Materials Processing Technology* [online]. 2016, **234**(), 309-322 [cit. 2017-07-21]. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2016.03.026. ISSN 0924-0136. Dostupné z: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0924013616300838>
- [122] WINDMANN, M., A. RÖTTGER a W. THEISEN. Wear mechanisms of coated steels during press hardening. In: *International Conference on Stone and Concrete Machining (ICSCM)*. 2015, s. 229-235.
- [123] ALLÉLY, C., L. DOSDAT, O. CLAUZEAU, K. OGLE a P. VOLOVITCH. Anticorrosion mechanisms of aluminized steel for hot stamping. *Surface and Coatings Technology* [online]. 2014, **238**, 188-196 [cit. 2017-08-14]. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2013.10.072. ISSN 0257-8972. Dostupné z: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0257897213010062>
- [124] ZHANG, X.Q., G.L. CHEN a Y.S. ZHANG. Characteristics of electrode wear in resistance spot welding dual-phase steels. *Materials & Design* [online]. 2008, **29**(1), 279-283 [cit. 2017-12-15]. DOI: 10.1016/j.matdes.2006.10.025. ISSN 0261-3069. Dostupné z: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0261306906003244>
- [125] ZHAO, YangYang, YanSong ZHANG, XinMin LAI a Pei-Chung WANG. Resistance Spot Welding of Ultra-Thin Automotive Steel. *Journal of Manufacturing Science and Engineering* [online]. 2013, **135**(2), 021012- [cit. 2017-12-15]. DOI: 10.1115/1.4023367. ISSN 1087-1357. Dostupné z: <http://manufacturingscience.asmedigitalcollection.asme.org/article.aspx?doi=10.1115/1.4023367>
- [126] SCHMIDOVÁ, E. a M. KONEČNÝ. Parameters of advanced high strength steels weldability. In: *METAL 2013 - 22nd International Conference on Metallurgy and Materials, Conference Proceedings 2013* [online]. TANGER Ltd., 2013, s. 828-833 [cit. 2017-08-14]. ISBN 978-80-87294-41-3.
- [127] CHENG, Wei-Jen a Chaur-Jeng WANG. Microstructural evolution of intermetallic layer in hot-

- dipped aluminide mild steel with silicon addition. *Surface and Coatings Technology* [online]. 2011, **205**(19), 4726-4731 [cit. 2018-02-11]. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2011.04.061. ISSN 0257-8972. Dostupné z: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0257897211004178>
- [128] SPRINGER, H., A. KOSTKA, E.J. PAYTON, D. RAABE, A. KAYSSER-PYZALLA a G. EGGELER. On the formation and growth of intermetallic phases during interdiffusion between low-carbon steel and aluminum alloys. *Acta Materialia* [online]. 2011, **59**(4), 1586-1600 [cit. 2018-02-11]. DOI: 10.1016/j.actamat.2010.11.023. ISSN 1359-6454. Dostupné z: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S1359645410007780>
- [129] YUN, Jung-Gil, Jae-Hyeong LEE, Sung-Yun KWAK a Chung-Yun KANG. Study on the Formation of Reaction Phase to Si Addition in Boron Steel Hot-Dipped in Al-7Ni Alloy. *Coatings* [online]. 2017, **7**(11), 186- [cit. 2018-02-11]. DOI: 10.3390/coatings7110186. ISSN 2079-6412. Dostupné z: <http://www.mdpi.com/2079-6412/7/11/186>
- [130] EGGELER, G., W. AUER a H. KAESCHE. On the influence of silicon on the growth of the alloy layer during hot dip aluminizing. *Journal of Materials Science* [online]. 1986, **21**(9), 3348-3350 [cit. 2018-02-11]. DOI: 10.1007/BF00553379. ISSN 0022-2461. Dostupné z: <http://link.springer.com/10.1007/BF00553379>
- [131] HEUMANN, T. a DITTRICH. Über die Kinetik der Reaktion von festem und flüssigem Aluminium mit Eisen. *Zeitschrift Metallkunde*. 1959, **50**, 617-625.
- [132] KÖSTER, U, W LIU, H LIEBERTZ a M MICHEL. Mechanical properties of quasicrystalline and crystalline phases in Al-Cu-Fe alloys. *Journal of Non-Crystalline Solids* [online]. 1993, **153-154**, 446-452 [cit. 2018-02-10]. DOI: 10.1016/0022-3093(93)90393-C. ISSN 0022-3093. Dostupné z: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/002230939390393C>
- [133] KOBAYASHI, Shigeaki a Takao YAKOU. Control of intermetallic compound layers at interface between steel and aluminum by diffusion-treatment. *Materials Science and Engineering: A* [online]. 2002, **338**(1-2), 44-53 [cit. 2018-02-10]. DOI: 10.1016/S0921-5093(02)00053-9. ISSN 0921-5093. Dostupné z: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0921509302000539>
- [134] KRASNOWSKI, Marek, Stanislaw GIERLOTKA a Tadeusz KULIK. Nanocrystalline Al 5 Fe 2 intermetallic and Al 5 Fe 2 -Al composites manufactured by high-pressure consolidation of milled powders. *Journal of Alloys and Compounds* [online]. 2016, **656**, 82-87 [cit. 2018-02-13]. DOI: 10.1016/j.jallcom.2015.09.224. ISSN 0925-8388. Dostupné z: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0925838815312019>
- [135] KUBOŠOVÁ, Andrea, Miroslav KARLÍK, Petr HAUŠILD a J. PRAHL. Fracture Behaviour of Fe₃subAl and FeAl Type Iron Aluminides. *Materials Science Forum* [online]. 2008, **567-568**, 349-352 [cit. 2018-02-10]. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.567-568.349. ISSN 1662-9752. Dostupné z: <http://www.scientific.net/MSF.567-568.349>
- [136] KIM, C., M.J. KANG a Y.D. PARK. Laser welding of Al-Si coated hot stamping steel. *Procedia Engineering* [online]. 2011, **10**, 2226-2231 [cit. 2017-08-14]. DOI: 10.1016/j.proeng.2011.04.368. ISSN 1877-7058. Dostupné z: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S187770581100556X>
- [137] SHIOTA, Yasutaka, Hiroaki MUTA, Kunio YAMAMOTO, Yuji OHISHI, Ken KUROSAKI a Shinsuke YAMANAKA. A new semiconductor Al₂Fe₃Si₃ with complex crystal structure. *Intermetallics* [online]. 2017, **89**, 51-56 [cit. 2018-02-13]. DOI: 10.1016/j.intermet.2017.05.019. ISSN 0966-9795. Dostupné z: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0966979517302789>
- [138] WINDMANN, Matthias, Arne RÖTTGER, Isabel HAHN a Werner THEISEN. Mechanical properties of Al X Fe Y intermetallics in Al-base coatings on steel 22MnB5 and resulting wear mechanisms at

- press-hardening tool steel surfaces. *Surface and Coatings Technology* [online]. 2017, **321**, 321-327 [cit. 2018-02-13]. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2017.04.075. ISSN 0257-8972. Dostupné z: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0257897217304528>
- [139] RUSSO SPENA, Pasquale, Manuela DE MADDIS, Gianluca D'ANTONIO a Franco LOMBARDI. Weldability and Monitoring of Resistance Spot Welding of Q&P and TRIP Steels. *Metals* [online]. 2016, **6**(12), 270- [cit. 2017-11-02]. DOI: 10.3390/met6110270. ISSN 2075-4701. Dostupné z: <http://www.mdpi.com/2075-4701/6/11/270>
- [140] KEK, Tomaž, Ivan POLAJNAR a Janez GRUM. Monitoring of Resistance Spot Welding by AE. In: *Research Gate* [online]. b.r. [cit. 2017-12-15]. Dostupné z: https://www.researchgate.net/publication/229042127_MONITORING_OF_RESISTANCE_SPOT_WELDING_BY_AE
- [141] KAARS, Jonny, Peter MAYR a Kurt KOPPE. Dynamic apparent transition resistance data in spot welding of aluminized 22MnB5. *Data in Brief* [online]. 2016, **8**, 1184-1189 [cit. 2018-01-17]. DOI: 10.1016/j.dib.2016.06.063. ISSN 2352-3409. Dostupné z: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S2352340916304310>
- [142] LI, Wei, S. JACK HU a Shao-Wei CHENG. Robust design and analysis for manufacturing processes with parameter interdependency. *Journal of Manufacturing Systems* [online]. 2002, **21**(2), 93-100 [cit. 2017-12-15]. DOI: 10.1016/S0278-6125(02)80003-6. ISSN 0278-6125. Dostupné z: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0278612502800036>
- [143] ASLANLAR, S., A. OGUR, U. OZSARAC, E. ILHAN a Z. DEMIR. Effect of welding current on mechanical properties of galvanized chromided steel sheets in electrical resistance spot welding. *Materials & Design* [online]. 2007, **28**(1), 2-7 [cit. 2017-12-15]. DOI: 10.1016/j.matdes.2005.06.022. ISSN 0261-3069. Dostupné z: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0261306905001810>
- [144] ASLANLAR, S. The effect of nucleus size on mechanical properties in electrical resistance spot welding of sheets used in automotive industry. *Materials & Design* [online]. 2006, **27**(2), 125-131 [cit. 2017-12-15]. DOI: 10.1016/j.matdes.2004.09.025. ISSN 0261-3069. Dostupné z: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0261306904002572>
- [145] ASLANLAR, S., A. OGUR, U. OZSARAC a E. ILHAN. Welding time effect on mechanical properties of automotive sheets in electrical resistance spot welding. *Materials & Design* [online]. 2008, **29**(7), 1427-1431 [cit. 2017-12-15]. DOI: 10.1016/j.matdes.2007.09.004. ISSN 0261-3069. Dostupné z: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0261306907002117>
- [146] YANG, HongGang, YanSong ZHANG, XinMin LAI a Guanlong CHEN. An experimental investigation on critical specimen sizes of high strength steels DP600 in resistance spot welding. *Materials & Design* [online]. 2008, **29**(9), 1679-1684 [cit. 2017-12-15]. DOI: 10.1016/j.matdes.2008.04.009. ISSN 0261-3069. Dostupné z: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S026130690800085X>
- [147] SHERPENKO, Oleksii, Sven JÜTTNER a Veronika ZHUK. Resistance spot welding of ultra-high strength steels with production-related process influences. *Biuletyn Instytutu Spawalnictwa w Gliwicach* [online]. Gliwicach: Instytut Spawalnictwa, 2014, **58**(5), 87-93 [cit. 2015-05-06]. ISSN 2300-1674. Dostupné z: http://bulletin.is.gliwice.pl/PDF/2014/05/12_Sherpenko_Juttner_Zhuk-Resistance_spot_welding_of_ultra-high_strength_steels_with_production-related_process_influences.pdf
- [148] POLAJNAR, Ivan, Janez GRUM a Elsayed A. ESMAIL. Sources of acoustic emission in resistance spot welding. In: *Defektoskopie 2008*. Brno: Česká společnost pro nedestruktivní zkoušení materiálu, 2008, s. 187-194. ISBN 978-80-214-3759-3.

- [149] JONG, Youn-Suk, Young-Kook LEE, Dong-Cheol KIM, Moon-Jin KANG, In-Sung HWANG a Won-Beom LEE. Microstructural Evolution and Mechanical Properties of Resistance Spot Welded Ultra High Strength Steel Containing Boron. *MATERIALS TRANSACTIONS* [online]. 2011, **52**(6), 1330-1333 [cit. 2017-08-14]. DOI: 10.2320/matertrans.M2011005. ISSN 1345-9678. Dostupné z: https://www.jstage.jst.go.jp/article/matertrans/52/6/52_M2011005/_article
- [150] CHOI, Hong-Seok, Geun-Hwan PARK, Woo-Seung LIM a Byung-min KIM. Evaluation of weldability for resistance spot welded single-lap joint between GA780DP and hot-stamped 22MnB5 steel sheets. *Journal of Mechanical Science and Technology* [online]. 2011, **25**(6), 1543-1550 [cit. 2017-07-21]. DOI: 10.1007/s12206-011-0408-x. ISSN 1738-494x. Dostupné z: <http://link.springer.com/10.1007/s12206-011-0408-x>
- [151] FAN, X, I MASTERS, R ROY a D WILLIAMS. Simulation of distortion induced in assemblies by spot welding. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture* [online]. 2007, **221**(8), 1317-1326 [cit. 2018-01-17]. DOI: 10.1243/09544054JEM782. ISSN 0954-4054. Dostupné z: <http://journals.sagepub.com/doi/10.1243/09544054JEM782>
- [152] NODEH, I. Ranjbar, S. SERAJZADEH a A.H. KOKABI. Simulation of welding residual stresses in resistance spot welding, FE modeling and X-ray verification. *Journal of Materials Processing Technology* [online]. 2008, **205**(1-3), 60-69 [cit. 2018-01-17]. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2007.11.104. ISSN 0924-0136. Dostupné z: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0924013607011089>
- [153] NIED, H.A. The finite element modeling of the resistance spot welding process. *Welding Journal*. American Welding Society, 1984, (), 123-132. ISSN 0043-2296.
- [154] SHEIKHI, M., M. VALAEE TALE, GH. R. USEFIFAR a Arash FATTAH-ALHOSSEINI. Thermal Modeling of Resistance Spot Welding and Prediction of Weld Microstructure. *Metallurgical and Materials Transactions A* [online]. 2017, **48**(11), 5415-5423 [cit. 2018-01-18]. DOI: 10.1007/s11661-017-4314-4. ISSN 1073-5623. Dostupné z: <http://link.springer.com/10.1007/s11661-017-4314-4>
- [155] BURGET, S. a S. SOMMER. Modeling of deformation and failure behavior of dissimilar resistance spot welded joints under shear, axial and combined loading conditions. In: *13th International Conference on Fracture 2013: ICF 2013* [online]. Chinese Society of Theoretical and Applied Mechanics, 2013, s. 1589-1600 [cit. 2017-08-14].
- [156] SHEN, J., Y. S. ZHANG a X. M. LAI. Influence of initial gap on weld expulsion in resistance spot welding of dual phase steel. *Science and Technology of Welding and Joining* [online]. 2013, **15**(5), 386-392 [cit. 2018-01-17]. DOI: 10.1179/136217110X12693513264213. ISSN 1362-1718. Dostupné z: <http://www.tandfonline.com/doi/full/10.1179/136217110X12693513264213>
- [157] MOOS, Sandro a Enrico VEZZETTI. Compliant assembly tolerance analysis: guidelines to formalize the resistance spot welding plasticity effects. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* [online]. 2012, **61**(5-8), 503-518 [cit. 2018-01-17]. DOI: 10.1007/s00170-011-3729-0. ISSN 0268-3768. Dostupné z: <http://link.springer.com/10.1007/s00170-011-3729-0>
- [158] KAARS, J., K. KOPPE, W. GEORGI a P. MAYR. Transition resistance of 22MnB5+AS150—experimental results and their numerical application. *Welding in the World* [online]. International Institute of Welding, 2017, , - [cit. 2018-01-17]. DOI: 10.1007/s40194-017-0520-3. ISSN 0043-2288. Dostupné z: <http://link.springer.com/10.1007/s40194-017-0520-3>
- [159] ČSN EN ISO 14273 (051112). *Odporové svařování - Destruktivní zkoušky svarů - Rozměry vzorku a postup pro zkoušení stříhem odporových bodových, švových a výstupkových svarů*. Praha: ÚNMZ,

2016.

- [160] MATOUŠEK, Jan. *Nedestruktivní kontrola bodových svarů v automobilovém průmyslu*. Praha, Advanced Technology Group s. r. o., 2016.
- [161] ČSN EN ISO 14577-1 (420378). *Kovové materiály - Instrumentovaná vnikací zkouška stanovení tvrdosti a materiálových parametrů - Část 1: Zkušební metoda*. ÚNMZ, 2016.
- [162] ČSN EN ISO 14327. *Odporové svařování - Způsoby určení diagramu oblasti svařování při odporovém bodovém, výstupkovém a švovém svařování*. Praha: ÚNMZ, 2005.
- [163] ČSN EN ISO 14270 (051110). *Odporové svařování - Destruktivní zkoušky svarů - Rozměry vzorku a postup pro mechanizované odlupovací zkoušení odporových bodových, švových a výstupkových svarů*. Praha: ÚNMZ, 2016.
- [164] KOLAŘÍKOVÁ, M., R. CHOTĚBORSKÝ, M. HROMASOVÁ a M. LINDA. **Characteristics of Al-Si Coating on Steel 22mnb5 Depending on the Heat Treatment**. In: *Technological forum 2018 Book of Proceeding*. Jaroměř, 2018, s. 101-104. ISBN 978-80-87583-26-5.
- [165] KRAMAR, T., P. VONDROUS, M. KOLARIKOVA, K. KOVANDA, L. KOLARIK a M. ONDRUSKA. **RESISTANCE SPOT WELDING OF MAGNESIUM ALLOY AZ61**. *MM Science Journal* [online]. 2015, 2015(01), 596-599 [cit. 2019-04-27]. DOI: 10.17973/MMSJ.2015_03_201512. ISSN 18031269. Dostupné z: <http://www.mmscience.eu/march-2015.html#201512>
- [166] KOLAŘÍKOVÁ, M., L. KOLAŘÍK, L. FOREJTOVÁ, T. KRAMÁR a J. SOVA. **Effect of resistance spot welding parameters on dc06 steel weld spot quality**. In: *Metal 2018 Conference proceedings*. 1st. Ostrava: TANGER, 2018, s. 730-735. ISBN 978-80-87294-84-0.
- [167] PETR-SOINI, J., P. KEJZLAR, V. KUČERA, J. JANOVEC a M. KOLAŘÍKOVÁ. **Influence of Heat Treatment on Al-Si Coating Chemical Composition**. In: *Metal 2018 Conference proceedings*. 1st. Ostrava: TANGER, 2018, s. 985-989. ISBN 978-80-87294-84-0.
- [168] NEUMANN, Heinz a Jiří FORMAN. **Příspěvek k hodnocení kvality bodových odporových svarů žárově pohlínkovaných ocelových plechů**. *Zváranie*. Bratislava: Alfa, 1990, 39(), 134-138. ISSN 0044-5525.
- [169] KIM, Yang Do, Chang-Wook JI, Ildong CHOI a Yeong-Do PARK. **Study on Coating Melting Behavior on Weld Growth Mechanism for Al-Si coated Hot-Stamped Boron Steels in Resistance Spot Welding**. *Korean Journal of Metals and Materials* [online]. 2014, 52(11), 931-941 [cit. 2019-05-01]. DOI: 10.3365/KJMM.2014.52.11.931. ISSN 1738-8228. Dostupné z: http://210.101.116.102/journal_korea/detail_01.asp?a_key=3272036
- [170] JI, Chang-Wook, Ilguk JO, Hyunju LEE, Il-Dong CHOI, Yang DO KIM a Yeong-Do PARK. **Effects of surface coating on weld growth of resistance spot-welded hot-stamped boron steels**. *Journal of Mechanical Science and Technology* [online]. 2014, 28(11), 4761-4769 [cit. 2017-07-21]. DOI: 10.1007/s12206-014-1043-0. ISSN 1738-494x. Dostupné z: <http://link.springer.com/10.1007/s12206-014-1043-0>
- [171] CHEON, Joo Yong, Vijeesh VIJAYAN, Sivaprasad MURGUN, Yeong Do PARK, Jae Hun KIM, Ji Young YU a Changwook JI. **Optimization of pulsed current in resistance spot welding of Zn-coated hot-stamped boron steels**. *Journal of Mechanical Science and Technology* [online]. 2019, 33(4), 1615-1621 [cit. 2019-05-01]. DOI: 10.1007/s12206-019-0313-2. ISSN 1738-494X. Dostupné z: <http://link.springer.com/10.1007/s12206-019-0313-2>
- [172] WANG, Kai, Zhongxiang GUI, Peixing LIU, Yilin WANG a Yisheng ZHANG. **Cracking Behavior of Al-Si Coating on Hot Stamping Boron Steel Sheet**. *Procedia Engineering* [online]. 2014, 81, 1713-1718

[cit. 2019-05-01]. DOI: 10.1016/j.proeng.2014.10.218. ISSN 1877-7058. Dostupné z:
<https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S1877705814014970>

[173] KOLAŘÍK, L., M. KOLAŘÍKOVÁ, L. FOREJTOVÁ a J. SOVA. Termovizní kontrola svarových spojů. MM Průmyslové spektrum. MM Publishing, 2017, (3, -. ISSN 1212-2572.

[174] S-in motion® steel solutions. *Arcelor Mittal* [online]. Aware, 2015 [cit. 2017-11-19]. Dostupné z:
http://automotive.arcelormittal.com/Sinmotion/S-in_motionOverview/S-in_motion

[175] COTTRELL, Alan. *Základy fyziky kovov*. 1. vyd. Bratislava: Slovenské vydavateľstvo technickej literatúry, 1962. Edícia strojárскеj literatúry (SVTL).