



ZÁPADOČESKÁ UNIVERZITA V PLZNI

FAKULTA STROJNÍ

KATEDRA MATERIÁLU A STROJÍRENSKÉ METALURGIE

DISERTAČNÍ PRÁCE

PLZEŇ 2013

Ing. Aleš Franc



ZÁPADOČESKÁ UNIVERZITA V PLZNI

FAKULTA STROJNÍ

KATEDRA MATERIÁLU A STROJÍRENSKÉ METALURGIE

DISERTAČNÍ PRÁCE

k získání akademického titulu doktor
v oboru

MATERIÁLOVÉ INŽENÝRSTVÍ A STROJÍRENSKÁ METALURGIE

Metalurgicko-technologické aspekty spojování hliníkových slitin s ocelí

Autor: Ing. Aleš Franc

Školitel: doc. Ing. Jan Kalous, CSc.

PLZEŇ 2013

© 2013 Západočeská univerzita v Plzni

Prohlášení

Předkládám k hodnocení disertační práci na téma: „Metalurgicko-technologické aspekty spojování hliníkových slitin s ocelí“, vypracovanou na závěr svého studia doktorského studijního programu v oboru: „Materiálové inženýrství a strojírenská metalurgie“ na Fakultě strojní Západočeské univerzity v Plzni.

Prohlašuji, že jsem předloženou disertační práci vypracoval samostatně s využitím uvedené literatury a bibliografických odkazů. Práce byla tvořena v souladu s předpisy pro vypracování disertačních prací.

Předložená disertační práce je duševním vlastnictvím autora, Západočeské univerzity v Plzni, jejíž souhlas podmiňuje využití výsledků této práce.

Disertační práce byla řešena s využitím přístrojové techniky projektu CENTEM s registračním číslem CZ.1.05/2.1.00/03.0088, který je spolufinancován z ERDF v rámci programu MŠMT OP VaVpl.

V Plzni dne 30.10.2013

.....
Podpis

Poděkování

Rád bych poděkoval své rodině a přítelkyni Karolině za podporu při doktorském studiu a tvorbě této disertační práce. Můj dík patří všem kolegům z Katedry materiálu a strojírenské metalurgie a rovněž vedoucímu katedry prof. Ing. Václavu Mentlovi, CSc. za pomoc a cenné konzultace.

Nemalé poděkování patří mému školiteli doc. Ing. Janu Kalousovi, CSc. za všestrannou podporu mé vědecké činnosti.

Mé zvláštní poděkování náleží radě pracovníků společností Fronius, SSAB, Nové technologie - výzkumné centrum, Comtes FHT a Výzkumný a zkušební ústav Plzeň. Jejich ochotná spolupráce napomohla vzniku této disertační práce.

Anotace

Disertační práce se věnuje metalurgicko-technologickým aspektům spojování hliníkových slitin s ocelí. Práce poskytuje ucelený pohled na aktuálně řešenou problematiku tvorby těchto heterogenních spojů a dává ji do souvislosti s analýzou jejich vlastností. Rozsáhlý experimentální program shrnuje výsledky autorovy více než pětileté odborné činnosti v oblasti svařování a příbuzných procesů.

Disertační práce je rozdělena do tří hlavních částí.

První, teoretická část se věnuje popisu spojování hliníkových slitin s ocelí a to jak z pohledu technologického, tak materiálového. Zdůrazňuje klíčové odlišnosti této problematiky ve vztahu k tvorbě homogenních spojů. V této části práce je rovněž proveden rozbor technologií, jejichž další intenzivní výzkum a vývoj může vést k úspěšnému vyřešení specifických problémů svařitelnosti hliníkových slitin s ocelí. Největší pozornost je věnována modifikaci MIG svařování, která dle autora práce představuje perspektivní technologii.

Ve druhé, experimentální části práce je proveden výběr základních materiálů a přídavného materiálu. Na základě plánu experimentu jsou vytvořeny spoje hliníkové slitiny s ocelí v různých technologických variantách. Proces spojování je detailně monitorován a analyzován z pohledu klíčových parametrů ovlivňujících výslednou jakost spojů.

Třetí část práce je věnována tvorbě experimentálních zkušebních vzorků v materiálově-technologických variantách. Vzorky jsou následně podrobeny komplexní analýze za využití moderních přístupů a metod z oblasti destruktivních i nedestruktivních zkoušek.

Práci uzavírá kapitola vyhodnocení a shrnutí dosažených výsledků experimentu. V závěru jsou rovněž předloženy náměty pro další výzkum spojování hliníkových slitin s ocelí.

Klíčová slova

spoj hliníkové slitiny s ocelí, modifikace MIG svařování

Annotation

The Dissertation Work is devoted to metallurgy-technological aspects of aluminium alloys joining with steel. The Work provides a comprehensive view of currently solved problem area to create those heterogeneous joints and puts it into connection with analysis of their characteristics. An extensive experimental programme summarizes results of the author's professional activities in the welding area and related processes lasting more than five years.

The Dissertation Work is split into three main parts.

The first one, theoretical part involves description of aluminium alloys joining with steel looking at both technology processes and material composition. It emphasizes crucial dissimilarities of that problem area in relation to creation of homogeneous joints. In this part of the Work an analysis of technologies is also performed whose further intensive research and development may be directed to a successful solution of specific weldability problems of aluminium alloys with steel. The biggest attention has been devoted to the MIG welding modification which according to the author's work represents a prospective technology.

In the second part, the experimental one of the Work a selection of parent materials and filler material has been made. On grounds of the plan of experiment the aluminium alloys joints with steel in various technological variants are created. The joining process is monitored in detail and analyzed from point of view of crucial parameters influencing the resultant quality of joints.

The third part of the Work is devoted to creation of any experimental test specimens in material-technological variants. The specimens are subsequently put through a complex analysis while using up-to-date approaches and methods of destructive and non-destructive tests.

The Work concludes by an assessment and summary chapter that describes the experiment achieved results. Topics for further research of the aluminium alloys joints with steel are also presented in the conclusion.

Keywords

Aluminium alloy joint with steel, MIG welding modification

Obsah

ÚVOD	14
1 HLINÍK A JEHO SLITINY.....	16
1.1 Základní vlastnosti hliníku	17
1.2 Problematika svařování hliníku a jeho slitin	18
1.2.1 Oxidická vrstva.....	19
1.2.2 Vodíková křehkost.....	20
1.2.3 Trhliny za horka	21
1.2.4 Svařitelnost slitin Al-Mg-Si (řada 6000 pro tvářeni).....	22
2 NÍZKOLEGOVANÉ DUÁLNÍ OCELI.....	28
3 HETEROGENNÍ SPOJE HLINÍK – OCEL.....	32
3.1 Vybrané technologie pro spojování hliníku s ocelí	36
3.1.1 Friction Stir Welding (FSW).....	36
3.1.2 Laserové svařování (LBW).....	39
3.1.3 Modifikace MIG – Cold Metal Transfer (CMT).....	41
4 EXPERIMENTÁLNÍ PROGRAM	50
4.1 Charakteristika experimentálního programu	50
4.2 Cíle experimentálního programu.....	50
4.3 Zavedení označení vzorků	52
4.4 Nejistoty měření	53
4.4.1 Základní pojmy	53
4.4.2 Nejistota typu A.....	54
4.4.3 Nejistota typu B.....	55
4.4.4 Stanovení nejistoty odhadu hodnoty výstupní veličiny	55
5 EXPERIMENTÁLNÍ PROGRAM 1	57
5.1 Specifikace základních a přídatných materiálů	57
5.1.1 Hliníková slitina	57
5.1.2 Ocel.....	59
5.1.3 Přídatný materiál	60
5.1.4 Shrnutí	61
5.2 Specifikace technologie	61
5.2.1 Svařovací zařízení	62
5.2.2 Určení hlavních a vedlejších technologických parametrů.....	63
5.2.3 Shrnutí	68
5.3 Úvod do analýzy spojů.....	68
5.4 Analýza svařovacího proudu a napětí, výpočet tepelného příkonu do spoje.....	69
5.4.1 Specifikace zařízení a metodiky měření.....	69
5.4.2 Výběr a zpracování měřených dat	70
5.4.3 Vyhodnocení.....	72
5.4.4 Výpočet tepelného příkonu do spoje	78
5.5 Analýza přestupu kovu přídatného materiálu do tavné lázně	81
5.5.1 Specifikace zařízení a metodiky měření.....	81
5.5.2 Vyhodnocení.....	82

Seznam obrázků

Obr. 1: Použití oceli a hliníku v konstrukci automobilu – Audi TT [3]	14
Obr. 2: Vývoj globální produkce hliníku [4].....	16
Obr. 3: Komponenta automobilu svařená technologií „laser-tandem-hybrid“ [10]	17
Obr. 4: Rozpuštěnost vodíku v hliníku [21]	21
Obr. 5: Vliv legujících prvků na vznik trhlin za horka [20,21,25,26]	22
Obr. 6: Kvazibinární řez ternárním diagramem Al-Mg-Si [5].....	23
Obr. 7: Vliv tepelného příkonu do spoje [13].....	25
Obr. 8: TOO svaru slitiny EN AW-6061 T6 a T4 [13].....	26
Obr. 9: Mikrostruktura DP oceli, TEM [32]	28
Obr. 10: Závislost meze kluzu na celkovém prodloužení vybraných ocelí [34].....	29
Obr. 11: Schematické znázornění zpevnění DP ocelí – „Bake Hardening“ [35]	30
Obr. 12: Rozložení segregovaných atomů uhlíku okolo dislokace [36].....	31
Obr. 13: Binární fázový diagram Fe-Al [51]	33
Obr. 14: Morfologie intermetalických fází $FeAl_3$ a Fe_2Al_5 na rozhraní Al a Fe [54]	34
Obr. 15: Princip metody FSW	37
Obr. 16: Makrostruktura příčného řezu FSW svaru [58].....	38
Obr. 17: Přeplátovaný spoj oceli a hliníku	43
Obr. 18: Schéma robotizovaného pracoviště technologie CMT [71]	44
Obr. 19: Blokové schéma řízení procesu CMT [71]	44
Obr. 20: Zkratový přestup kovu technologie CMT [75].....	46
Obr. 21: Zkratový přestup kovu technologie CMT, časový detail [75].....	46
Obr. 22: Průběh svařovacího napětí a proudu jedné pracovní fáze CMT [75].....	47
Obr. 23: Rozhraní pájeného spoje, CMT [48].....	48
Obr. 24: Schematické znázornění prací experimentálního programu	52
Obr. 25: Základní materiál, plech hliníkové slitiny EN AW-6082, T4.....	58
Obr. 26: Robotizované pracoviště Motoman s technologií MIG/MAG (CMT)	62
Obr. 27: Vzorek pro testování hlavních a vedlejších svařovacích parametrů	64
Obr. 28: Pozice svařovacího hořáku, na obrázku zachycena pozice +35° od vertikály	65
Obr. 29: Schematické znázornění uspořádání plechů pro spojení.....	66
Obr. 30: Přeplátovaný spoj, uspořádání a materiály	66
Obr. 31: Pozice svařovacího hořáku vůči plechům	67
Obr. 32: Test vyosení hořáku, Wfs3,5	67
Obr. 33: Plán dalších fází experimentálního programu 1	69
Obr. 34: Postup vyhodnocení průběhu svařovacího proudu a napětí.....	70
Obr. 35: Snímek obrazovky osciloskopu, Wfs2,5	71
Obr. 36: Oblasti analýzy elektrického napětí a proudu	71
Obr. 37: Průběh svařovacího napětí a proudu, Wfs3,2.....	73
Obr. 38: Detail svařovacího napětí a proudu, Wfs3,2.....	73
Obr. 39: Velikost svařovacích proudů specifických oblastí	75
Obr. 40: Poměr svařovacích proudů $Peak\ max/Bg\ wsc$	76
Obr. 41: Trvání specifických fází svařovacího proudu.....	76

Obr. 42: Poměr časů, Peak max/Bg.....	77
Obr. 43: Svařovací napětí specifických fází	77
Obr. 44: Velikost tepelného příkonu pro jednotlivé varianty Wfs	80
Obr. 45: Schematické uspořádání měřicí aparatury HSV	82
Obr. 46: Snímek záznamu HSV ve fázi pulzního proudu, Wfs4,2	83
Obr. 47: HSV varianty Wfs4,2 v návaznosti na průběh svařovacího proudu a napětí	83
Obr. 48: Schematické znázornění uspořádání termografického měřicího systému	86
Obr. 49: Svrchní strana ocelového plechu, vlevo; otvory pro umístění termočlánků, vpravo	87
Obr. 50: Teplotní pole, Wfs3,0.....	88
Obr. 51: Průběh teplot v měřených bodech plechu hliníkové slitiny, Wfs3,0.....	89
Obr. 52: Průběh teplot v měřených bodech oceli, Wfs3,0.....	89
Obr. 53: Maximální teploty v měřených bodech plechu hliníkové slitiny, Wfs3,0; 3,5 a 4,0.....	90
Obr. 54: Maximální teploty v měřených bodech ocelového plechu, Wfs3,0; 3,5 a 4,0	91
Obr. 55: Teplotní pole, Wfs3,0; zdola	92
Obr. 56: Průběh teplot v měřených bodech plechu hliníkové slitiny, Wfs3,0; zdola	92
Obr. 57: Průběh teplot v měřených bodech oceli, Wfs3,0; zdola	93
Obr. 58: Maximální teploty v měřených bodech plechu hliníkové slitiny, Wfs3,0; 3,5 a 4,0; zdola	94
Obr. 59: Maximální teploty v měřených bodech ocelového plechu, Wfs3,0; 3,5 a 4,0; zdola.....	94
Obr. 60: Porovnání průběhu teplot, Wfs3,0	95
Obr. 61: Schematické znázornění experimentálního programu 2	97
Obr. 62: Dekoheze vzorku Wfs2,5T6	99
Obr. 63: Vzorek Wfs3,2T4	99
Obr. 64: Kresba svarových housenek jednotlivých variant Wfs.....	100
Obr. 65: Dekoheze spojovaných materiálů, Wfs3,5T6.....	101
Obr. 66: Zkušební vzorek Wfs3,5T6 po uplynutí času hodnocení.....	103
Obr. 67: Zkušební vzorek Wfs4,5T4 po uplynutí času hodnocení.....	104
Obr. 68: Schematické znázornění rozřezového plánu vytvořených vzorků	105
Obr. 69: Makrostruktura spoje Wfs3,0	107
Obr. 70: Makrostruktura spojů	108
Obr. 71: Měřené oblasti geometrie příčného řezu spoje	109
Obr. 72: Geometrie spojů v příčném řezu	110
Obr. 73: Mikrostruktura hliníkové slitiny EN AW-6082.....	111
Obr. 74: Mikrostruktura DP oceli.....	111
Obr. 75: EBSD mapa základního materiálu EN AW-6082, T4	112
Obr. 76: Oblast špičky a kořene spoje	113
Obr. 77: Struktura rozhraní spoje Wfs3,5 svarový kov vlevo, ocel vpravo	113
Obr. 78: Špička spoje Wfs3,5	114
Obr. 79: Kořen spoje vzorku Wfs3,5	114
Obr. 80: Rozhraní svarového kovu a oceli, vzorku Wfs3,5.....	115
Obr. 81: Struktura intermetalické vrstvy, Wfs3,5	116
Obr. 82: Struktura intermetalické vrstvy, Wfs3,5 detail	116
Obr. 83: EDS mapa prvkového složení vzorku Wfs3,5	117
Obr. 84: Schematické uspořádání mikro-CT	120
Obr. 85: Schematické znázornění rovin řezů vůči vzorku	121

Obr. 86: Řez rovinou pájeného spoje, Wfs3,5T6	122
Obr. 87: Řez středem spoje Wfs3,5T6	122
Obr. 88: Řez podpovrchové vrstvy spoje, Wfs3,5T6	123
Obr. 89: Řez podpovrchové vrstvy spoje, detail	124
Obr. 90: Umístění vtisků	125
Obr. 91: Průběh tvrdosti rozhraní spoje, Wfs3,5T6	126
Obr. 92: Umístění linie vtisků zkoušky mikrotvrdosti	127
Obr. 93: Tvrdost základních materiálů a svarového kovu.....	128
Obr. 94: Průběh mikrotvrdosti spojů, základní materiál ve stavu T4.....	129
Obr. 95: Průběh mikrotvrdosti spojů, základní materiál ve stavu T6.....	130
Obr. 96: Teplotní cykly pro oblasti konců TOO pro různé Wfs	131
Obr. 97: Mechanické charakteristiky základních materiálů.....	133
Obr. 98: Smluvní diagram zkoušky tahem základních materiálů	133
Obr. 99: Typy porušení zkušebních těles	134
Obr. 100: Zkušební tělesa vybraných variant a jejich typ porušení	135
Obr. 101: Maximální zatížení spojů	135
Obr. 102: Graf maximálního zatížení vs. poměrné prodloužení, Wfs3,5T6	136
Obr. 103: Závislost I_{sv} na Q_{sv} pro jednotlivé varianty Wfs.....	139
Obr. 104: Závislost Q_{sv} na T_{max} a tloušťce vrstvy IMF pájeného spoje	140
Obr. 105: Závislost Q_{sv} na tloušťce vrstvy IMF pro jednotlivé varianty Wfs	143
Obr. 106: Závislost Q_{sv} na poklesu HV 0,05 v TOO hliníkové slitiny	144

Seznam tabulek

Tab. 1: Fyzikální vlastnosti hliníku [5]	17
Tab. 2: Značení hliníku a jeho slitin	18
Tab. 3: Koncentrační rozsahy prvků slitin Al-Mg-Si	23
Tab. 4: Vybrané vlastnosti hliníkové slitiny EN AW-6082, T6; oxidu Al_2O_3 a nízkouhlíkové oceli	27
Tab. 5: Uspořádání fází binárního systému Fe-Al	32
Tab. 6: Tvrdost HV 1 intermetalických fází systému Fe-Al [38,47,52]	33
Tab. 7: Chemické složení a základní mechanické vlastnosti hliníkové slitiny EN AW-6082	58
Tab. 8: Chemické složení a základní mechanické vlastnosti DP oceli	59
Tab. 9: Drsnost povrchu ocelových plechů	60
Tab. 10: Chemické složení přídatného materiálu a jeho základní mechanické vlastnosti	61
Tab. 11: Střední hodnoty svařovacího proudu (I_{sv}) a svařovacího napětí (U_{sv}) pro Wfs	64
Tab. 12: Vyhodnocení svařovacího napětí a proudu zkoumaných technologických variant	74
Tab. 13: Časy cyklů svařovacího proudu	75
Tab. 14: Tepelný příkon pro jednotlivé varianty Wfs	80
Tab. 15: Počet přestoupených kapek vs. počet pulzů svařovacího proudu za 1 sekundu	84
Tab. 16: Materiálově-technologické varianty pro tvorbu zkušebních vzorků	98
Tab. 17: Výsledky hodnocení spojů s pozinkovanou ocelí	100
Tab. 18: Výsledky hodnocení spojů s nepozinkovanou ocelí	101
Tab. 19: Výsledky hodnocení kapilární zkoušky	104
Tab. 20: Geometrie spojů v příčném řezu	109
Tab. 21: Výsledky hodnocení velikosti zrna základních materiálů a podílu fází oceli	112
Tab. 22: Výsledky mikroanalýz vybraných oblastí spoje, EDS	115
Tab. 23: Výsledky mikroanalýzy EDS zvolených oblastí IMF	118
Tab. 24: Výsledky měření tloušťky IMF	119
Tab. 25: Lokální minima tvrdostí HV 0,05	130

Seznam vybraných zkratk

A/D	Analog/Digital
AC/DC	Alternating Current/Direct Current
AHSS	Advanced High Strength Steels
ANSI	American National Standards Institute
APT	Atom Probe Tomography
BH	Bake Hardening
CMT	Cold Metal Transfer
ČSN	Česká soustava norem
DP	Dual phase
DSPu	Digital Signal Processing unit
EBSD	Electron Backscatter Diffraction
EDX	Energy Dispersive Spectroscopy
F, M, RA	Ferit, Martenzit, Retained Austenite
FSW	Friction Stir Welding
FZ	Fúzní zóna (hranice natavení)
GMAW	Gas Metal Arc Welding
HSV	High Speed Video
I/O	Input/Output
IMF	Intermetalická fáze
IR	Infrared
kS/s	kilosample/second
LBW	Laser Beam Welding
LEI	Lower secondary Electron Image
MAG	Metal Active Gas (welding)
MIG	Metal Inert Gas (welding)
NDT	Non-Destructive Testing
OSC	Osciloskop
PM	Přídavný materiál
px	Pixel
ROB	Robot
RSW	Resistance Spot Welding
T4	Stav hliníkové slitiny definovaný normou ČSN EN 515
T6	Stav hliníkové slitiny definovaný normou ČSN EN 515
TC	ThermoCouple
TCP	Tool Center Point
TIG	Tungsten Inert Gas (welding)
TMOO	Termomechanicky ovlivněná oblast
TOO	Teplem ovlivněná oblast
™	Trade Mark
VT, PT	Visual Testing, Penetrant Testing
Wfs	Wire feed speed
ZM	Základní materiál

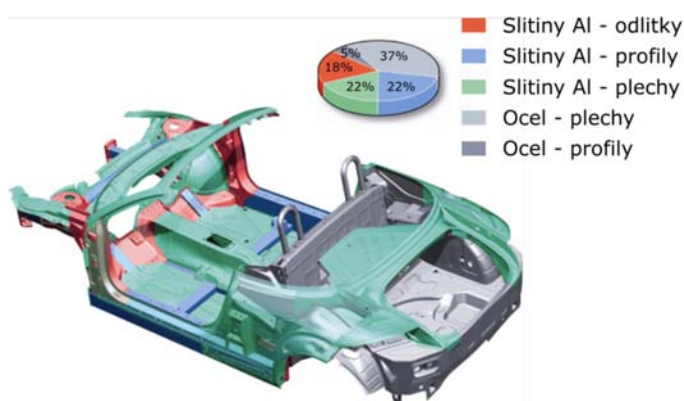
Úvod

Dynamický vývoj moderních materiálů přináší v současné době zvýšené nároky na strojírenské technologie. Do popředí se dostávají otázky, jak dosáhnout vysoké efektivity procesu zpracování těchto materiálů s ohledem na minimální degradaci jejich mnohdy speciálních vlastností. Transformace vstupního polotovaru za použití moderních strojírenských technologií je tak klíčovým faktorem k dosažení jakostních výrobků, které plně využívají potenciál materiálu, ze kterého jsou zhotoveny.

Technologie svařování patří mezi přední odvětví strojírenského průmyslu. Hnací silou vývoje technologií svařování je potřeba spojovat materiály ekonomicky efektivně, ekologicky a kvalitně tak, aby byly splněny zvyšující se technické a legislativní nároky. Toho lze dosáhnout pouze využíváním nových poznatků z mnoha vědních disciplín jako je metalurgie, chemie, fyzika, elektronika, výpočetní technika a další. Technologie svařování je v 21. století značně komplexní a multidisciplinární vědní odvětví.

V důsledku specifických požadavků na součásti a konstrukce různých zařízení nabývá na významu svařování, tj. tvorba nerozebíratelného spojení kovových materiálů odlišujících se svými fyzikálními a chemickými vlastnostmi. Obecně známé jsou aplikace heterogenních spojů ocelí různých strukturních bází využívaných především v energetickém, elektrotechnickém, chemickém a petrochemickém průmyslu. Koncem 20. století vznikla potřeba úspěšně řešit problematiku svařování hliníku s ocelí. Tento podnět vyvstal především z oblasti konstrukce automobilů, viz Obr. 1. Moderní osobní automobily obsahují až 60 % ocelí, které byly vyvinuty v posledních pěti letech [1], a více než 11 % hliníkových slitin [2].

Vývoj svařovacích technologií umožňujících jakostní spojení těchto značně fyzikálně a chemicky odlišných materiálů je tedy klíčový pro realizaci konceptu ekologického, bezpečného a v neposlední řadě komfortního automobilu.



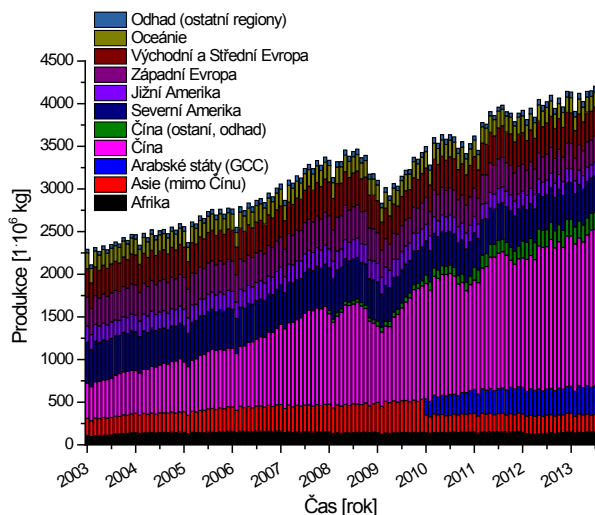
Obr. 1: Použití oceli a hliníku v konstrukci automobilu – Audi TT [3]

Problematika svařitelnosti heterogenních spojů hliníku a oceli je specifická svou komplexností. Dekompozice a rozbor jednotlivých dějů, které se při procesu svařování

odehrávají, pomáhají pochopit tuto problematiku. Porozumění komplikovaným vazbám mezi těmito ději vyžaduje provádět rozsáhlé experimentální práce. Ověřené postupy a principy pak mohou být využity jako základ pro další výzkum. V případě užití moderních metod svařování je potřeba získávání těchto znalostí rovněž velmi důležitá, protože může otevřít další dosud nerealizované aplikační možnosti. Řešení svařitelnosti heterogenních spojů hliníku s ocelí tedy nutně vychází z výzkumu a praktických zkušeností se svařitelností homogenních spojů těchto materiálů.

1 Hliník a jeho slitiny

Hliník je po kyslíku a křemíku třetím nejrozšířenějším prvkem na Zemi. Z pohledu celosvětové produkce se v současné době řadí mezi nejvýznamnější neželezný kov, ačkoliv jeho průmyslová výroba nemá dlouhodobou historii, jako je tomu například u oceli. Význam tohoto kovu je patrný ve stále narůstající globální produkci surového hliníku určeného pro další zpracování, viz Obr. 2.



Obr. 2: Vývoj globální produkce hliníku [4]

Z mnoha výzkumných prací je zřejmé, že vývoj hliníkových slitin stále pokračuje a nelze jej považovat za uzavřený. Pozornost je soustředěna především do oblasti zvyšování užitných vlastností těchto materiálů metodami optimalizace termomechanického zpracování (TMZ), vytvářením ultrajemných struktur extrémními deformacemi a modifikováním konvenčních slitin z pohledu chemického složení. Hnací silou vývoje hliníkových slitin a jejich zpracování je především dopravní průmysl, konkrétně letectví a kosmonautika, automobilový průmysl a výroba kolejových vozidel. Dopravní průmysl je současně vůbec nejvýznamnějším spotřebitelem hliníkových slitin [5].

Pro své specifické vlastnosti je hliník a jeho slitiny v současnosti, v globálním měřítku, druhým nejpoužívanějším kovovým konstrukčním materiálem.

Protože technologie svařování úzce souvisí s celosvětovými trendy užívání materiálů a jejich kombinací, logicky tak vyvstává nutnost provádět výzkum a vývoj v těchto oblastech. Úspěšné řešení problematiky svařování moderními metodami dává širší možnosti pro konstrukční návrhy a výrobu, viz Obr. 3.



Obr. 3: Komponenta automobilu svařená technologií „laser-tandem-hybrid“ [10]

1.1 Základní vlastnosti hliníku

Hliník má kubickou plošně centrovanou mřížku K12, která předurčuje jeho dobrou tažnost. Pevnostní vlastnosti hliníku o vysoké čistotě však nejsou pro běžné konstrukce použitelné. Například velmi čistý hliník (99,999 hm. % Al) má ve vyžíhaném stavu mez pevnosti pouze $R_m = 40$ až 50 MPa a tažnost $A = 70$ až 90 % [5].

Fyzikální vlastnosti hliníku jsou uvedeny v Tab. 1.

Tab. 1: Fyzikální vlastnosti hliníku [5]

Vlastnost	Hodnota
Mřížka	K12
Parametr mřížky	$a = 0,404958$ nm
Hustota	$2,6989$ g.cm ⁻³ (při 20 °C)
Teplota tavení	660,4 °C
Teplota varu	2494 °C
Tepelná vodivost	247 W.m ⁻¹ (při 25 °C)
Elektrická vodivost	62% IACS (Al 99,8)
	65 – 66% IACS (Al 99,999+)
Latentní teplo tavení	397 kJ.kg ⁻¹
Latentní teplo varu	$10,78$ MJ.kg ⁻¹
Atomová hmotnost	26,98154
Objemová změna při krystalizaci	6,5 %
Specifické teplo	$0,900$ kJ/kg.K (při 25 °C)
	$1,18$ kJ/kg.K (při 660,4 °C)
Spalné teplo	$31,05$ MJ/kg
Elektrický odpor	$26,2$ nΩ.m (Al 99,999+ při 20 °C)
	$26,55$ nΩ.m (Al 99,8 při 20 °C)

Hliníkové slitiny naopak nabízejí podstatně širší aplikační využití díky různorodým vlastnostem jednotlivých typů – řad hliníku. Pro snadnou orientaci v označování hliníku a jeho slitinách se v České republice používají v současné době platné normy ČSN EN 573-1 až 3 [6,7,8] (hliníky pro tváření) a ČSN EN 1706 [9] (hliníky pro odlitky). Příklady označení dvou různých hliníkových materiálů dle relevantních výše zmíněných norem jsou uvedeny v Tab. 2.

Tab. 2: Značení hliníku a jeho slitin

Označení slitin dle ČSN EN 573-1 a ČSN EN 573-2	
číselné značení	chemické značení
EN AW-1050A	EN AW-Al 99,5
EN AW-6082	EN AW- AlSi1MgMn

1.2 Problematika svařování hliníku a jeho slitin

Spojení dvou těles v pevném stavu nastane, pokud jsou v ideálním vzájemném kontaktu a je jim dodána aktivační energie pro překonání bariéry potenciální energie soustavy atomů povrchových vrstev [11,12]. Pro vzájemný kontakt povrchů na úrovni meziatomových vzdáleností v celé jejich ploše je vyžadována rovinnost těchto povrchů, kterou nelze současnými metodami mechanického opracování dosáhnout. Pro zhotovení svarového spoje těles v pevném stavu je tedy obecně využíváno tlaku, který způsobí vzájemnou deformaci výstupků povrchů a umožní jejich dostatečný kontakt. Každý průmyslově zpracovaný materiál je exponován vzdušné atmosféře a je ve větší či menší míře povrchově ovlivněn reakcemi, například s kyslíkem, vodní párou, oxidem uhličitým a uhlovodíky. Produkty těchto reakcí obecně znesnadňují vzájemné spojení materiálů [13]. Aktivační energie, kterou je nutné pro spojení materiálů užít, je tedy významná a je dodávána ve formě termické, mechanické nebo radiační energie. Obecně platí, že zvýšení teploty podporuje všechny procesy, které napomáhají ke vzniku svarového spoje jak monokrystalů, tak i polykrystalických kovových látek [14]. Nadměrné zvyšování teploty během procesu svařování však vede ke zvýšené degradaci fyzikálně chemických vlastností spojovaných materiálů.

Svařováním kovů a jejich slitin vznikají nerozebíratelná spojení pomocí soustředěného tepla, nebo tlaku, případně obojím, a s použitím, nebo bez použití přídatného materiálu stejného či odlišného chemického složení jako spojované materiály. Spojení nastane působením meziatomových sil, vazeb na teplem, nebo tlakem aktivovaných plochách, které jsou v oblasti svařování v roztaveném, nebo plastickém stavu [14].

Jak je obecně známé, svařitelnost je komplexní charakteristika, na kterou je nahlíženo ze tří základních hledisek:

- Materiálová svařitelnost – vhodnost materiálu vytvořit svarové spojení ve smyslu fyzikálních a chemických vlastností. Jde o hodnocení například chemického složení, druhu, velikosti, tvaru a rozmístění strukturních součástí, jejich vzájemných fyzikálně metalurgických interakcí apod.
- Konstrukční svařitelnost – zohledňuje umístění svaru v rámci konstrukce ve vztahu k druhu a velikosti namáhání, velikosti svařované tloušťky apod.

- Technologická svařitelnost – zahrnuje metodu svařování, použité parametry, teplotní cyklus svařování, apod.

V této kapitole bude kladen důraz na svařitelnost hliníku a jeho slitin, především z pohledu metalurgického a technologického. Její úspěšné řešení je totiž klíčovým předpokladem pro výzkum heterogenních spojů oceli s hliníkem. Zdárně řešená metalurgicko-technologická specifika pak mohou naznačit rámeček použitelnosti v oblasti konstrukční.

1.2.1 Oxidická vrstva

První faktor ztěžující proces svařování hliníku a jeho slitin je jeho vysoká afinita ke kyslíku. Ta má za následek tvorbu oxidu Al_2O_3 na povrchu hliníku již po velmi krátké expozici na vzdušné atmosféře [15]. Tento poměrně kompaktní hliník pasivující oxid je chemicky stabilní v oblasti pH 4,5 až 8,5 [5]. Tepelná stabilita je rovněž značná – teplota tavení nejvýznamnější modifikace α - Al_2O_3 dosahuje 2045 °C, tj. přibližně 3× více než hliník vysoké čistoty, Tab. 1. Tloušťka oxidické vrstvy hliníku je kromě reaktivního času silně závislá na okolních podmínkách, a to především na teplotě, vlhkosti, pH prostředí a dalších. Pohybuje se v rozmezí od 20 do 200 nm [15].

Oxid hliníku na povrchu součástí komplikuje jejich svařování. U technologií založených na tavení materiálu elektrickým obloukem je to především fakt, že Al_2O_3 je elektricky nevodivý. Zapálení elektrického oblouku je tedy tímto znesnadněno. Další negativní vliv spočívá v nerozpustnosti Al_2O_3 v hliníku, což může při jeho nedostatečném odstranění z povrchu součásti vést k vadám – oxidickým vměstkům ve svaru. Jejich eventuální přítomnost se neomezuje pouze na povrchové vrstvy svarové housenky. Oxidické vměstky se mohou vyskytovat v celém objemu tavné lázně svaru. Tento jev je způsoben vyšší měrnou hmotností Al_2O_3 , než má hliník. Další negativní vliv oxidu hlinitého spočívá v jeho hygroskopii. Jak bude uvedeno později, tento jev může být příčinou pórovitosti výsledného svaru.

Pro jakostní svarový spoj hliníku a jeho slitin je nutné tuto oxidickou vrstvu odstranit. Chemicko-fyzikální reakce stojící za vznikem oxidické povrchové vrstvy hliníku probíhají na vzdušné atmosféře velmi rychle. Prakticky okamžitě po mechanickém očištění povrchu hliníku na něm vzniká nová ~10 Å tlustá vrstva [15], která dle prostředí dále roste. Mechanické čištění se tedy provádí spíše jako doplňkové, s cílem odstranit oxid hliníku značné tloušťky před některým z dalších způsobů čištění.

Mezi efektivní způsoby odstraňování oxidu hlinitého z povrchu součásti patří chemická cesta, při které je povrch rozrušován účinnými složkami v tavidlech, a cesta fyzikální – tzv. čistící účinek argonu.

Čistící účinek argonu je fenomén využívaný v obloukových metodách svařování. V industriální praxi se s ním můžeme setkat nejčastěji u technologií obloukového svařování tavící se elektrodou v inertním plynu – MIG a u obloukového svařování netavící se elektrodou v inertním plynu – TIG. Tento jev nastává u zapojení elektrického

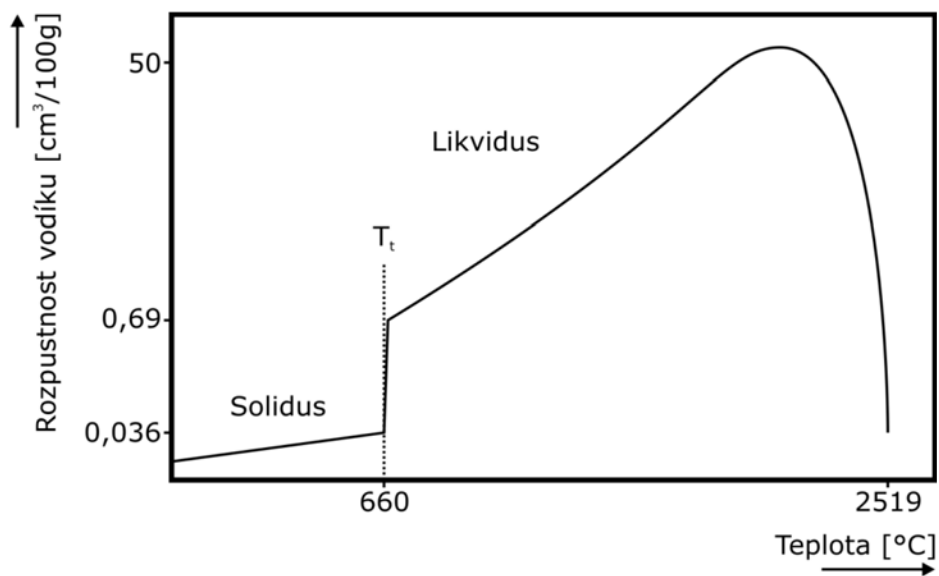
svařovacího obvodu, při kterém je svařovací elektroda připojena na plus pól a elektrický oblouk hoří v ochranné atmosféře inertního plynu argonu, popř. jeho směsi s heliem. Dle vědeckých prací lze čistící účinek argonu vysvětlit několika teoriemi.

Řada autorů ve shodě vysvětluje tento jev následovně: kladně nabité argonové ionty přítomné v elektrickém oblouku naráží na katodu, tj. zoxidovaný povrch hliníku, kde vyvolají vysoké elektrické napětí. V případě relativně tenkého filmu Al_2O_3 stačí elektrické pole s intenzitou přibližně 10^9 V/m k tomu, aby došlo k tunelování elektronů [16]. Emise elektronů hliníku je tedy způsobena vysokým napěťovým gradientem mezi katodou (hliníkem) a pozitivně nabitou oxidickou vrstvou. Vysoké napěťové gradienty jsou způsobeny koncentrací elektronů do určitých oblastí o velikosti přibližně 1 nm, které se pohybují po katodové skvrně. Lokálně generovaná tepelná místa mají dostatečně vysokou teplotu k natavení a odpaření oxidické vrstvy během procesu svařování [17,18,19].

Další teorie upřednostňuje princip, dle kterého je odstranění oxidu z povrchu hliníku způsobeno vysokou kinetickou energií argonových iontů. Tyto ionty jsou pak schopny oxid po nárazu rozrušit [20].

1.2.2 Vodíková křehkost

Svařitelnost hliníku a jeho slitin je rovněž komplikována vlivem vodíku, který vede k pórovitosti svarového kovu. Tato pórovitost je charakteristická pro většinu svarů hliníku a jeho slitin [21]. Jejich velikost se může pohybovat od mikroskopických rozměrů po tři až čtyř milimetrové [19]. Jak je patrné z Obr. 4, rozpustnost vodíku v hliníku je v oblasti solidu velmi nízká. Při ohřevu a následné přeměně solidus \rightarrow likvidus je ale již téměř dvacetinásobná. Vodík, který je absorbován hliníkem za vyšších teplot, se může při ochlazování, tedy opětovné změně rozpustnosti, hromadit v energeticky výhodných místech, a pokud nejsou dostatečné podmínky pro jeho difuzi ze svaru, vytváří póry. Z tohoto důvodu je pórovitost svarů hliníku a jeho slitin často dávana do přímé souvislosti s rychlostí svařování, resp. se základními parametry svařování. Vliv chemického složení hliníkové slitiny a přídatného materiálu na pórovitost svarů je rovněž významný [22]. Dále je nutné zdůraznit, že poměr rozpustnosti vodíku při přeměně solidus \leftrightarrow likvidus u hliníku je několikanásobně větší než u této přeměny železa. Při svařování hliníku a jeho slitin je tedy nutné maximálně omezit možné zdroje vodíku pokud možno ještě s větším důrazem než u svarů oceli.

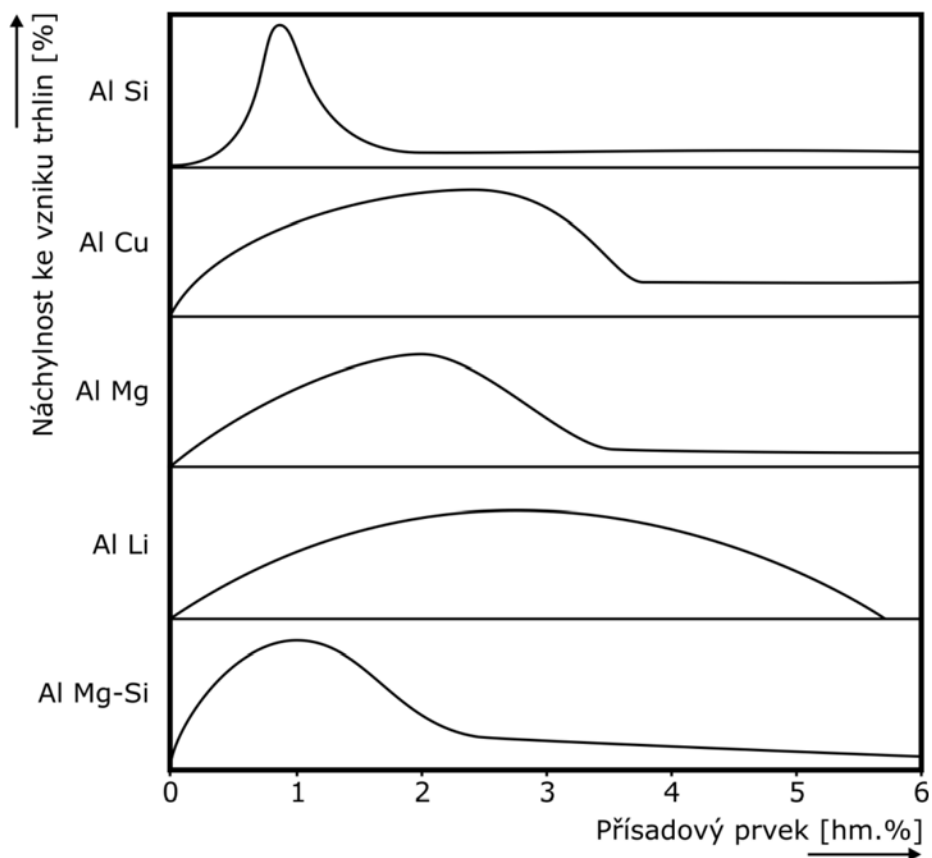


Obr. 4: Rozpustnost vodíku v hliníku [21]

1.2.3 Trhliny za horka

Trhliny za horka nejsou nebezpečné pouze u svarů hliníkových slitin. Setkáváme se s nimi například při řešení svařitelnosti ocelí, slitin mědi, niklu a dalších. Hlavní příčinou vzniku trhlin za horka je snížení deformační schopnosti zrn kovu a pokles soudržnosti po hranicích zrn při vysokých teplotách za současného působení tahové napjatosti a rychlosti deformace [23]. Trhliny za horka se u krystalizace čistých kovů nevyskytují. Jejich rozvoj je specifický především pro slitiny, u kterých probíhá krystalizace v širokém teplotním intervalu. U hliníkových slitin je tento jev dáván do souvislosti s přítomností nízkotavitelných eutektických fází a s rychle se měnícím koeficientem teplotní objemové roztažnosti hliníku na rozhraní tuhé a tekuté fáze při tuhnutí. Vědecké studie tohoto jevu dokazují, že se trhliny za horka objevují při tuhnutí, kdy je 85 až 95 % objemu hliníkové taveniny v tuhé fázi [24]. Klíčovým faktorem je rovněž typ krystalizace. U technologie svařování hliníkových slitin je hodnocení náchylnosti k trhlinám za horka velmi komplexní a komplikované, zahrnuje účinky mechanické, termické a metalurgické. Navzdory tomu, že jsou základní principy vzniku těchto likvačních a krystalizačních trhlin poměrně dobře známé, nebyla doposud stanovena obecná kvantitativní kritéria, která by mohla úspěšně predikovat výskyt těchto trhlin za různých podmínek [24].

I když většina průmyslově dodávaných hliníkových slitin nejsou binární systémy, chemické složení svařované slitiny může poměrně dobře napovědět, zdali je z pohledu trhlin za horka pro svařování vhodná či nikoliv. Toto kritérium je rovněž velmi důležité pro výběr přídatného svařovacího materiálu, pokud je použit. Na Obr. 5 je znázorněn vliv jednotlivých legujících prvků na vznik trhlin za horka. Tento vliv je vyjádřena relativně, na základě Houldcroftova testu svařitelnosti.



Obr. 5: Vliv legujících prvků na vznik trhlin za horka [20,21,25,26]

Jak je patrné, všechny tyto prvky vyvolávají v závislosti na koncentraci zvýšenou náchylnost hliníkové slitiny ke vzniku trhlin. Po dosažení koncentrace znamenající maximální náchylnost slitiny k tvorbě trhlin za horka následuje její pokles. Tento jev je vysvětlován množstvím eutektické fáze přítomné mezi krystalizujícími částmi hliníkové slitiny.

Pokud je eutektika v tuhnoucí slitině malé množství, vytváří se na hranicích zrn tenká, nespojitá vrstva. Tloušťka této, při krystalizaci matrice tekuté, vrstvy ovlivňuje v nepřímé úměře sílu nutnou k jejímu odtržení – tzn., že s rostoucím obsahem přísadového prvku dochází nejprve k nárůstu náchylnosti hliníkové slitiny k trhlinám za horka.

Pokud je ale koncentrace prvku tvořícího vhodné eutektikum vyšší, vzniklé větší množství eutektické fáze je schopno mikrodutiny vznikající při krystalizaci průběžně zaplňovat – tzn. náchylnost ke vzniku trhlin za horka hliníkové slitiny klesá [20].

1.2.4 Svařitelnost slitin Al-Mg-Si (řada 6000 pro tváření)

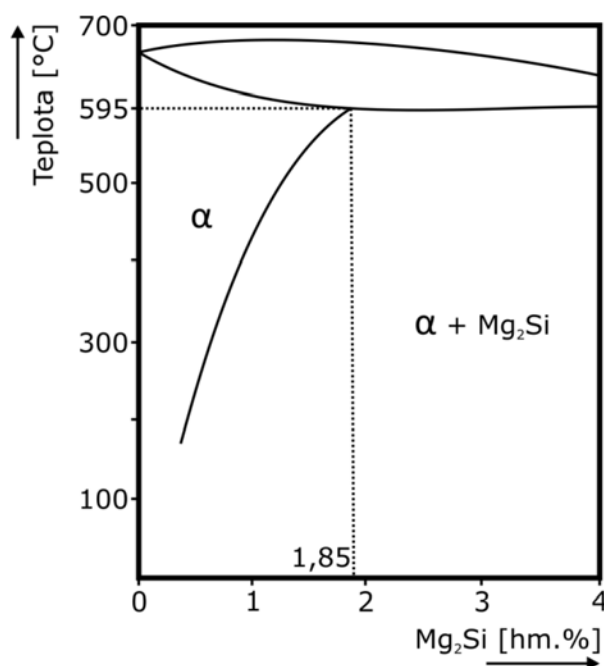
Slitiny řady 6000 jsou komplexní slitiny obsahující kromě hlavních přísad i další prvky. Jejich typické koncentrační rozsahy jsou znázorněny v Tab. 3.

Tab. 3: Koncentrační rozsahy prvků slitin Al-Mg-Si

Slitiny Al-Mg-Si (řada 6000 pro tváření)	
Prvek	Koncentrační rozsah
Mg	0,2 až 1,5 %
Si	0,2 až 2,0 %
Mn	0,0 až 1,5 %
Cr	0,0 až 0,5 %
Cu	0,0 až 2,0 %
Zn	0,0 až 2,5 %
B, Ti, Zr	0,0 až 0,3 %
Pb, Bi, Sn	0,0 až 1,0 %

Obsah hořčíku a křemíku je v těchto slitinách zásadní. Tyto prvky jsou totiž schopny vytvořit sloučeniny Mg_xSi_y , které umožňují v určité fázi vyloučení z přesyceného tuhého roztoku α pozitivně modifikovat mechanické vlastnosti slitiny. Tepelné zpracování vedoucí k těmto pochodům se nazývá vytvrzování.

Pro zjednodušení je možné zanedbat další přísadové či doprovodné prvky a řešit tyto slitiny hliníku jako soustavu tří kovů Al, Mg, Si. Kvazibinární řez ternárním diagramem Al-Mg-Si, který znázorňuje omezenou rozpustnost Mg_2Si v tuhém roztoku α , je na Obr. 6.

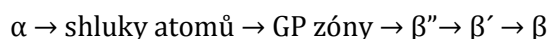


Obr. 6: Kvazibinární řez ternárním diagramem Al-Mg-Si [5]

Z uvedeného diagramu se odvozují podmínky rozpouštěcího žíhání slitin tohoto typu. Teplota rozpouštěcího žíhání je 500 až 540 °C. Vzhledem k vysoké stabilitě

tuhého roztoku, zejména slitin s přebytkem Mg, jsou slitiny „samokalitelné“, tj. přesycený tuhý roztok lze získat i při ochlazování z teploty rozpouštěcího žíhání na vzduchu. To má výhodu především proto, že se například ochlazované profily méně bortí a není je třeba nákladně rovnat. U slitin s vyšším přebytkem Si je nutno ochlazovat ve vodě [5].

V současné době je obecně uznávaný sled fází rozpadu tuhého roztoku α následující [27]:



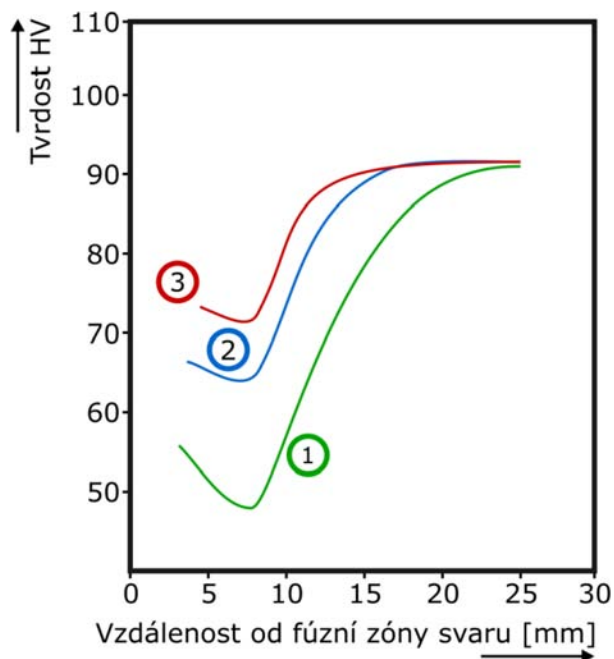
- GP zóny – neuspořádané zóny jehlicovitého tvaru (GP I) a uspořádané zóny jehlicovitého tvaru (GP II).
- β'' – semikoherentní intermetalická fáze blízká chemickému složení Mg_2Si .
- β' – rozměrnější částice semikoherentní hexagonální fáze oválného tvaru, dále rozlišitelné na částice U1, U2, B', respektive typ A, B, C.
- β – nekoherentní intermetalická fáze Mg_2Si .

Umělé stárnutí se uskutečňuje při teplotách 160 až 180 °C. Volba prodlevy na uvedených teplotách je obvykle v rozmezí dvou až dvanácti hodin. Slitiny jsou citlivé na přestávku mezi ochlazením z teploty rozpouštěcího žíhání a započítím umělého stárnutí z hlediska možnosti získání maximálních pevnostních vlastností. Doporučuje se buď umělé stárnutí realizovat okamžitě po ochlazení z teploty rozpouštěcího žíhání, nebo až po delší době, například po deseti hodinách. Příčina tohoto jevu nebyla doposud teoreticky uspokojivě vysvětlena. Homogenizace se může realizovat v intervalu teplot 460 až 540 °C a jeho volba je závislá na chemickém složení příslušné slitiny. Většinou se ale neprovádí. Teplota rekrytalizačního žíhání je obvykle volena v rozmezí 330 až 430 °C [5].

Při tavném svařování vytvrzených hliníkových slitin řady 6000 dochází k degradaci mechanických vlastností. V přehřáté oblasti TOO (nejblíže k fúzní zóně) probíhá částečné natavení hranic zrn. Jsou zde splněny podmínky pro rozpouštěcí žíhání umožňující stárnutí po svařování. V přilehlé oblasti se nachází zóna, ve které proběhlo částečně rozpouštěcí žíhání. Precipitáty, které se rozpustily do tuhého roztoku, umožňují stárnutí po svařování, avšak ty, které nebyly rozpuštěny, hrubnou a způsobují významný pokles pevnostních vlastností.

Degradace mechanických vlastností je závislá na tepelném příkonu do svaru. Na obrázku Obr. 7 je tento jev znázorněn pro tepelné příkony obloukového svařování – (1) 1128 J/cm, (2) 756 J/cm, (3) 580 J/cm. Základním materiálem byla hliníková slitina EN AW-6061, T6. Studiemi svarů vytvrzitelných hliníkových slitin řady 6000 provedených technologií TIG bylo prokázáno, že k 100% obnově mechanických vlastností TOO přirozeným stárnutím nedochází. Pokud je však (technologicky) možné svary těchto slitin tepelně zpracovat umělým stárnutím po svaření, viz Obr. 8,

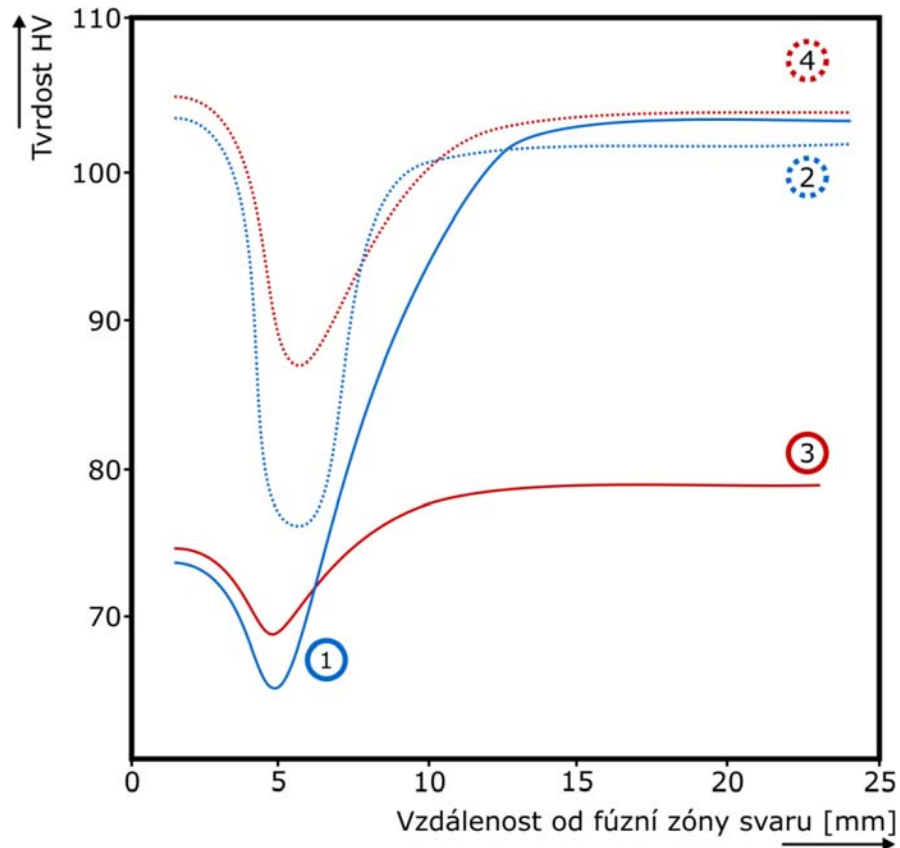
vlastnosti T00 se u stavu T4¹ podstatně zlepší. U hliníkových slitin ve stavu T6² je rovněž patrné zlepšení mechanických vlastností, které však nedosahují hodnot před svařováním. V oblasti svarem neovlivněného kovu navíc dochází k poklesu hodnot mechanických vlastností, který je způsoben přechodem semikoherentních precipitátů na nekoherentní.



Obr. 7: Vliv tepelného příkonu do spoje [13]

¹ T4 – normalizované označení stavu hliníkové slitiny, který se skládá z rozpouštěcího žíhání a přirozeného stárnutí.

² T6 – normalizované označení stavu hliníkové slitiny, který se skládá z rozpouštěcího žíhání a umělého stárnutí.



Obr. 8: T₀₀ svaru slitiny EN AW-6061 T6 a T4. (1) Stav T6 po svaření a (2) umělém stárnutí po svaření. (3) stav T4 po svaření a (4) umělém stárnutí po svaření [13]

Slitiny řady 6000 jsou poměrně náchylné ke vzniku trhlin za horka. Bylo dokázáno, že největší náchylnosti z pohledu chemického složení dosahují slitiny hliníku řady 6000 při koncentraci 0,4 % Si a 0,35 % Mg [28]. Jak již bylo uvedeno, náchylnost na vznik trhlin za horka lze ovlivnit volbou vhodného přídavného materiálu. Z těchto důvodů, na rozdíl od běžných svarů oceli, je svařování hliníkových slitin specifické právě v časté odlišnosti chemického složení přídavného materiálu od materiálu základního. Pro svařování slitin báze Al-Mg-Si se doporučují přídavné materiály 4043 (AlSi5) a 5356 (AlMg5). Je zřejmé, že problematika potlačení trhlin za horka úzce souvisí s velikostí promísení základního a přídavného materiálu. Pro vhodné vlastnosti svarového spoje slitin řady 6000 by měl svarový kov při použití přídavného materiálu 4043 (AlSi5) obsahovat minimálně 50 % tohoto kovu. V případě použití přídavného materiálu 5356 (AlMg5) to je minimálně 75 % [29]. V průmyslové praxi se tedy s trhlínami za horka u hliníkových slitin setkáváme především v kořenových vrstvách vícevrstvých svarů, kde je díky vysokému promísení vysoká koncentrace základního materiálu. Vliv rychlosti svařování, resp. velikosti tepelného příkonu do svaru, na náchylnost spoje k trhlínám za horka je obecně znám. Nižší hodnoty tepelného příkonu vedou k omezení trhlin za horka.

Huang a Kou [30] prokázali studiem krystalizačních poměrů ve svaru, že přídatný materiál 4043 (AlSi5) vede při MIG svařování slitiny EN AW-6082 k nižší náchylnosti k trhlinám za horka než přídatný materiál 5365 (AlMg5). Obloukové svařování bez přídatného materiálu není u slitin řady 6000 obecně doporučováno.

Jak je patrné z předchozího textu, metalurgicko-technologickou svařitelnost hliníkových slitin není i přes některé společné znaky všech slitinových řad možné řešit obecně. Specifické řešení svařitelnosti musí vést k omezení degradačních procesů během svařování a tvorbě jakostního spoje. Technologické nároky na svařitelnost z pohledu provedení svaru jsou rovněž umocněny faktem, že hliník a jeho slitiny nemění při ohřevu barvu. Zkušenost svářečů, především při ručním obloukovém svařování, je tedy velmi žádoucí. Vybrané fyzikální vlastnosti hliníkové slitiny EN AW-6082, T6, oxidu Al_2O_3 a běžné nízkouhlíkové oceli, které je dále nutné reflektovat, jsou znázorněny v Tab. 4. Pro snadnou představu rozdílnosti těchto vlastností jsou v posledním sloupci tabulky vyjádřeny poměrnou hodnotou.

Tab. 4: Vybrané vlastnosti hliníkové slitiny EN AW-6082, T6; oxidu Al_2O_3 a nízkouhlíkové oceli³

Vlastnost	EN AW-6082, T6	Al_2O_3	Ocel	EN AW-6082 T6/ Al_2O_3
				EN AW-6082 T6/ocel
Měrná hmotnost [g/cm ³]	2,70	3,96	7,86	0,7 0,3
Teplota tavení [°C]	555	2054	1440	0,3 0,4
Teplota varu [°C]	1590	2980	2860	0,5 0,6
Modul elasticity [GPa]	70	370	200	0,2 0,4
Elektrická rezistivita [$\times 10^{-6}$ $\Omega \cdot m$]	0,038	$>10^{12}$ [$\Omega \cdot m$]	0,218	3,8E-20 [$\Omega \cdot m$] 0,2
Tepelná vodivost [W/m.K]	175	40	43,8	4,4 4,0
Délková teplotní roztažnost [$\times 10^{-6}$ /°C]	24	8,5	12	2,8 2,0
Měrná tepelná kapacita [J.g ⁻¹ .°C ⁻¹]	0,9	0,753	0,478	1,2 1,9
Tepelná difuzivita [$\times 10^{-5}$ m ² /s]	7,2	1,3	1,2	5,4 6,2

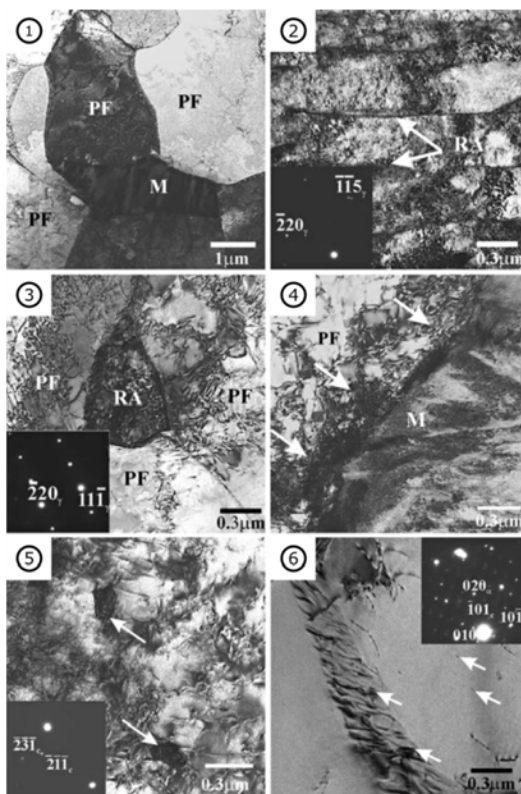
³ Průměrná hodnota nízkouhlíkových ocelí [31].

2 Nízkolegované duální oceli

Zvyšující se nároky automobilového průmyslu na oceli vedly v 70. letech 20. století k intenzivnímu vývoji nízkolegovaných, vysokopevných ocelí. Tyto materiály byly a jsou vyvíjeny s cílem dosáhnout vhodné kombinace vlastností potřebných pro realizaci moderního automobilu. Musí mít především dostatečnou houževnatost, odolnost proti únavovému namáhání, tvářitelnost, svařitelnost a v neposlední řadě musí umožňovat aplikaci antikorozní povrchové úpravy pro zvýšení odolnosti vůči atmosférickým vlivům.

Mezi výsledky tohoto dlouhotrvajícího výzkumu patří vznik duálních ocelí, které jsou často označovány zkratkou DP (Dual Phase, popřípadě Dual Phase Steel). Tato skupina ocelí je charakteristická svým strukturním složením.

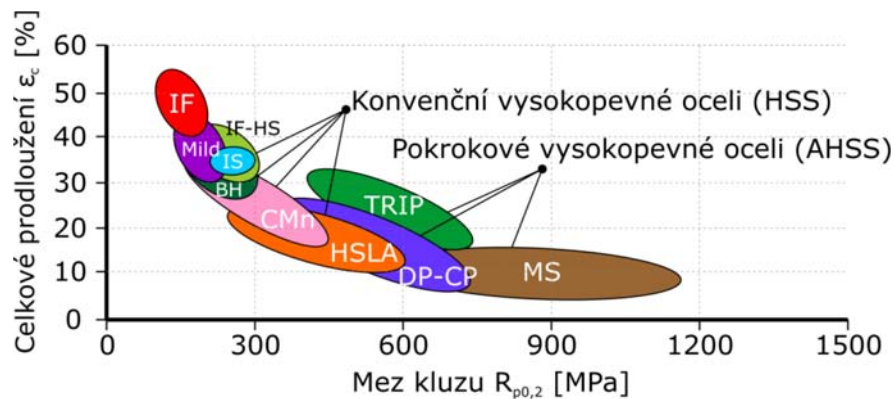
Duální oceli obsahují primárně feritickou matici, v níž jsou obsaženy jemné vytvrzující částice, nejčastěji martenzitické. Dle chemického složení a konkrétního procesu termomechanického zpracování mohou tyto oceli obsahovat rovněž strukturu bainitického typu, popřípadě v omezené míře i zbytkový austenit a karbidické částice, viz Obr. 9 – (1) přehledový snímek, (2) bainit a zbytkový austenit, (3) zbytkový austenit v polygonálním feritu, (4) martenzit v polygonálním feritu, (5) karbidické částice Fe_3C bainitické struktury, (6) karbidické částice Fe_3C ve feritické matici, PF – polygonální ferit, M – martenzit, RA – zbytkový austenit [32].



Obr. 9: Mikrostruktura DP oceli, TEM [32]

Průmyslově osvědčená výroba DP ocelí spočívá v řízeném ochlazování z oblasti austenitu, nebo v interkritickém žhání feritickoperlitické oceli do teplotní oblasti koexistujícího feritu a austenitu ($\alpha + \gamma$) a následném řízeném ochlazování, které umožní transformaci austenitu na martenzit [33]. Tyto procesy výroby DP ocelí probíhají na speciálních technologických linkách, které umožňují řízené válcování a řízené ochlazování, často spojené s dalšími technologickými operacemi, například žárovým zinkováním.

Moderní jemnozrnné DP oceli patří do kategorie pokrokových vysokopevných ocelí, tzv. AHSS – Advanced High Strength Steel, viz Obr. 10.



Obr. 10: Orientační znázornění závislosti meze kluzu na celkovém prodloužení vybraných ocelí [34]

Duální mikrolegované, vysoko- a ultrapevné oceli vyvinuté v posledních letech vynikají vhodnou kombinací vysoké pevnosti a tažnosti, jsou svařitelné, tvářitelné a umožňují úpravu jejich povrchu konvenčními metodami [34]. V návaznosti na výrobcu, respektive preferovanou technologii výroby, existují DP oceli různých chemických složení. Společným jmenovatelem těchto pokrokových vysokopevných ocelí je komplexní příspěvek různých mechanismů zpevnění. Jde o zpevnění:

- Pomocí hranic zrn.
- Intersticiální a substituční (C, Mn, Si).
- Dislokační.
- Precipitační (Ti, Nb, V).

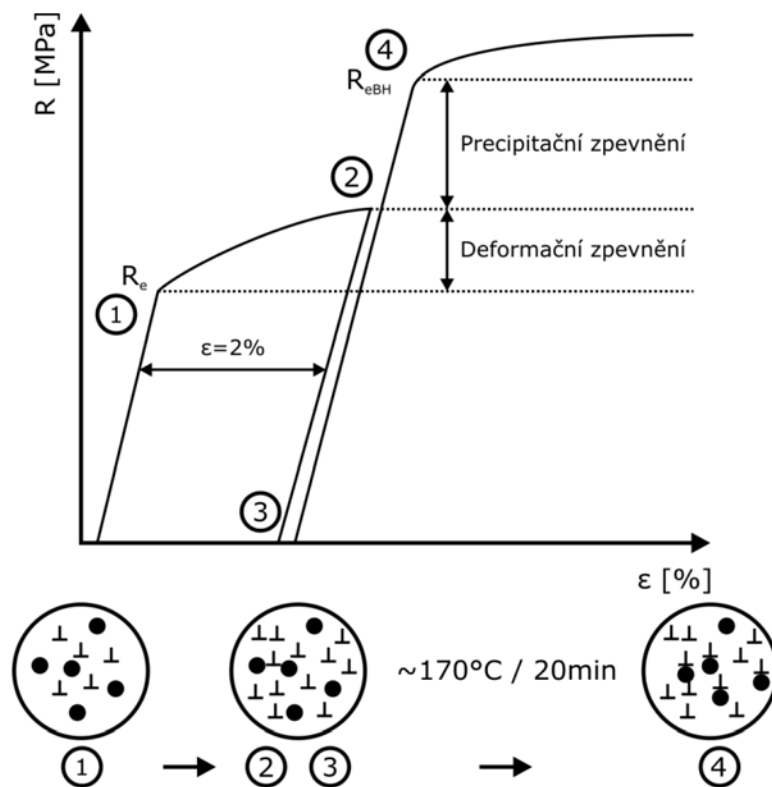
V neposlední řadě je nutno uvést, že většina průmyslově využívaných duálních ocelí je navíc schopna tzn. „Bake Hardening“ (BH) efektu [32]. Tato vlastnost DP ocelí umožňuje do jisté míry splnit často protichůdné požadavky automobilového průmyslu na materiálové vlastnosti polotovarů a užité vlastnosti vyrobeného automobilu.

Pro tvorbu komponent skeletu automobilu je vhodné pracovat s materiály, které mají dobrou tvářitelnost za studena. Tato vlastnost umožňuje snížení provozních

nákladů tvářecích operací. Nízký přetvárný odpor, nízká práce vynaložená na trvalou změnu tvaru polotovaru jsou tedy vnímány v této fázi výroby pozitivně. Po vytvoření skeletu automobilu, kdy jsou již všechny tvářecí operace dokončeny, jsou pro bezpečnostní vlastnosti vozu vhodné materiály s vyšší mezí kluzu a s co možná nejvyšší absorpcí energie případného nárazu automobilu do překážky.

Ve své podstatě je BH procesem stárnutí oceli za vyšších teplot, jemuž předchází mechanické zatížení, viz Obr. 11. Tento proces je možné rozdělit do několika základních fází.

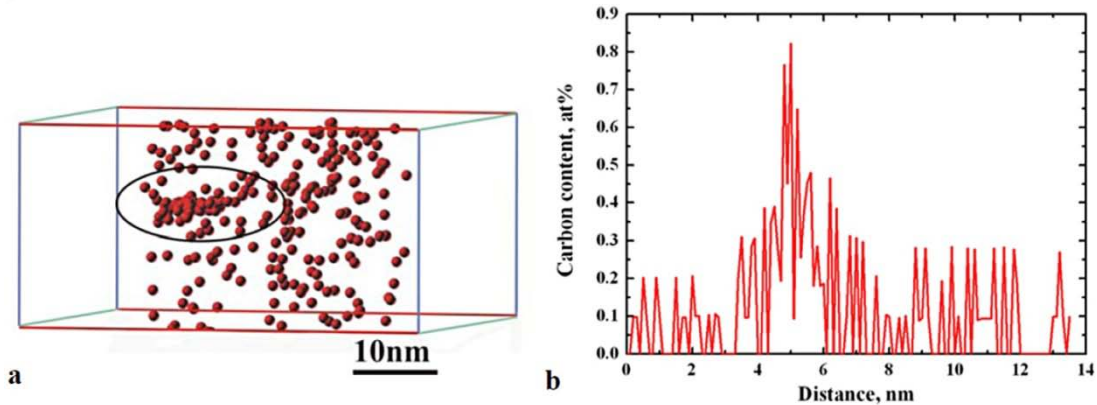
V první fázi, Obr. 11, body (1), (2), dochází k zatížení zpracovávaného polotovaru nad mez kluzu do oblasti plastických deformací. Velikost této deformace pozitivně ovlivňuje výsledný nárůst meze kluzu po ukončení stárnutí. Touto deformací materiálu dochází k nárůstu počtu dislokací při současném snižování jejich vzájemné vzdálenosti – materiál se deformačně zpevní. Po následném odlehčení zatížení, Obr. 11, (3), je vhodné provést ohřev. V automobilovém průmyslu je tento ohřev zajištěn při vytvrzení nanesené barvy. Tento proces je realizován režimem 150 až 200 °C po dobu 20 až 30 minut [32]. Zvýšení teploty umožní pohyb intersticiálně rozpuštěných atomů k dislokacím a k jejich zachycení, Obr. 11 (4).



Obr. 11: Schematické znázornění zpevnění DP ocelí – „Bake Hardening“ [35]

Timoknina a kolektiv [36] provedl analýzu BH efektu duální oceli metodou APT (Atom Probe Tomography). V této studii autor předkládá, že hlavním segregujícím

prvkem majícím vliv na navýšení meze kluzu je uhlík. Mapa rozložení segregovaných atomů uhlíku u dislokace a profil koncentrace uhlíku na této dislokaci je patrný z Obr. 12. Analyzovaný objem obsahoval celkově 6 318 154 atomů.



Obr. 12: a) Rozložení segregovaných atomů uhlíku okolo dislokace; b) profil koncentrace uhlíku napříč touto dislokací, APT [36]

Jako další faktor ovlivňující navýšení meze kluzu je ve shodě s dalšími autory uvedena zvýšená hustota dislokací okolo martenzitických ostrůvků. Autor rovněž prokázal nárůst karbidů Fe_3C ve feritu a martenzitu po BH procesu. Navýšení meze kluzu zkoumané duální oceli bylo ~ 150 MPa.

Jak bylo uvedeno výše, celkové zpevnění duálních ocelí je tvořeno souhrnným vlivem jednotlivých mechanismů zpevnění. Tento fakt umožňuje snížit obsah uhlíku na úroveň, která je pozitivní z pohledu materiálové svařitelnosti. Obecně lze konstatovat, že tyto oceli jsou ve srovnání s klasickými oceli méně náchylné k trhlinám za studena a horka. Vzhledem k nižšímu obsahu legur, nejsou citlivé na negativní vliv tvrdých rozpadových fází v teplem ovlivněné oblasti (TOO). Hodnocení svařitelnosti duálních ocelí vyžaduje vždy individuální přístup. Jako vhodné lze doporučit především technologické zkoušky svařitelnosti.

V návaznosti na použitou metodu svařování lze formulovat základní strategii pro svařování duálních ocelí. Především je nutné zohlednit požadavek na omezení tepelného příkonu tavného svařování do svarového spoje. Technologicky únosná minimalizace tepelného příkonu má pozitivní vliv na degradaci struktury TOO. Pokles tvrdosti v TOO je u svarů duálních ocelí provedených tavným svařováním charakteristický. Kompenzace poklesu mechanických charakteristik ve svarovém kovu může být provedena legováním přídatného materiálu. V tomto případě je nutné zohlednit svařitelnost s ohledem na přídatný (legovaný) materiál. U kontinuálních spojů vytvořených tavným svařováním jsou u tenkých plechů preferovány modifikované MIG/MAG technologie a technologie laserového svařování.

3 Heterogenní spoje hliník – ocel

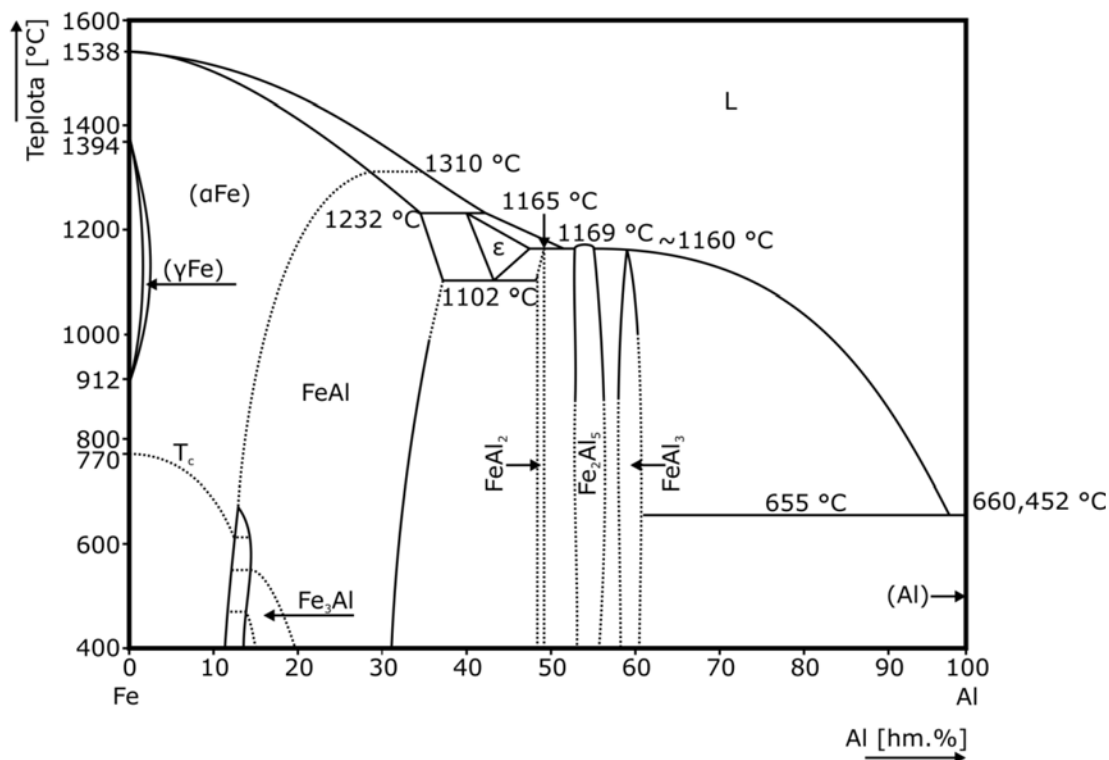
Problematika svažitelnosti hliníku, respektive hliníkových slitin s ocelí je velmi komplikovaná a v současné době nepříliš prozkoumaná oblast. Pro její řešení se využívá převážně experimentálních prací a získávání znalostní báze takzvaně od shora dolů. Výpočtový aparát v současné době není schopný exaktně popsat děje, které se při četných fyzikálně-chemických reakcích při tvorbě svaru odehrávají. Zásadním problémem při vytváření těchto heterogenních spojů je značná odlišnost vlastností oceli a hliníku. Ta se projevuje například omezenou vzájemnou rozpustností těchto dvou kovů, jež je značně omezujícím činitelem pro svažitelnost.

Základní metalurgicko-fyzikální reakce je možné odvodit z binárního fázového diagramu Fe-Al, viz Obr. 13. Systém je charakterizován tuhým roztokem hliníku v železe – α Fe a šesti intermetalickými fázemi (IMF) Fe_3Al , FeAl, Fe_2Al_3 , FeAl_2 , Fe_2Al_5 a vysokoteplotní FeAl_3 . Krystalografické uspořádání jednotlivých struktur, jejich koncentrační rozsah Al v Fe, při kterém se vyskytují, a jejich měrná hmotnost jsou znázorněny v Tab. 5.

Tab. 5: Uspořádání fází binárního systému Fe-Al

Fáze	Krystalová struktura	Koncentrace Al [hm.%]	Měrná hmotnost [g/cm ³]
α Fe	BCC	0 až ~28	7,8
γ Fe	FCC	0 až 0,6	7,8
FeAl (β_2)	BCC (uspořádaná)	12,8 až ~37	5,58
Fe_3Al (β_1)	DO3 (BCC komplexní)	~13 až ~20	6,72
Fe_2Al_3 (ϵ)	Kubická (komplexní)	40 až ~47	-
FeAl_2 (ζ)	Triklinická	48 až 49,4	-
Fe_2Al_5 (η)	Orthorombická	53 až 57	4,11
FeAl_3 (θ)	Monoklinická	58,5 až 61,3	3,9
Al tuhý roztok	FCC	99,998-100	2,69

Přítomnost těchto intermetalických fází byla řešena mnoha autory z různých odvětví, například z oblasti pokovování oceli hliníkem [37,38,39,40], slévání [41], krystalizace hliníkových slitin [42,43], bimetalických součástí a kompozitů [44,45,46] a v poslední řadě pájení, svařování [47,48,49,50].



Obr. 13: Binární fázový diagram Fe-Al [51]

Nejproblematictější se z pohledu materiálové svařitelnosti jeví intermetalické fáze stabilní za běžných teplot, vznikající při vyšších koncentracích hliníku – FeAl₂, Fe₂Al₅, FeAl₃. Jak je patrné z Tab. 6, tyto fáze mají na rozdíl od na železo bohatých FeAl a Fe₃Al vysokou tvrdost a nízkou houževnatost [47].

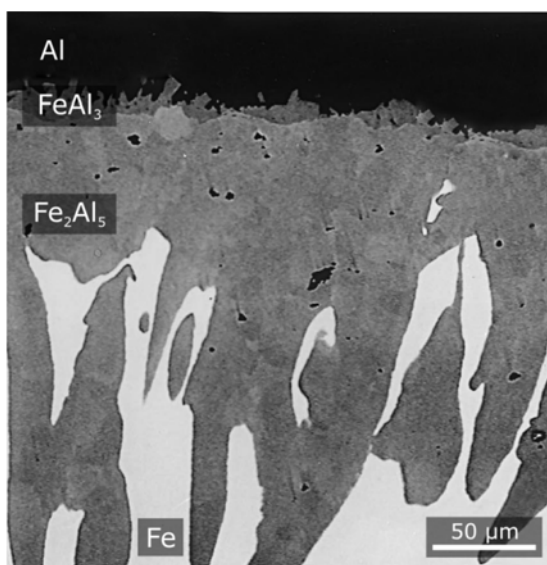
Tab. 6: Tvrdost HV 1 intermetalických fází systému Fe-Al [38,47,52]

Intermetalická fáze	Tvrdost HV 1
Fe ₃ Al (β ₁)	330 (350) (320)
FeAl (β ₂)	470 (640) (600)
Fe ₂ Al ₃ (ε)	-
FeAl ₂ (ζ)	1030
Fe ₂ Al ₅ (η)	1013 (820) (1000)
FeAl ₃ (θ)	892 (990)

Výzkum intermetalických fází systému Fe-Al má z aplikačních důvodů širší základnu v oblasti pokovování oceli hliníkem.

Bouayad [53] analyzoval kinetiku reakcí mezi technicky čistým železem o chemickém složení v hm. ppm: C<5; Si<10; Cu 6,5; Co 8,5; S<5; Ni 0,9; Mn 0,35; Cr 0,4; Fe zbytek a technicky čistým hliníkem v ppm: Si 400; Fe 300; Cu 30; Ca 30; Mg 4; Al zbytek. V experimentální komoře obsahující argon ponořil vzorek železa přehřátý na 200 °C do roztaveného hliníku o teplotě 700, 800 a 900 °C. Reakční doba se pohybovala

od 1 do 45 minut. Z metalografického šetření byla na rozhraní oceli a hliníku zjištěna přítomnost dvou intermetalických fází. Ke stejným závěrům dospěl například i Bouché [54], Eggeler [55] a další. První vrstva intermetalické fáze (IMF) přilehlá k oceli, viz Obr. 14, měla jazýčkovitou morfologii a byla charakterizována jako Fe_2Al_5 . Příčiny formování hranice IMF do této morfologie nebyly Bouayadem uspokojivě vysvětleny. Předkládá, že jedním z možných důvodů by mohla být anizotropická difuze způsobená větší koncentrací vakantních míst podél nejdelší osy orthorombické mřížky této fáze. Druhá intermetalická fáze byla pozorována v oblasti přilehlé hliníku. Morfologie této intermetalické vrstvy byla v porovnání s předchozí více pravidelná a byla identifikována jako FeAl_3 . V přilehlé oblasti hliníku byla rovněž nalezena některá zrna odpovídající chemickým složením fázi FeAl_2 . Na základě pozorování tloušťky intermetalických (IM) vrstev v čase bylo rovněž stanoveno, že růst IM vrstvy Fe_2Al_5 je při teplotě 800 °C po nejasné počáteční fázi parabolický a růst fáze FeAl_3 lineární. Dle termodynamických výpočtů simulujících růst dvou IMF mezi dvěma kovy, s respektováním difuzních a chemických reakcí, dospěl k teoretickému stanovení tloušťky vrstvy fáze Fe_2Al_5 . Autor experimentu dále předkládá, že růst IM vrstev se řídí difuzí a stanovuje aktivační energii a kinetickou konstantu růstu pro Fe_2Al_5 .



Obr. 14: Morfologie intermetalických fází FeAl_3 a Fe_2Al_5 na rozhraní Al a Fe [54]

Obdobný experiment byl proveden Kobayashim [38]. Experimentálním materiálem byla ocel o chemickém složení v hm. %: C 0,44; Si 0,21; Mn 0,82; P 0,23; S 0,02; Ni 0,03; Cr 0,05; Fe zbytek a komerčně dodávaný hliník čistoty Al 99,7%. Ocel byla ponořena do hliníkové lázně o teplotách 700, 750, 800, 850 a 900 °C vždy na 300 sekund. Studie potvrdila existenci vrstvy IMF Fe_2Al_5 jazýčkovité morfologie již od 700 °C a její zvětšující se tloušťku a nepravidelnost s narůstající teplotou hliníkové lázně. U vzorků s teplotou lázně 800 °C a více byl ve vzorcích identifikován růst zrn IMF FeAl_3 z Fe_2Al_5 .

Tyto kolumnární krystaly byly orientovány směrem k hliníkové části této difuzní dvojice ocel-hliník. Následně bylo provedeno tepelné zpracování všech těchto vzorků při teplotách 500, 800, 1000 a 1150 °C po dobu 20 a 60 minut. Ačkoli krystaly fáze FeAl₃ rostly s teplotou simultánně s Fe₂Al₅, při tepelném zpracování došlo k vymizení FeAl₃ a růstu pouze Fe₂Al₅. U všech vzorků vystavených teplotám nad 1000 °C se na rozhraní ocel - Fe₂Al₅ zformovaly nově IMF FeAl a Fe₃Al. Vrstva těchto IMF zprvu kopírovala jazýčkovitý tvar Fe₂Al₅, ale při delších časech tepelného zpracování bylo rozhraní vrstev FeAl a Fe₃Al rovinné. Po změření tvrdosti jednotlivých IMF, viz Tab. 6, je předloženo, že jejich růst je založen na difuzních procesech a vyčísluje aktivační energie pro růst fáze FeAl a Fe₃Al.

Z výsledků těchto a dalších autorů je zřejmé, že IMF Fe₂Al₅ a FeAl₃ jsou na rozhraní taveniny hliníku a železa, resp. oceli ve stavu tuhém, majoritní [38,53,54,55,56]. Fáze Fe₂Al₅ se formuje mezi difuzní dvojicí již při minimální teplotě 600 °C použité v experimentu [44]. Tyto studie se rovněž shodují na jazýčkovité morfologii IMF Fe₂Al₅ vyskytující se na straně přilehlé k oceli. Ani jedna z těchto prací nepředkládá průkazné vysvětlení této morfologie. Autoři se rovněž, až na výjimku [53], shodují na, po počáteční nejasné růstové fázi, parabolickém růstu Fe₂Al₅ a FeAl₃ v čase. Tento růst je řízen difuzními zákony. Kinetika reakcí, stejně jako aktivační energie a hodnoty difuzních koeficientů, není vyčíslena v dobré shodě a vyžaduje další výzkum.

Existence IMF FeAl a Fe₃Al byla potvrzena pouze při tepelném zpracování vzorků Fe-Al při relativně vysokých teplotách $T > 1000$ °C při kontaktu obou kovů po dobu 20 a 60 minut [38]. Existence IMF FeAl₂ nebyla ani jednou z těchto prací zaregistrována.

Jak je z předchozího textu zřejmé, nároky na technologii tavného svařování (spojování) oceli a hliníku jsou poměrně značné. Kromě plnění požadavků na svařitelnost hliníku musí použitá technologie v co největší míře omezovat tvorbu intermetalických fází na rozhraní těchto dvou kovů. Je nutno zdůraznit, že proces svařování, obecně řečeno tavného spojování, na rozdíl od výše zkoumaných difuzních dvojic a technologie pokovování, bývá charakteristický velmi vysokými rychlostmi ohřevu spojovaných materiálů na vysoké teploty, krátkou výdrží na této teplotě a velmi prudkým ochlazením. Závěry těchto studií tedy nelze zobecňovat a přímo aplikovat na technologii svařování. I vzhledem k nejasným principům tvorby těchto IMF je základní strategie pro tvorbu jakostního svarového spoje z materiálův-technologického pohledu následující:

- Použít vhodný teplotní cyklus. Preferovat technologie minimalizující tepelný příkon do spoje, tj. zkrátit čas a teplotu pro omezení difuze a tvorbu IMF.
- Snížit objem IMF použitím vhodného přídavného materiálu.

Potřeby průmyslu pro tuto aplikaci, především automobilového, velmi jasně specifikují další nároky na takovou technologii spojování. Mezi klíčové faktory patří:

- Jakost spojení po dobu životnosti konstrukce (mechanické parametry spoje, korozní a vzhledové vlastnosti spoje apod.).
- Nízké ekonomické náklady na jeden běžný metr svaru.
- Vysoká postupová rychlost (možnost robotizace).
- Spolehlivost (snadný, rychlý a nenáročný servis zařízení).
- Přijatelná cena technologického zařízení.
- Reprodukovatelnost spoje (tolerance technologie spojování vůči nepřesnostem výrobních polotovarů apod.).

Pro vytváření spojů hliníku s ocelí je v současné době, dle výše zmíněných požadavků, využitelných několik moderních technologií svařování (spojování). Intenzivní výzkum v této oblasti probíhá zejména u technologií:

- FSW – Friction Stir Welding – technologie na bázi třecího svařování.
- LBW – Laser Beam Welding – laserové svařování.
- MIG – Metal Inert Gas Welding – obloukové svařování tavící se elektrodou v inertním plynu.
- RSW – Resistance Spot Welding – odporové svařování bodové.

V následujícím rozboru technologií svařování (spojování) oceli a hliníku bude pro stručnost věnována pozornost pouze technologiím vytvářejícím kontinuální svary (spoje), tj. FSW, LBW, MIG.

3.1 Vybrané technologie pro spojování hliníku s ocelí

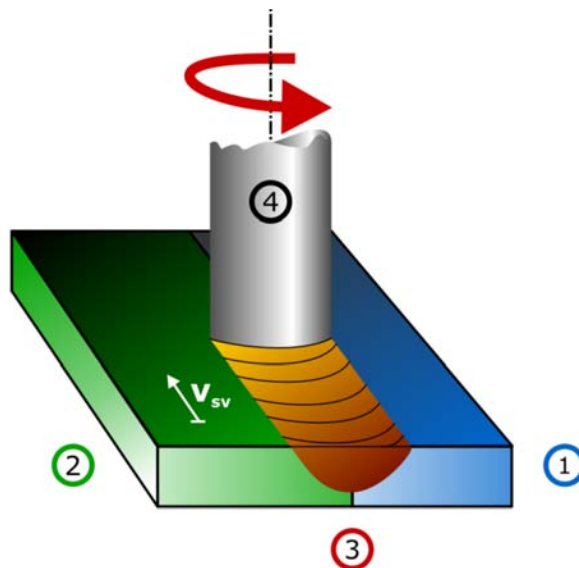
3.1.1 Friction Stir Welding (FSW)

Friction Stir Welding je relativně moderní technologie svařování vynalezená a v prosinci roku 1991 patentovaná institutem svařování TWI⁴ v Cambridge [57]. FSW bylo původně využíváno na svařování součástí vysoce legovaných slitin hliníku řady 2000 a 7000, a to především pro potřeby leteckého průmyslu a kosmonautiky. Pokračující výzkum a vývoj této metody otevírá nepřeborné množství jejího aplikačního využití, především při svařování hliníku a jeho slitin všech řad, mědi, titanu a jeho slitin, hořčíku, zinku, niklových slitin, ocelí, plastů, kompozitů na bázi hliníku a dalších. Tato technologie by mohla být využita i pro spojování hliníku a jeho slitin

⁴ The Welding Institute – organizace pro výzkum a aplikaci technologií svařování.

s ocelí. V současné době nalézá FSW hlavní uplatnění při vytváření tupých, přeplátovaných, rohových a „T“ svarových spojů ve všech svařovacích pozicích o tloušťkách materiálu v řádech jednotek až desítek milimetrů.

Tato technologie svařování vychází z principů konvenčního třecího svařování hojně využívaného již od 50. let 20. století. FSW využívá speciální nástroj, který rotuje kolem své osy a zároveň se posouvá mezi svařovanými materiály, viz Obr. 15.



Obr. 15: Princip metody FSW; (1), (2) základní materiály, (3) vznikající svar, (4) rotující nástroj

Nástroj plní dvě základní funkce. Tou první je zahřívání materiálů třecím teplem vznikajícím mezi pohybujícím se nástrojem a spojovanými materiály. Druhou funkcí nástroje je transport teplotou zplastizovaných svařovaných materiálů v přilehlé oblasti před nástrojem za nástroj a tím vytváření svarového spoje. Pochody vedoucí ke vzniku spoje jsou díky různým svařovacím nástrojům, svařovaným materiálům a parametrům svařování velmi komplexní a jsou předmětem rozsáhlého výzkumu.

Uzun [58] využil ve svém experimentu FSW pro vytvoření spoje mezi hliníkovou slitinou EN AW-6013, T4 o chemickém složení v hm. %: Si 0,8; Mg 0,9; Cu 1; Fe 0,3; Cr 0,1; Mn 0,5; Ti 0,1; Zn 0,1; Al zbytek a korozivzdornou ocelí X5CrNi18-10 o chemickém složení v hm. % Cr18; Ni 10; Si 0,75; Mn 1,45; C 0,02; Fe zbytek.

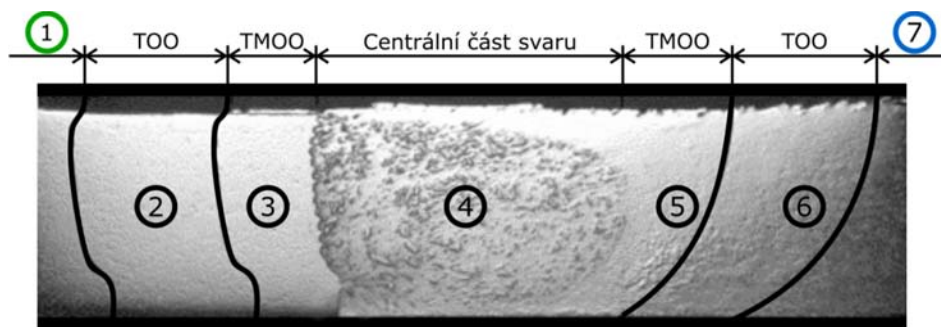
Tupé svarové spoje plechů o tloušťce 4 mm byly provedeny v pozici PA [61]. Levotočivá rotace nástroje byla 800 ot./min, postupová rychlost 80 mm/min. Hliníkový plech se nacházel na pravé straně z pohledu od počátku svaru. Trajektorie podélného posuvu nástroje byla posunuta od svařované stěny plechů směrem k hliníkové slitině.

Metalografickým šetřením svarů světelnou mikroskopií bylo rozpoznáno celkem sedm charakteristických oblastí tohoto spoje, viz Obr. 16:

- 1 a 7 – základní materiály neovlivněné procesem.
- 2 a 6 – TOO – teplem ovlivněná oblast materiálu.
- 3 a 5 – TMOO – termomechanicky ovlivněná oblast materiálu.
- 4 – centrální část svaru.

Centrální část svaru se skládala ze směsi částic korozivzdorné oceli v hliníku, kterou autor charakterizuje jako „kompozit“. Tyto částice měly nepravidelný tvar a nerovnoměrné rozložení v průřezu této oblasti svaru. Zrna hliníkové slitiny dosahovala velikosti přibližně 15 μm z původních 80-120 μm v neovlivněné oblasti hliníkové slitiny. TMOO byla u hliníkové slitiny charakteristická prodlouženými, silně deformovanými zrny otočenými až o 90° oproti původní struktuře. TOO hliníkové slitiny sejevila při základním metalografickém šetření světelnou mikroskopií stejnou mikrostrukturou jako základní materiál.

TMOO korozivzdorné oceli byla charakteristická deformovanými zrny dle pohybu rotujícího nástroje. TOO opět nejevila zásadní odlišnosti oproti struktuře základního materiálu.



Obr. 16: Makrostruktura příčného řezu FSW svaru (1) korozivzdorné oceli X5CrNi18-10 a (7) hliníkové slitiny EN AW-6013, T4 [58]

Průběhy tvrdosti svarového spoje byly měřeny ve třech liniích – v povrchové, střední a dolní části příčného řezu svarem. Tvrdost centrální části svaru byla srovnatelná s neovlivněným základním materiálem hliníkové slitiny – 100 HV, což byla poloviční hodnota tvrdosti druhého základního materiálu – korozivzdorné oceli. V TMOO hliníkové slitiny došlo k poklesu tvrdosti, který byl následně v TOO nejmarkantnější. Autor přisuzuje tento pokles rekrytalizačním procesům hliníkové slitiny a rozpouštění precipitátů. Dle obdobného experimentu, který provedl Chen [59], jsou teploty ocelové části spoje během svařování přibližně 630 °C a hliníkové slitiny přibližně 490 °C.

U korozivzdorné oceli došlo jen ke slabému poklesu tvrdosti ve středních a dolních oblastech TMOO a TOO oproti základnímu neovlivněnému materiálu. V povrchové linii měření byl zaregistrován drobný nárůst tvrdosti, který je přisuzován spíše

mechanickému zpevnění, jež bylo způsobeno rotujícím nástrojem. Autor prokázal, že takto vytvořené svarové spoje oceli a hliníku mají přibližně o 30 % nižší mez únavy než neovlivněný hliníkový materiál EN AW-6013, T6. Důvody, které vedly ke komparaci FSW svaru s touto hliníkovou slitinou (stav T6), autor neuvádí.

Won-Bae Lee se ve své práci soustředil na registrování a určení typu intermetalických fází na rozhraní korozivzdorné oceli a hliníkové slitiny shodně s experimentálními materiály Uzuna [58]. Autor potvrzuje základní oblasti svarového spoje zmiňované v [58] a shoduje se na morfologii strukturních částic v jednolitých oblastech. Identifikace IMF na rozhraní vysoce deformovaných zrn austenitu a hliníkové slitiny však nebyla jednoznačná. Autor nicméně prezentuje analyzovanou 250 nm tlustou hranici intermetalické fáze jako Al_4Fe . Další intermetalické fáze na bázi Fe-Al nebyly autorem detekovány.

3.1.2 Laserové svařování (LBW)

Laserové svařování je technologií, jejíž širší industriální využití započalo v 70. letech 20. století. Tato technologie svařování využívá monochromatického koherentního záření o koncentracích energie 10^5 až 10^7 W/cm². Tato značná koncentrace energie umožňuje vytvářet svary velmi produktivně a navíc s velmi úzkou teplem ovlivněnou oblastí. Laserové svařování je spojeno se značnými rychlostmi ohřevu na teplotu likvidu a následným rychlým ochlazením, což může z hlediska materiálové svařitelnosti činit obtíže. V komerční praxi se pro svařování kovů laserem využívá optického svazku s obvykle kruhovitou interakční plochou o průměru od 100 do 1000 μ m.

Možnost přesné regulace zářivého výkonu laserových zařízení dává prostor pro výzkum a realizaci heterogenních svarových spojů oceli a hliníku.

Současné studie laserového svařování a tavného spojování hliníku s ocelí se orientují do tří základních kategorií dle využívaných režimů:

- „Key-hole“ režim svařování, při kterém vzniká kapilára naplněná parami kovu připomínající svým tvarem klíčovou díрку.
- Laserové svařování za využití vedení tepla, tzv. „kondukční“ spojování za současného mechanického působení na spojovanou dvojici plechů.
- Laserové tavné spojování bez mechanického působení na spojovanou dvojici plechů.

Sierra [60] provedl experiment laserového „Key-hole“ svařování 1,2 mm tlustých plechů hliníkových slitin EN AW-6056, T4 o chemickém složení v hm. %: Fe 0,5; Mg 0,6-1,2; Mn 0,4-1; Si 0,7-1,3; Cu 0,5-1,1; Al zbytek a EN AW-6016, T4 o chemickém složení v hm. %: Fe 0,5; Mg 0,3-0,5; Mn 0,2; Si 1-1,3; Cu 0,2; Al zbytek s ocelí DC 04 o chemickém složení v hm. % Mn 0,4; P+S 0,06; C 0,08; Fe zbytek. K experimentu byl použit Nd:YAG laser o výkonu 2,25 až 3,5 kW. Byly provedeny přeplátované svarové spoje oceli umístěné na hliníku (s koncentrací energie 1100 kW/cm²) a v druhé

variantě hliníku umístěné na oceli (s koncentrací energie 1500 kW/cm^2). Obě varianty byly provedeny bez tavidel ve svařovací pozici PA [61]. Ochrana svarových spojů před účinkem vzdušné atmosféry byla zajištěna heliem o průtoku 20 l/min . Po experimentálním určení hlavních svařovacích parametrů autor analyzoval vzniklé spoje. Vyhovujících svarů s minimem defektů dosáhl pouze při konfiguraci oceli umístěné na hliníku. Svary hliníku na oceli obsahovaly vždy trhliny (způsobující nesoudržnost obou plechů) jdoucí napříč svarovým kovem v dolní části svarového spoje. V tomto místě byla registrována vrstva IMF přibližně $50 \mu\text{m}$ tlustá. Tahovou zkouškou svarových spojů oceli na hliníku prováděnou ve směru kolmém na podélnou osu svaru byla prokázána vysoká citlivost svarového spoje na použité parametry svařování. Nejvyšší hodnoty pevnosti svarového spoje ($R_m = 250 \text{ MPa}$) bylo dosaženo při penetracích svarového kovu 200 až $400 \mu\text{m}$ do plechu hliníkové slitiny. Autor podrobně analyzoval místa, ve kterých došlo k iniciaci trhlin při tahových zkouškách. V těchto místech byla zjištěna přítomnost IMF Fe_2Al_5 , FeAl_3 , FeAl o tloušťkách vrstev 5 až $20 \mu\text{m}$.

V rozsáhlé studii Rathoda [47] byly za použití CO_2 laseru prováděny přeplátované spoje za studena válcované nízkouhlíkové oceli ($0,12 \text{ hm. \% C}$) o tloušťce plechu $0,5 \text{ mm}$ a hliníkové slitiny EN AW-5052, O o tloušťce plechu 1 mm . Vrchní ocelový plech byl laserem zahříván na teplotu $T < T_{\text{likvidu}}$ oceli a bezprostředně po zahřátí byl přitlačován odvalujícími se kladkami s definovaným přitlakem na plech z hliníkové slitiny. Tím bylo dosaženo kontaktu a tedy difuzní reakce mezi ocelí v tuhém a hliníku v kapalném stavu. Autor zkoumal vliv změny tepelného příkonu do spoje reprezentovaný změnou spojovací rychlosti a změnu velikosti přitlaku kladek na přítomnost, velikost a typ IMF na rozhraní hliníkové slitiny a oceli. Analýzou bylo zjištěno, že se změnou spojovací rychlosti dochází ke změnám vrstvy IMF na tomto rozhraní. Její tloušťka se pohybovala od 8 do $4 \mu\text{m}$ při použití vyšší spojovací rychlosti. Se snižujícím se vneseným teplem do spoje docházelo rovněž k procentuálnímu nárůstu v zastoupení na železo bohatých IMF FeAl , Fe_3Al na úkor IMF bohatých na hliník FeAl_3 a Fe_2Al_5 . Tento závěr byl autorem předkládán pouze na základě analýzy vzorků elektronovou energiově-disperzní RTG spektroskopii. Obdobné výsledky byly prezentovány i Wagnerem [62] a Katayamou [63]. Navyšování mechanického přitlaku na plechy během spojování nemělo na rozdíl od zvyšování postupové rychlosti zásadní vliv na tloušťku vrstvy IMF.

V další studii Sierra [64] vytvořil přeplátované spoje plechu tloušťky 1 mm z hliníkové slitiny EN AW-6016, T4 o chemickém složení v hm. %: Fe $0,5$; Mg $0,3-0,5$; Mn $0,2$; Si $1-1,3$; Cu $0,2$; Al zbytek a plechu tloušťky $1,2 \text{ mm}$ z oceli DC 04 o shodném základním chemickém složení jako v jeho předchozí práci [60], viz výše. Ocelový plech byl pozinkován $20 \mu\text{m}$ z každé strany. Plech hliníkové slitiny se nacházel na ocelovém plechu a byl v ochranné atmosféře argonu taven Nd:YAG laserem. Koncentrace energie byla v místě spoje 70 až 90 kW/cm^2 . Natavování hrany plechu hliníkové slitiny bylo prováděno ve variantách s různou spojovací rychlostí v pozici PB [61]. Vhodným

nastavením procesních parametrů autor docílil tavení pouze plechu z hliníkové slitiny, aniž by docházelo k natavování ocelového plechu. Tavenina hliníkové slitiny následně smáčela ocelový plech a vytvářela spoj. Experiment byl prováděn ve variantách s fluoridovým tavidlem ($K_{1-3}AlF_{4-6}$) a bez jeho použití. Studie [65,66] dokazují, že při použití zinkového povlaku na oceli není pro dobré smáčení tavidlo bezpodmínečně nutné. Autor studie dokazuje nárůst smáčecího úhlu v závislosti na zvyšující se rychlosti spojování. Použití tavidla na pozinkovaných polotovarech znamenalo naopak zvětšení smáčecího úhlu. Závislost velikosti smáčecího úhlu na zvyšující se rychlosti spojování byla obdobná jako při absenci tavidla. Ve shodě s dalšími studiemi autor potvrdil snižující se tloušťku vrstev IMF v závislosti na použité spojovací rychlosti. Ze studie je patrné, že při použití tavidla mají takto provedené spoje nižší tloušťku vrstvy IMF a vyšší pevnostní hodnoty při tahových zkouškách. Sierra odhaduje, že za pozitivními účinky tavidla na velikost vrstvy IMF stojí vliv tepelné bariéry tohoto roztaveného tavidla mezi oběma spojovanými plechy a zároveň difuzní bariéra, kterou toto tavidlo vytváří. Autor provedl tahové zkoušky ve směru kolmém na podélnou osu spoje. Bylo zjištěno, že v daném rozsahu použitých parametrů nedochází k významné změně meze pevnosti spoje. K destrukci zkušebních vzorků docházelo vždy ve fúzní zóně hliníkové slitiny. Absolutní hodnota meze pevnosti spoje předkládaná autorem je však diskutabilní. U vzorků s použitým tavidlem dosahuje velikosti 250 MPa, což je o 10 MPa nižší hodnota než mez pevnosti základního, procesem neovlivněného materiálu EN AW-6016, T4. Pokles tvrdosti HV ve fúzní zóně spoje však činil 35 %. Mez pevnosti spojů bez užití tavidla činila 150 MPa.

Jak je patrné z předchozích studií, přítomnost vrstev IMF na rozhraní hliníku a oceli je řešena i při použití laserové technologie svařování (spojování), která je specifická velkými rychlostmi ohřevu (desítky až stovky tisíc $^{\circ}C/s$) a může vyvolat teplotní gradienty ve svaru (spoji) řádově 1000 $^{\circ}C/mm$ [67]. Optimalizace parametrů svařování (spojování) této technologie umožňuje omezit tloušťku vrstvy IMF na desítky až jednotky μm a dosáhnout meze pevnosti (svarových) spojů při tahovém namáhání blížící se mezi pevnosti homogenních svarových spojů v experimentu použitých řad hliníkových slitin 5000 [47] a 6000 [60,64]. Ačkoliv se jeví přítomnost IMF Fe_xAl_y , resp. tloušťka jejich vrstvy, jako klíčová (uspokojivých výsledků bylo dosaženo při tloušťce vrstvy IMF v průměru pod 10 μm), existuje stále nedostatek informací o vlivu a možnostech optimalizace technologických parametrů na vlastnosti spoje.

3.1.3 Modifikace MIG – Cold Metal Transfer (CMT)

Historie CMT⁵ procesu sahá do roku 1991, kdy rakouská firma Fronius započala výzkum této metody svařování. Cílem bylo vytvořit obloukovou metodu svařování na bázi MIG/MAG technologie s exaktně řízeným přestupem kovu z drátové elektrody do

⁵ Cold Metal Transfer™ – „přenos studeného kovu“ – modifikace MIG/MAG technologie.

tavné lázně. Tímto vhodným řízením procesu svařování lze dosáhnout snížení tepelného příkonu do spojovaných materiálů [49,68,76] a tím rozšířit použití obloukové metody svařování na netradiční aplikace. Společným jmenovatelem vývoje byla a je snaha o snadné industriální použití a to jak z pohledu reprodukovatelnosti kvality svarových spojů, tak spolehlivosti produktivity výroby svařenců.

Technologie CMT pro robotizované svařování byla v roce 2004 po více než deseti letech vývoje nabídnuta do průmyslového užívání [49]. V roce 2006 byla uvedena na trh varianta umožňující ruční svařování.

Tato metoda nalézá v současné době průmyslové využití zejména při robotizovaném svařování homogenních spojů tenkých plechů nízkouhlíkových konstrukčních materiálů, hliníku a jeho slitin. Možnosti použití této metody se však velmi dynamicky rozšiřují a to nejen do oblasti svařování moderních vysokopevných ocelí.

V následujícím textu bude pro stručnost věnována pozornost především problematice využití této technologie pro spojování hliníku s ocelí.

Základní princip – spojování hliníkových slitin s ocelí

Technologii svařování CMT lze obecně začlenit mezi technologie svařování ve stavu tekutém. V případě jejího využití pro spojování hliníku s ocelí není však tato kategorizace úplně korektní, jak bude vysvětleno později. Dle ČSN EN ISO 4063 [69] tuto metodu řadíme do skupiny 131 – obloukové svařování tavící se elektrodou v inertním plynu – MIG svařování. Ve vědeckých pracích bývá CMT charakterizováno jako modifikace MIG/MAG, resp. GMAW⁶ svařování [50,70,71].

Princip této metody je založen na elektrickém oblouku, který hoří v ochranné inertní atmosféře argonu, helia nebo jejich směsi, mezi drátovou elektrodou a základním materiálem. CMT pracuje, stejně jako konvenční technologie svařování MIG, se stejnosměrným proudem, tj. DC⁷. Drátová elektroda je připojena na „+“ pól elektrického obvodu a svařovaný polotovar na „-“ pól, tzv. nepřímá polarita.

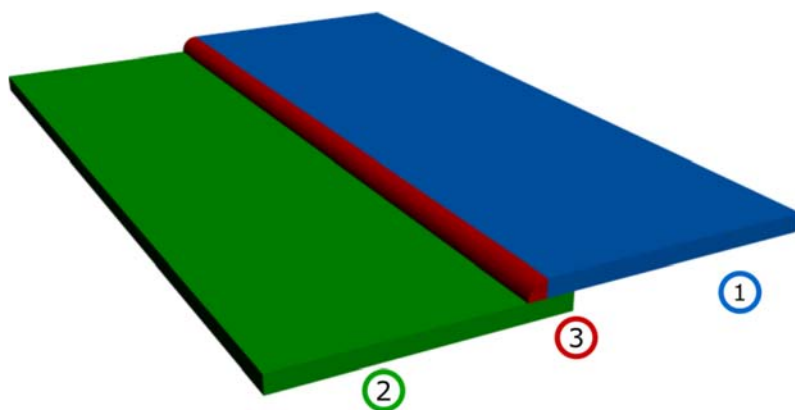
Při této polaritě zapojení se uplatňuje tzv. čistící účinek argonu, který má klíčový vliv na svařitelnost materiálů značně oxidujících ve vzdušné atmosféře, viz kap. 1.2.

Pro spojování hliníku s ocelí je při použití technologie CMT výhodné použít přeplátovaný spoj, dle uspořádání patrného z Obr. 17. Elektrický oblouk taví drátovou elektrodu a základní materiál hliníku. K natavení ocelové části spoje zpravidla nedochází. Z výše uvedeného je patrné, že se ve své podstatě nejedná o klasické tavné svařování, u něhož předpokládáme, že spojované materiály jsou v době vznikajícího spoje zahřány na $T > T_{\text{likvidus}}$. CMT při spojování hliníku s ocelí kombinuje dvě technologie: a sice tavné svařování, ke kterému dochází na hliníkové části spoje,

⁶ Gas Metal Arc Welding – ekvivalentní označení metod MIG/MAG dle ASME (American Society of Mechanical Engineers).

⁷ DC – Direct Current – stejnosměrný proud.

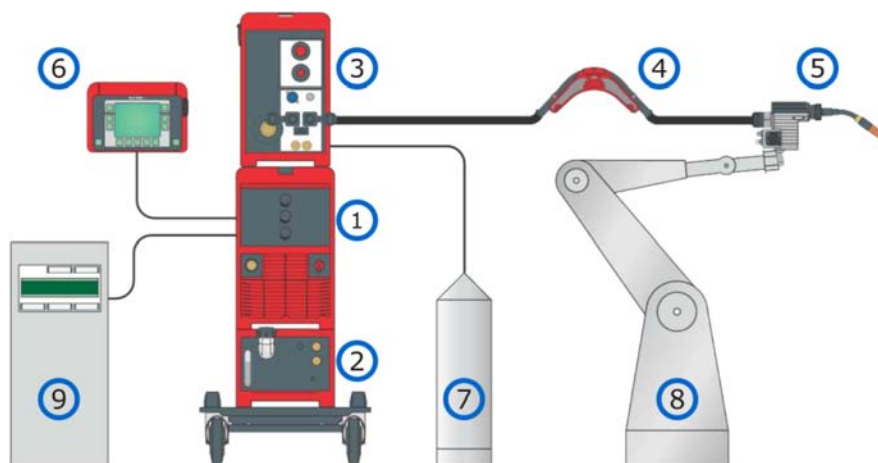
viz Obr. 17 (1) a tvrdé pájení hliníkem, k němuž dochází na straně oceli, viz Obr. 17 (2). S určitou mírou tolerance definujeme nanesený přídavný materiál v takto vzniklém spoji ve shodě s terminologií technologie svařování MIG: „svarová housenka“, resp. „svarový kov“, Obr. 17 (3).



Obr. 17: Překládaný spoj oceli a hliníku; (1) – hliníkový plech, (2) – ocelový plech, (3) – svarová housenka

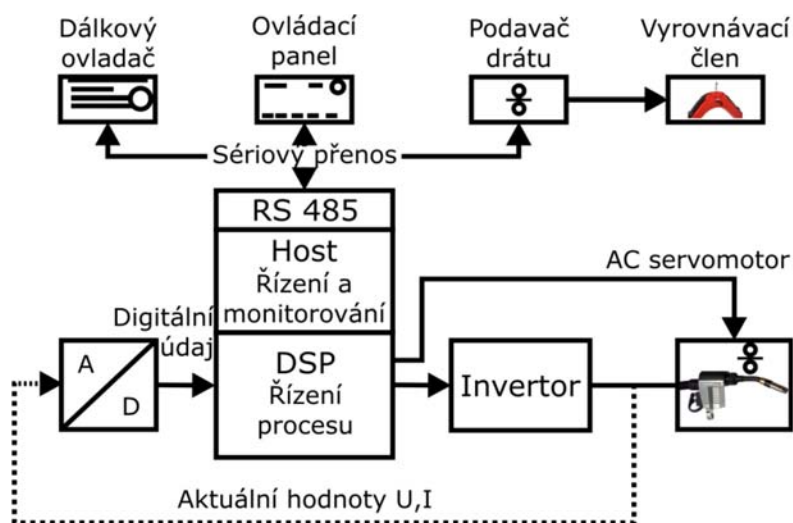
Svařovací zařízení CMT má modulární uspořádání. Standardní konfigurace pro robotizované svařování je znázorněna na Obr. 18. Má tyto komponenty:

- Digitálně řízený invertorový svařovací zdroj elektrického napětí a proudu (1).
- Vodní chlazení (2).
- Podavač drátové elektrody (3).
- Kompenzační (vyrovnávací) člen posuvu drátové elektrody (4).
- Hořák s integrovaným mechanismem pro posuv drátu (5).
- Dálkový ovladač (6).
- Tlaková láhev s inertním plynem (7).
- Svařovací robot (8).
- Řízení svařovacího robota (9).



Obr. 18: Schéma robotizovaného pracoviště technologie CMT [71]

Energie elektrického oblouku, resp. časový průběh velikosti svařovacího proudu a svařovacího napětí, je řízena digitálně elektronikou svařovacího zdroje. Jak je znázorněné na Obr. 19, jedná se o uzavřenou regulační smyčku se zpracováním A/D⁸ signálů. Reakce na změny poměrů v tavné lázni jsou vyhodnocovány DSPu⁹, která je součástí inverterového svařovacího zdroje, viz Obr. 18 (1).



Obr. 19: Blokové schéma řízení procesu CMT [71]

Na rozdíl od běžných svařovacích technologií MIG neprobíhá u CMT regulace svařovacích parametrů pouze na úrovni řízení hlavních a vedlejších elektrických parametrů svařování. Významnou roli u této technologie hraje mechanický pohyb

⁸ A/D – analogový/digitální.

⁹ DSPu – Digital Signal Processing Unit.

drátové elektrody, který je prováděn hlavním čtyřkladkovým podavačem drátu, Obr. 18 (3). Speciální hořák obsahuje rovněž podávací kladky, které vykonávají dynamický rotační vratný pohyb se střední hodnotou frekvence 63 Hz a zrychlením až 330 m/s^2 [71]. Důsledkem tohoto pohybu kladek je oscilační pohyb podávané drátové elektrody.

Tato oscilace umožňuje v kombinaci s vhodným řízením svařovacího zdroje speciální přestup roztaveného kovu z drátové elektrody do tavné lázně.

Pro stabilitu rychlosti posuvu drátové elektrody obsahuje systém CMT vyrovnávací člen, viz Obr. 18 (4). Jeho úkolem je tvořit a monitorovat rezervu délky drátové elektrody tak, aby řídicí systém mohl včas měnit rychlosti obou podavačů, například pro zabránění vzpříčení drátové elektrody.

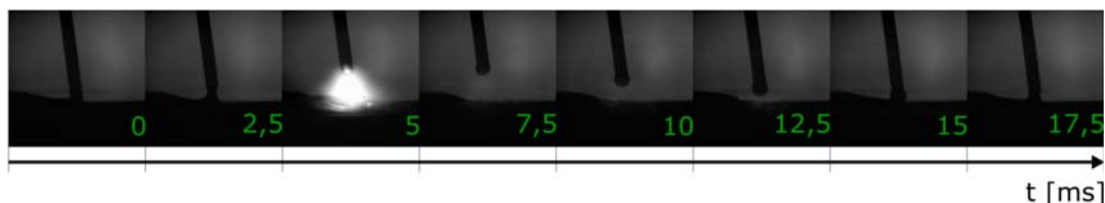
Přestup kovu v elektrickém oblouku

Jak již bylo uvedeno v předchozích kapitolách, velikost tepelného příkonu, tzn. i charakter přestupu kovu z drátové elektrody do tavné lázně, má značný vliv na vlastnosti heterogenního spoje oceli a hliníku. Dle vědecké práce [72] lze začlenit přestup kovu charakteristického pro CMT do kategorie zkratového přestupu. Je však nutno zdůraznit, že tato klasifikace je závislá na svařovacích parametrech. To u CMT znamená i na řízení svařovacího oblouku, které umožňuje kombinovat přestupy kovu v oblouku v jediné pracovní fázi¹⁰. Korektněji se o této problematice, jako o speciálním, časově proměnném zkratovém přestupu, zmiňuje [73].

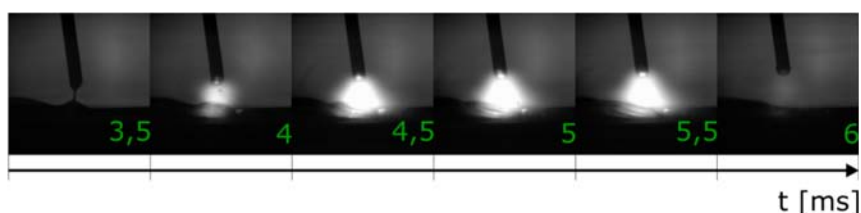
Vzhledem k absenci relevantních dat vědecko-výzkumných prací provedme charakterizaci tohoto přestupu kovu na základě výsledků experimentálního programu této disertační práce. Jak bude blíže uvedeno v dalších kapitolách, jedná se o hodnocení založeném na studii snímků vysokorychlostního záznamu obrazu, viz Obr. 20.

Výchozí snímek zachycuje okamžik, kdy se drátová elektroda dotýká tavné lázně a dochází k přestupu právě jedné natavené kapky. Elektronika svařovacího zdroje dá v závislosti na hodnotách elektrických veličin pokyn k reverzi pohybu drátové elektrody, která se do tohoto okamžiku pohybovala směrem k tavné lázni. Po určité době dojde k intenzivnímu natavení obou materiálů (hliníkového základního materiálu a drátové elektrody). Detail této fáze je zachycen na Obr. 21. Po dodání dostatečného množství energie pro natavení je elektrický proud ve svařovacím obvodu snížen za současného přibližování drátové elektrody zpět k tavné lázni. Na závěr této jedné pracovní fáze dojde k téměř bezproudému přestupu kovu do tavné lázně.

¹⁰ Definováno jako 1 cyklus oscilačního pohybu drátové elektrody.



Obr. 20: Zkratový přestup kovu technologie CMT [75]

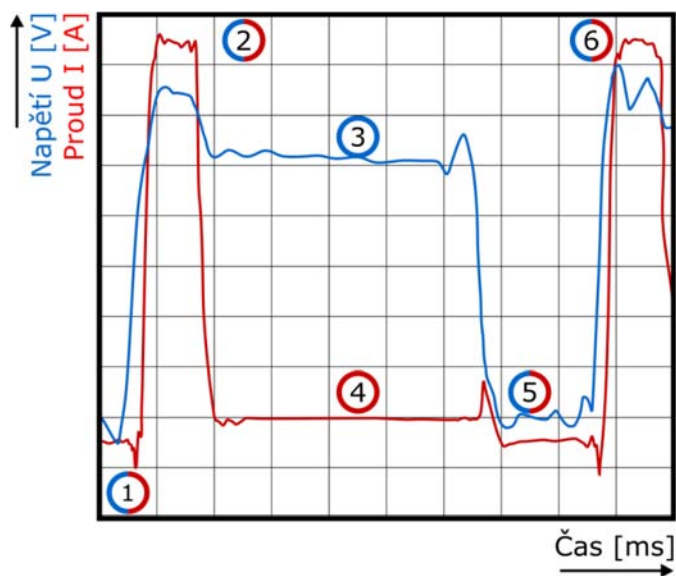


Obr. 21: Zkratový přestup kovu technologie CMT, časový detail [75]

Po synchronizaci obrazových dat s hodnotami naměřeného proudu a napětí na oblouku, viz Obr. 22, můžeme jednotlivé detaily pracovní fáze procesu blíže charakterizovat takto:

- Hodnoty napětí a proudu jsou v čase $t = 0$ na nízké úrovni, Obr. 22 (1). V této fázi dochází k přestupu roztaveného kovu drátové elektrody do tavné lázně.
- Po mechanickém oddálení drátové elektrody přichází fáze intenzivního hoření oblouku pomocí tzv. pulzního proudu, Obr. 22 (2).
- Zvýšený výkon oblouku se projeví na natavení určitého objemu drátové elektrody – proud i napětí jsou sníženy, viz Obr. 22 (3), (4) za současného posuvu drátové elektrody směrem k tavné lázni.
- Ve fázi zkratového přestupu kovu dochází k dalšímu snížení napětí a proudu, Obr. 22 (5).
- Jedna pracovní fáze (cyklus) je ukončena – celý tento proces se opakuje.

Jak je patrné, zkratový přestup kovu CMT nemusí být, na rozdíl od konvenční technologie MIG, doprovázen nadměrným tepelným zatížením tavených materiálů. V konečném důsledku má tento fakt vliv na tepelný příkon do svarového spoje, nižší hodnoty makrodeformací spoje a sníženou prvkovou degradaci materiálů. [49,50,70,74].



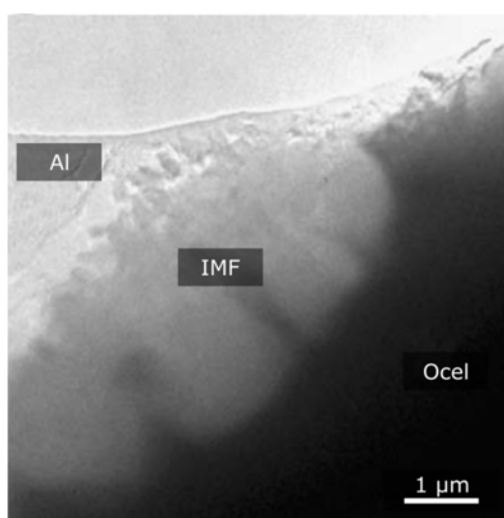
Obr. 22: Průběh svařovacího napětí a proudu jedné pracovní fáze CMT, ilustrativně [75]

Pokud je technologicky nutné zvýšit tepelný příkon této technologie, například při svařování plechů tloušťky cca $t > 3$ mm, umožňuje CMT pracovat v režimu dodatečné pulzace elektrického proudu. V takové situaci je přestup kovu komplexní, tvořený superpozicí bezkratového – pulzního a již zmiňovaného speciálního zkratového přestupu kovu.

O problematice spojování hliníku, resp. jeho slitin s ocelí, metodami obloukového svařování není v současné době publikováno mnoho experimentálních prací, které by komplexněji posuzovaly vliv technologických podmínek na strukturní a mechanické vlastnosti spoje.

Například Agudo [48] podrobil analýze heterogenní přeplátované spoje nízkouhlíkové oceli DX56D a hliníkové slitiny EN AW-A6061, T4. Oba plechy měly tloušťku 1 mm. Nízkouhlíková ocel byla žárově pozinkována vrstvou 10 μm na každé straně plechu. Přídavným materiálem byl technicky čistý hliník Al 99,8 hm. % Pro vytvoření tohoto spoje byla použita technologie CMT s hlavními parametry $I_s = 70$ A, $U_s = 12$ V, $v_{sv} = 60$ cm/min. Ochrannou atmosféru tvořil argon čistoty 99,996 %. Další parametry autor studie neuvádí. Na základě mikroskopické analýzy byly potvrzeny charakteristické části tohoto spoje – svarový spoj mezi hliníkovou slitinou a hliníkem (přídavným materiálem) a pájený spoj mezi hliníkem a pozinkovanou ocelí. Na rozhraní oceli a hliníku byla přítomna vrstva IMF Fe_2Al_5 a FeAl_3 , Obr. 23. Morfologie vrstvy IMF Fe_2Al_5 měla jen velice mírný jazýčkovitý reliéf, oproti pozorovaným vrstvám této fáze při výzkumu pokovování oceli resp. železa hliníkem [38,53,54,55,56]. Délka krystalů fáze Fe_2Al_5 dosahovala průměrné hodnoty 1,7 μm , což je znovu, v porovnání se studii pokovování oceli resp. železa hliníkem, přibližně o jeden až dva řády nižší hodnota. Téměř ekvixiální morfologie zrn této fáze značí, že nedocházelo k jejímu

růstu primárně ve směru nejdelší krystalografické osy. Teorie anizotropické difuze podél nejdelší osy orthorombické mřížky se tedy nejeví jako hlavní mechanismus růstu této IMF. Její růst, resp. počáteční růstová fáze, je zřejmě výrazně ovlivněna komplexními chemickými reakcemi [53,54]. Pozorovaná zrna fáze FeAl_3 byla elipsovitého tvaru a rostla ve směru kolmém na rozhraní oceli a hliníku. Střední hodnota tloušťky IM vrstvy mezi hliníkem a ocelí byla $2,3 \mu\text{m}$, což je nižší hodnota v porovnání s obdobnými experimenty [47,60,64]. Oblast hliníku, která přiléhala k vrstvě IMF, obsahovala precipitáty bohaté na železo, což bylo pravděpodobně způsobeno difuzí atomů železa do hliníku s následnou precipitací z přesyceného roztoku během chladnutí taveniny.



Obr. 23: Rozhraní pájeného spoje, CMT [48]

Také Staubach [68] vytvořil a analyzoval heterogenní přeplátované spoje pozinkované oceli DX 53 Z100 o tloušťkách 0,75; 0,9; 1,5 a 2,5 mm a hliníkové slitiny EN AW-6016, T4 o tloušťkách 1; 1,5 a 2 mm. Testovány byly různé přídatné materiály (AlSi_5 , AlSi_3Mn_1 , ZnAl_4 a ZnAl_{15}). Regulací svařovacích parametrů bylo u přídatných materiálů na bázi hliníku (drátové elektrody o průměru 1,2 mm) dosaženo uspokojivých výsledků použitím svařovacích rychlostí 0,3 až 0,7 m/min a rychlostí posuvu drátové elektrody 2,5 až 4 m/min. Pracovní rozsah svařovacích rychlostí při použití drátové elektrody na bázi zinku byl 0,24 až 0,48 m/min, rychlost posuvu drátové elektrody 5 až 7,5 m/min (průměru 1,0 mm). Velmi nízký teplotní rozsah mezi bodem tavení a bodem varu zinku vedl k nutnosti velmi citlivého nastavení svařovacích parametrů. Hmotnostní ztráty přídatných materiálů ZnAl_4 a ZnAl_{15} v elektrickém oblouku rostly s rychlostí podávání drátové elektrody, tj. s jejich tepelným zatížením a dosahovaly až 10 %. Přídatné materiály na bázi zinku dosahovaly v porovnání s přídatnými materiály na bázi hliníku vyšších úhlů smáčení. To může být vysvětleno nižším tepelným zatížením přídatného materiálu, kterého muselo být do spoje dodáno

více než při použití přídatného materiálu na bázi hliníku. Použití přídatných materiálů na bázi zinku nevedlo kvůli nižší postupové rychlosti k významnému snížení tepelného příkonu do svaru. Studie rovněž doložila, že vyšší měrná hmotnost zinku oproti hliníku vede ke spojům, jež jsou čtyřikrát až pětkrát těžší. Další analýzy se ve studii zaměřily na porovnání vlastností spojů vytvořených přídatnými materiály ZnAl15 a AlSi5. Tahové zkoušky těchto spojů prokázaly až o 30 % vyšší pevnost u spojů s přídatným materiálem ZnAl15 oproti AlSi5. Tohoto výsledku bylo dosaženo pouze při technologicky nulové svarové mezeře mezi spojovanými plechy. Vzhledem k tomu, že klomu docházelo v oblasti mezi svarovou housenkou a plechem hliníkové slitiny, vrstva IMF nebyla při tomto namáhání limitujícím faktorem. Pokud byla přemostěna svarová mezera o velikost 0,6 až 1 mm, tahové zkoušky prokázaly vyšší pevnost spojů vytvořených přídatným materiálem AlSi5 a to navzdory pro tuto situaci vhodnějším (vyšším) smáčecím úhlům při použití ZnAl15. Důvodem poklesu meze pevnosti spojů při použití ZnAl15 byla nedostatečná fúze tohoto materiálu s hliníkovou slitinou základního materiálu. Mikrostruktura resp. morfologie IMF nebyla v této studii podrobně analyzována. Její tloušťka se pohybovala od 3 do 35 μm .

Z výše popsaných experimentů je zřejmé, že technologie CMT umožňuje spojit hliník resp. slitinu hliníku řady 6000 s nízkouhlíkovou ocelí.

4 Experimentální program

4.1 Charakteristika experimentálního programu

Výběr materiálově-technologických podmínek experimentálního programu této disertační práce reflektuje především vývojové trendy a potřeby automobilového průmyslu. Tyto podmínky byly rovněž stanoveny s ohledem na snadný, rychlý a z ekonomického hlediska nenáročný transfer vědecko-výzkumných závěrů této práce do průmyslového provozu.

Experimentální program je rozdělen do dvou základních částí. V první části je provedena specifikace podmínek spojování vybraných představitelů oceli a hliníkové slitiny. Jde především o volbu základních materiálů, přídatného materiálu a o volbu technologických parametrů. Dále se tato část práce zabývá analýzou vybraných dějů procesu MIG (CMT) a předkládá charakteristiky faktorů působících na vlastnosti spojovaných materiálů a tudíž i na jakost spojů.

V druhé části experimentálního programu jsou na základě podmínek definovaných v první části vytvořeny další (rozměrově vhodné) zkušební vzorky spojů v materiálově-technologických variantách. Tyto vzorky jsou následně analyzovány s cílem určit jejich vybrané vlastnosti.

Práce jako celek akcentuje snahu o maximální využití komerčně dostupných zařízení a technologických postupů známých z jiných oblastí výzkumu a aplikací technologie svařování. Hodnocení některých specifických vlastností heterogenních spojů hliníkových slitin s ocelí však není v současné době z pochopitelných důvodů standardizováno technickými normami. V experimentální části práce jsou tak uvedena i některá méně standardní označení, která jsou použita ve snaze korektně popsat specifickou problematiku, jakou je vytváření spojů hliníkových slitin s ocelí.

4.2 Cíle experimentálního programu

Disertační práce se zabývá vztahem mezi materiálově-technologickými aspekty vytváření heterogenních spojů hliníkové slitiny s ocelí a jejich vlastnostmi.

Cíle experimentálního programu jsou:

- Návrh materiálově-technologických podmínek pro zhotovení spojů hliníkové slitiny s ocelí.
- Tvorba spojů ve variantních materiálově-technologických podmínkách.
- Analýza základních elektrických parametrů procesu spojování.
- Vytvoření obrazového záznamu přestupu kovu přídatného materiálu do tavné lázně.

- Analýza teplotního pole procesu spojování.
- Provedení metalografického šetření spojů.
- Provedení vybraných mechanických zkoušek spojů.
- Zhodnocení vlivu materiálově-technologických podmínek na jakost spojů.

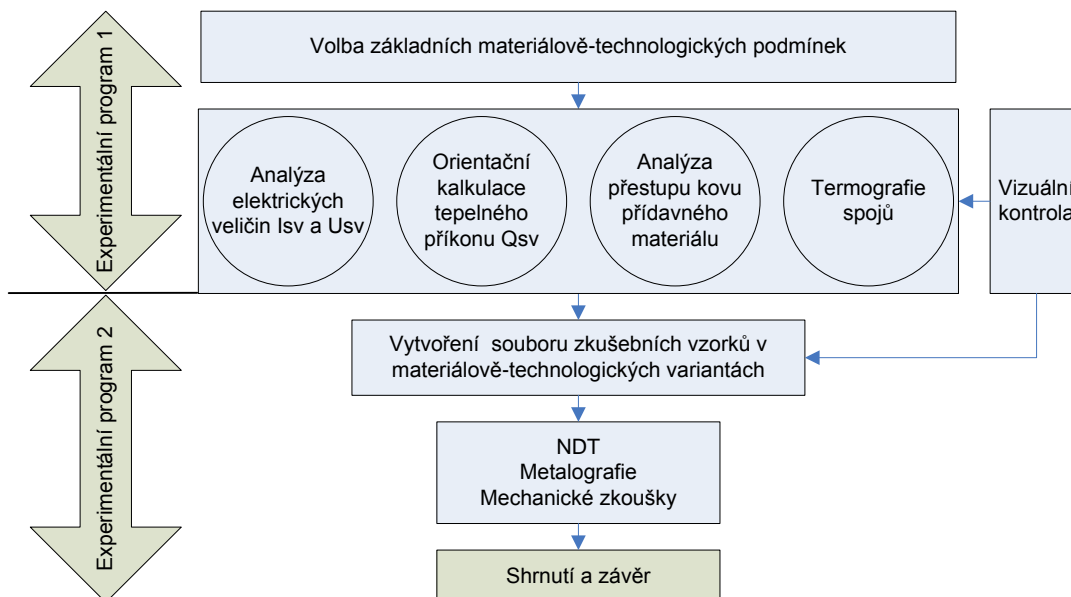
Jednotlivé experimentální části práce (Obr. 24) jsou, v návaznosti na stanovené cíle, rozvrženy následovně:

Experimentální program 1

- *Volba základních materiálově-technologických podmínek.* Tato část práce charakterizuje použité materiály – jejich vybrané mechanické vlastnosti, chemické složení a další specifikace. Dále řeší volbu parametrů procesu spojování a navrhuje rozsah prováděného experimentu na základě změny procesních parametrů.
- *Analýza elektrických veličin.* V této části experimentu je provedeno měření a vyhodnocení průběhů svařovacího (elektrického) proudu a napětí.
- *Obrazová analýza* představuje experiment zachycení obrazu přestupu přídatného materiálu (drátové elektrody) do tavné lázně základního materiálu.
- *Termografie.* Tato část experimentu se zabývá analýzou teplotního pole spojů.

Experimentální program 2

- *Vytvoření souboru zkušebních vzorků v materiálově-technologických variantách.* Experimentální část, ve které jsou na základě výše zmíněných bodů vytvořeny vzorky spojů hliníkové slitiny a ocelí.
- *NDT, metalografie, mechanické zkoušky.* V této části práce jsou provedeny analýzy vytvořených spojů metodami NDT kontroly, metalografickou analýzou a vybranými mechanickými zkouškami.
- *Shrnutí a závěr.* Sumarizuje dílčí výsledky jednotlivých částí experimentu.



Obr. 24: Schematické znázornění prací experimentálního programu

4.3 Zavedení označení vzorků

Pro rychlou orientaci v technologických variantách a následně i experimentálních vzorcích byl zaveden jednoduchý systém značení. Uvedení všech částí tohoto značení není závazné pro všechny části experimentu. Dle potřeby tedy může být v dalším textu kráceno a to především s cílem zpřehlednění textu.

Systém značení je založen na následujícím:

- **Wfs** – převzato z anglického výrazu „Wire feed speed“, tedy podávací rychlost drátové elektrody procesu MIG spojování.
- **[podávací rychlost]** – číselná hodnota vyjadřující průměrnou rychlost podávání drátové elektrody v metrech za minutu.
- **[stav hliníkové slitiny]** – označení základního materiálu hliníkové slitiny ČSN EN 573-1: EN AW-6082 [8] dle stavu v návaznosti na ČSN EN 515 [80].

Příklad značení:

Wfs3,0T6 – Proces spojování probíhal průměrnou rychlostí podávání drátové elektrody 3,0 m/min za použití základního materiálu hliníkové slitiny ve stavu ČSN EN 515 [80]: T6.

4.4 Nejistoty měření

4.4.1 Základní pojmy

Experimentální program disertační práce využívá v hodnocení měřených veličin stanovení nejistoty těchto měření. Tato kapitola práce uvádí základní principy této problematiky. Vzhledem k širokému spektru využívaných technologií je pro stanovení nejistoty měření využívána především nejistota typu A.

Jak je zřejmé, v praxi není žádné měření ani žádný měřicí přístroj absolutně přesný. Výsledkem různých vlivů je určitá odchylka mezi naměřenou a skutečnou hodnotou. Koncem 20. století bylo zvykem tento rozdíl označovat jako „chybu měření“. Nová metodika, popsaná například v dokumentu „EA-04/02 M: Vyjadřování nejistot měření při kalibracích“ [88] vydaném Českým Institutem pro Akreditaci, užívá termín „nejistota měření“.

Nejistota měření je parametr přidružený k výsledku měření, který charakterizuje rozptýlení hodnot, které by mohly být důvodně přisuzovány k měřené veličině. Vyjádření výsledku měření je tak úplné tehdy, pokud obsahuje jak vlastní hodnotu měřené veličiny, tak i nejistotu měření patřící k této hodnotě.

Uvažujme jednu měřenou veličinu, tzv. výstupní veličinu Y , závislou na určitém počtu vstupních veličin $X_i (i = 1, 2, \dots, N)$ dle funkční závislosti:

$$Y = f(X_1, X_2, \dots, X_N) \quad (4-1)$$

Odhad hodnoty této výstupní veličiny Y označený jako y , se stanoví dle vztahu (4-1) po dosazení odhadů x_i za hodnoty vstupních veličin $X_i (i = 1, 2, \dots, N)$:

$$y = f(x_1, x_2, \dots, x_N) \quad (4-2)$$

Funkce f reprezentuje postup měření či metodu stanovení a popisuje, jak jsou hodnoty výstupní veličiny Y získány z hodnot vstupních veličin X_i .

Mírou nejistoty odhadu y výsledné výstupní veličiny Y je směrodatná odchylka σ_y označovaná jako standardní nejistota měření $u(y)$. Tato hodnota se stanoví z odhadů x_i hodnot vstupních veličin X_i a jim příslušejících nejistot $u(x_i)$. Má stejný rozměr jako odhad y . Někdy je vhodné vyjadřovat nejistotu jako relativní nejistotu měření, což je standardní nejistota měření vztahující se k odhadu hodnoty příslušné veličiny dělená absolutní hodnotou tohoto odhadu.

$$\delta y = \frac{u(y)}{y} \quad (4-3)$$

Stanovení nejistoty měření přímo měřené veličiny

Výsledná nejistota měření se skládá ze dvou dílčích nejistot:

- Standardní nejistota typu A označovaná u_A se stanoví pomocí statistického zpracování opakovaně naměřených údajů za stejných podmínek měření.
- Standardní nejistota typu B označovaná u_B je nejistota způsobená známými nebo odhadnutelnými příčinami, například nedokonalostí měřících přístrojů, vlivem operátora, vlivem použitých metod měření apod.

Výsledný efekt kombinovaných nejistot měření se určí ze vztahu:

$$u_C(x) = \sqrt{u_A(x)^2 + u_B(x)^2} \quad (4-4)$$

V případě, že je však jeden typ nejistoty výrazně menší (alespoň 4×), lze jej zanedbat.

4.4.2 Nejistota typu A

Odhad x hodnoty měřené veličiny X se stanoví na základě n statisticky nezávislých pozorování jako výběrový průměr \bar{x} (aritmetický průměr) naměřených hodnot x_i ($i = 1, 2, \dots, n$):

$$\bar{x} = \frac{1}{n} \cdot \sum_{i=1}^n x_i \quad (4-5)$$

Nejistota měření spojená s odhadem x se stanoví jako výběrová směrodatná odchylka průměru:

$$\sigma(\bar{x}) = \sqrt{\frac{\sum_{i=1}^n (x_i - \bar{x})^2}{n(n-1)}} \quad (4-6)$$

Standardní nejistota $u_A(x)$ odhadu x je pak rovna výše uvedené výběrové směrodatné odchylce průměru:

$$u_A(x) = \sigma(\bar{x}) \quad (4-7)$$

V případě, že byl proveden malý počet opakování ($n < 10$), je třeba provést korekci nejistoty na malý počet opakování.

4.4.3 Nejistota typu B

Metody pro stanovení standardní nejistoty typu B $u_B(x)$ jsou založeny na stanovení nejistoty vztahující se k odhadu x vstupní veličiny X jinými způsoby než statistickou analýzou, například odborným úsudkem na základě všech dostupných informací o variabilitě veličiny X . Patří sem:

- Údaje z dříve provedených měření.
- Zkušenosti s chováním a vlastnostmi příslušných materiálů a zařízení nebo jejich obecné znalosti.
- Údaje výrobce.
- Údaje uváděné v kalibračních listech nebo jiných certifikátech.
- Nejistoty referenčních údajů převzatých z příruček.

4.4.4 Stanovení nejistoty odhadu hodnoty výstupní veličiny

U nepřímo měřených výstupních veličin Y , tj. veličin získaných funkční závislostí určitého počtu přímo měřených nekorelovaných vstupních veličin x_i , je standardní nejistota $u(y)$ odhadu y definována vztahem:

$$u(y) = \sqrt{\sum_{i=1}^N u_i^2(y)} \quad (4-8)$$

Veličina $u_i(y)$ ($i = 1, 2, \dots, N$) je tzv. příspěvkem ke standardní nejistotě odhadu y výstupní veličiny vyplývající ze standardní nejistoty odhadu x_i vstupní veličiny

$$u_i(y) = c_i \cdot u(x_i) \quad (4-9)$$

kde c_i je koeficient citlivosti odpovídající odhadu hodnoty x_i vstupní veličiny stanoveného jako parciální derivace funkce f dle vstupní veličiny X_i pro odhad její hodnoty x_i

$$c_i = \frac{\partial f}{\partial x_i} \quad (4-10)$$

Koeficient citlivosti c_i popisuje, do jaké míry je odhad výstupní hodnoty y ovlivňován změnami v odhadu x_i vstupní veličiny X_i .

Na základě výše uvedených vztahů lze například odvodit nejistoty $u(y)$ odhadu y hodnoty výstupní veličiny Y dané:

- součinem přímo měřených veličin:

$$y = a \cdot b \quad (4-11)$$

$$u(y) = \sqrt{\left(\frac{\partial y}{\partial a}\right)^2 \cdot u(a)^2 + \left(\frac{\partial y}{\partial b}\right)^2 \cdot u(b)^2} = \quad (4-12)$$

$$= \sqrt{b^2 \cdot u(a)^2 + a^2 \cdot u(b)^2}$$

$$\delta(y) = \frac{u(y)}{y} = \frac{u(y)}{a \cdot b} =$$

$$= \sqrt{\frac{1}{a^2 b^2} \cdot b^2 \cdot u(a)^2 + \frac{1}{a^2 b^2} \cdot a^2 \cdot u(b)^2} = \quad (4-13)$$

$$= \sqrt{\frac{u(a)^2}{a^2} + \frac{u(b)^2}{b^2}} = \sqrt{\delta(a)^2 + \delta(b)^2}$$

- podílem přímo měřených veličin:

$$y = \frac{a}{b} \quad (4-14)$$

$$u(y) = \sqrt{\left(\frac{\partial y}{\partial a}\right)^2 \cdot u(a)^2 + \left(\frac{\partial y}{\partial b}\right)^2 \cdot u(b)^2} = \quad (4-15)$$

$$= \sqrt{\frac{1}{b^2} \cdot u(a)^2 + \frac{a^2}{b^4} \cdot u(b)^2}$$

$$\delta(y) = \frac{u(y)}{y} = \frac{u(y)}{\frac{a}{b}} =$$

$$= \sqrt{\frac{b^2}{a^2} \cdot \frac{1}{b^2} \cdot u(a)^2 + \frac{b^2}{a^2} \cdot \frac{a^2}{b^4} \cdot u(b)^2} = \quad (4-16)$$

$$= \sqrt{\frac{u(a)^2}{a^2} + \frac{u(b)^2}{b^2}} = \sqrt{\delta(a)^2 + \delta(b)^2}$$

Z uvedeného odvození vychází, že nejistota $u(y)$ odhadu y pro součin i podíl je rovna součtu čtverců relativních nejistot jednotlivých vstupních veličin pod odmocninou.

5 Experimentální program 1

5.1 Specifikace základních a přídavných materiálů

5.1.1 Hliníková slitina

Prvním základním materiálem experimentu byla zvolena hliníková slitina dle označení ČSN EN 573-1: EN AW-6082 [8]. Jde o vytvrditelnou slitinu na bázi prvků Al-Mg-Si. Změna užitečných vlastností této slitiny je v průmyslu prováděna tepelným či termomechanickým zpracováním. Jde především o možnost významně ovlivnit základní mechanické charakteristiky, tj. pevnost, tvrdost, při zachování relativně dobré tažnosti a houževnatosti. Značný vliv na změnu vlastností má precipitující fáze Mg_xSi_y umožňující vytvrzení této slitiny. Dobrá korozní odolnost, spolu s relativně dobrou svařitelností a obrobitelností, dává této slitině značné aplikační možnosti. EN AW-6082 je využívána především pro výrobu polotovarů typu tyčí, bezešvých trub, plechů, drátů a profilů.

Problematika svařitelnosti této hliníkové slitiny je uvedena v literární rešerši práce, viz kap. 1.2.

Příprava hliníkové slitiny, tepelné zpracování

Pro potřeby experimentu byla vytvořena tavba hliníkové slitiny a plech, odpovídající požadavkům dle ČSN EN 485-1 [77], ČSN EN 485-2 [78], ČSN EN 485-4 [79] a ČSN EN 573-3 [8]. Chemické složení této slitiny a základní mechanické vlastnosti jsou uvedeny v Tab. 7.

Výroba požadovaných polotovarů probíhala válcováním plechu za tepla na tloušťku 8 mm při pracovní teplotě 480 až 520 °C. Následně bylo provedeno válcování za studena na konečnou tloušťku 1,2 mm. Záměrem experimentu bylo pracovat s hliníkovou slitinou ve stavu dle ČSN EN 515: T4 a T6 [80]. Pro tento účel bylo nutné provést tepelné zpracování vytvořených plechů dle následního postupu:

Pro stav T4:

- Ohřev plechu v solné lázni 540 °C/15 minut.
- Ponor plechů do vody a egalizace vzniklých deformací.

Pro vytvoření stavu T6 proces tepelného zpracování pokračoval:

- Umělé stárnutí - ohřev v předem vyhřáté peci na 170 až 175 °C po dobu 2,5 h.

Tab. 7: Chemické složení a základní mechanické vlastnosti hliníkové slitiny EN AW-6082

Hliníková slitina EN AW-6082, stavy T4 a T6								
Chemické složení [hm. %]								
Al	Cu	Mg	Mn	Si	Fe	Ti	Zn	Cr
97,108	0,020	0,885	0,471	1,034	0,245	0,017	0,017	0,099
Základní mechanické hodnoty								
Stav	R _m [MPa]		R _{p0,2} [MPa]		A ₁₀ [%]			
T4	260,5		199,4		15,51			
T6	335,7		309,2		12,21			

Příprava plechů

Po tepelném zpracování byl plech rozdělen na velikost vhodnou pro další experimentální testy. Vzhledem k záměru experimentálního programu provést mechanické zkoušky spojů, byl stanoven rozměr a počet kusů zkušebních vzorků následovně:

- 25 ks 1,2×150×450 mm – EN AW-6082, T4.
- 25 ks 1,2×150×450 mm – EN AW-6082, T6.

Takto připravený experimentální materiál byl následně mechanicky zbroušen brusným papírem na bázi SiC o zrnitosti P400, což odpovídá střední hodnotě velikosti brusné částice ~35 μm [81]. Plechy byly broušeny v oblasti budoucího spoje, tj. hrany plechu do vzdálenosti minimálně 50 mm od této hrany, viz Obr. 25.



Obr. 25: Základní materiál, plech hliníkové slitiny EN AW-6082, T4

Po broušení byly plechy hliníkové slitiny odmaštěny izopropylalkoholem. Tato příprava před svařováním si kladla za cíl snížit tloušťku oxidické vrstvy na povrchu hliníku tak, aby se následně omezil výskyt oxidických vměstků ve svarovém kovu. Čistota povrchu hliníkové slitiny, především dobré odmaštění, rovněž omezuje případné zdroje vodíku a napomáhá ke snížení pórovitosti budoucího spoje.

5.1.2 Ocel

Druhým základním materiálem byla nízkolegovaná duální feriticko-martenzitická ocel (DP). Jedná se o pokrokovou vysokopevnou jemnozrnnou ocel (AHSS). Tento materiál je charakteristický přítomností minimálně dvou základních strukturních fází – feritu a martenzitu.

Změnou objemového podílu těchto fází dochází ke změně vlastností oceli. Martenzitické ostrůvky přítomné ve struktuře duálních ocelí pozitivně ovlivňují především pevnost a tvrdost. Feritická matrice je příčinou relativně dobré tažnosti, tváritelnosti a houževnatosti. Bližší charakteristika DP ocelí je uvedena v literární rešerši této práce, viz kap. 2.

Příprava plechů

Pro účely experimentálního programu práce byla ocel dodána ve formě plechů, dle následujícího rozřezového plánu:

- 25 ks 1,25×150×450 mm, bez zinkování.
- 50 ks 1,25×150×450 mm, žárově zinkováno.

Zinkování DP oceli probíhalo kontinuálně, průchodem plechu o teplotě ~470 °C lázní roztaveného zinku o teplotě ~455 °C [95]. Touto technologií bylo provedeno žárové zinkování o 121 g/m² tj. ~8,5 μm zinkové vrstvy z každé strany plechu.

Chemické složení a základní mechanické vlastnosti základního materiálu oceli tak, jak je garantuje výrobce, jsou uvedeny v Tab. 8.

Tab. 8: Chemické složení a základní mechanické vlastnosti DP oceli

Duální feriticko-martenzitická ocel													
Chemické složení [hm. %]													
C	Si	Mn	P	S	N	Cr	Ni	Cu	Mo	Al	Nb	V	B
0,15	0,2	1,8	0,011	0,002	0,004	0,43	0,05	0,01	0,01	0,035	0,015	0,01	0,0002
Základní mechanické hodnoty / zinkování													
Rp ₀₂ [MPa]	Rm [MPa]	A ₈₀ [%]	žárově zinkováno 121 g/m ² Zn ~ 8,5 μm na každé straně plechu										
732	902	16											

Drsnost povrchu oceli

Pro bližší charakteristiku povrchu pozinkovaných i nepozinkovaných ocelových plechů bylo provedeno měření jejich drsnosti. Pro tento účel byl použit dotykový profilometr s diamantovým hrotem, Hommel-Etamic Tester T1000 Wave. Měření probíhalo na základě vytvoření dvojdimenzionálního profilu povrchu a následném stanovení drsnosti. Analyzovány byly neovlivněné základní materiály v oblasti budoucího spoje na pěti náhodně vybraných místech a to jak ve směru podélném, tj. souhlasném

s trajektorií spoje, tak ve směru příčném. Následně byly stanoveny hodnoty drsnosti povrchu dle ČSN EN ISO 4287: Ra [92], tj. střední aritmetické hodnoty drsnosti a maximální výšky profilu Rz. Podmínky měření povrchu respektovaly ČSN EN ISO 4288 [93] a ČSN EN ISO 3274 [94].

Jak je patrné z tabulky Tab. 9, hodnoty drsnosti jsou si relativně blízké a to jak u obou měřených povrchů základních materiálů, tak ve smyslu orientace (směru) měření.

Tab. 9: Drsnost povrchu ocelových plechů

	Nepozinkovaná ocel				Pozinkovaná ocel			
	V podélném směru spoje		V příčném směru spoje		V podélném směru spoje		V příčném směru spoje	
	Ra [μm]	Rz [μm]	Ra [μm]	Rz [μm]	Ra [μm]	Rz [μm]	Ra [μm]	Rz [μm]
\bar{x}	0,21	1,99	0,24	1,97	0,26	2,45	0,25	2,40
$\sigma(x)$	0,06	0,41	0,08	0,40	0,06	0,32	0,06	0,29

5.1.3 Přídavný materiál

Pro spojení hliníkové slitiny s ocelí byl zvolen komerčně dostupný přídavný materiál (PM) ve formě holé drátové elektrody (kruhového průřezu) o průměru 1,2 mm. Výběr přídavného materiálu byl prováděn na základě zhodnocení materiálové svařitelnosti.

Pro svaření základního materiálu typu 6000, tj. hliníkové slitiny Al-Mg-Si je vhodné použít přídavný materiál slitiny, která umožní kompenzaci náchylnosti základního materiálu k trhlinám za horka.

Dalším zohledněným kritériem pro volbu přídavného materiálu byla jeho schopnost omezit tvorbu intermetalických fází (IMF) při kontaktu hliníkové slitiny s ocelí za zvýšené teploty. I když v této oblasti doposud není uspokojivé množství odborných prací, je dle některých autorů přisuzován pozitivní účinek pro omezení tvorby IMF křemíku [68, 82].

Pro experimentální práci byl na základě hodnocení zvolen přídavný materiál ČSN EN ISO 18273: S Al 4043 A (AlSi5) [87].

Přídavný materiál AlSi5

Tento přídavný materiál se průmyslově etabloval pro spojování slitin typu 6000. AlSi5 tvoří řídce tekoucí, dobře zabíhavou taveninu a to především díky eutektické fázi Al-Si. Tato vlastnost se pozitivně odráží na schopnosti tohoto materiálu smáčet svařované, případně pájené plochy základních materiálů. Eutektikum rovněž kompenzuje náchylnost svarového kovu k trhlinám za horka [30]. Při použití pro svařování hliníkových slitin typu 6000 ve vytvrzeném stavu je nutné počítat se snížením mechanických vlastností spoje a to především z důvodů nižších mezí pevnosti a kluzu svarového kovu a rovněž z důvodů strukturní degradace v TOO základního materiálu.

Základní chemické složení a mechanické vlastnosti tohoto přídatného materiálu jsou uvedeny v Tab. 10.

Tab. 10: Chemické složení přídatného materiálu a jeho základní mechanické vlastnosti

Přídavný materiál - ČSN EN ISO 18273: S Al 4043 A (AlSi5)								
Chemické složení [hm. %]								
Si	Mn	Cu	Ti	Al	Be	Fe	Zn	Mg
5,1	0,01	0,01	0,06	zbytek	0,0002	0,1	0,01	0,02
Základní mechanické hodnoty								
Rm [MPa]			Rp _{0,2} [MPa]			A ₅ [%]		
160			55			18		

Použití přídatného materiálu AlSi5 pro spoje hliníkové slitiny 6000 s ocelí nutně vede nejen k tvorbě intermetalických fází na bázi systému Al-Fe, jak již bylo popsáno, ale rovněž k tvorbě komplexních intermetalických fází přísadových a doprovodných prvků. Princip tvorby a analýza vlastností intermetalických fází na bázi hliníku v ternárních, kvaternárních a především komplexních systémech nejsou dostatečně experimentálně ověřeny pro podmínky, které jsou specifické pro technologie obloukového svařování MIG.

5.1.4 Shrnutí

Pro experimentální program byly zvoleny tyto materiály:

- Základní materiály ve formě tenkých plechů:
Hliníková slitina EN AW-6082, stavy T4 a T6.
Duální feriticko-martenzitická ocel bez žárového a s žárovým zinkováním tloušťky zinkové vrstvy ~8,5 μm z každé strany plechu.
- Přídavný materiál ve formě holé drátové elektrody průměru 1,2 mm, ČSN EN ISO 18273: S Al 4043 (AlSi5) [87].

5.2 Specifikace technologie

Experimentální program byl prováděn v několika etapách na různých tuzemských i zahraničních pracovištích a to především z důvodu potřeby technologií, které byly nutné pro vytvoření, monitoring či další analýzy spojů. Základní podmínky experimentu byly vždy shodné a mezi jednotlivými pracovišti přenositelné. Spojování hliníkové slitiny s ocelí probíhalo na komerčně dostupných robotizovaných pracovištích s následující základní konfigurací.

5.2.1 Svařovací zařízení

Pro zhotovení spojů hliníkové slitiny s ocelí bylo využito technologie obloukového svařování tavící se elektrodou v ochranné atmosféře inertního plynu – MIG, dle ČSN EN ISO 4063: 131 [69]. Základním prvkem systému bylo robotizované pracoviště s technologií MIG/MAG (CMT) tak, jak je znázorněno na Obr. 26.



Obr. 26: Robotizované pracoviště Motoman s technologií MIG/MAG (CMT)

Konfigurace svařovacího zařízení byla následující:

- Svařovací digitálně řízený invertorový zdroj TransPuls Synergic 5000 CMT.
- Chladicí modul.
- Čtyřkladkový podavač drátové elektrody.
- Svařovací „push-pull“ hořák pro robotické použití.
- Zásobník přídatného materiálu.
- Dálkové ovládání, řízení zdroje.
- Komunikační I/O rozhraní robota.
- Zemnicí svorka s kabelem.
- Propojovací hadicové vedení.
- Tlaková láhev s ochranným plynem a příslušenstvím.

Svařovací roboti:

- IRB 2400 firmy ABB.
 - IRB 1600 firmy ABB.
 - HP6 firmy Motoman.
-
- Přípravky pro svařování, polohovadla.
 - Další příslušenství a spotřební materiál.

5.2.2 Určení hlavních a vedlejších technologických parametrů

Hlavní a vedlejší technologické parametry byly zvoleny na základě empirie z oblasti svařování homogenních spojů hliníkových slitin a spolupráce s výrobcem svařovacího zařízení. Pro určení technologických parametrů byly provedeny rozsáhlé testy návarů a spojů. Určeny byly tyto parametry:

- Podávací rychlost drátové elektrody a postupová rychlost.
- Svařovací proud a napětí.
- Pracovní poloha, sklon a pozice svařovacího hořáku vůči svařenci.
- Výlet drátové elektrody.
- Typ a průtok ochranného plynu.

Podávací rychlost drátové elektrody a postupová rychlost

Podávací rychlost drátové elektrody je základním technologickým parametrem. V návaznosti na její velikost je nutné zajistit adekvátní odtavovací výkon tak, aby docházelo ke stabilnímu hoření elektrického oblouku, rovnoměrnému odtavování přídavného materiálu a jeho následnému přestupu zvoleným režimem do tavné lázně. Pokud je tento přestup realizován některým z tzv. řízených přestupů založených například na pulzním přestupu, je nutné vhodně určit další, tzv. vedlejší parametry procesu, například velikost základního a pulzního proudu, sklon náběhových a sestupných částí pulzu, čas pulzu, frekvence pulzace, velikost proudu při přestupu kapky přídavného materiálu a dalších.

Při MIG procesu svařování za použití drátové elektrody z hliníku, či jeho slitin musí být rovněž věnována zvýšená pozornost podávacímu zařízení především ve smyslu zajištění plynulého podávání, bez významných nestabilit jeho rychlosti. Při použití elektrod z hliníku nebo jeho slitin je především nutné vhodně nastavit kladky podavače a vedení mezi svařovacím zdrojem a hořákem a minimalizovat tak deformace drátové elektrody a tření.

Experimentální program práce vychází z určení technologických parametrů pro spojování hliníkové slitiny s ocelí právě na základě rychlosti podávání elektrody.

Tato rychlost byla zvolena na hodnoty: 2,5 m/min; 3,0 m/min; 3,2 m/min; 3,5 m/min; 4,0 m/min; 4,2 m/min; 4,5 m/min a 5,0 m/min.

Postupová rychlost procesu byla zajištěna pohybem hořáku vedeného svařovacím robotem, popř. pohybem polohovadla se svařencem vůči stacionárně umístěnému hořáku. Tato rychlost byla určena na hodnotu 10 mm/s. Pro moderní technologie obloukového svařování MIG/MAG tenkých plechů se jedná o relativně nízkou rychlost. Experimentální program práce si v tomto smyslu nekladl za cíl optimalizovat technologické parametry pro dosažení maximální rychlosti procesu spojování.

Svařovací proud a napětí

Velikost svařovacího (elektrického) proudu a napětí byla volena v návaznosti na rychlosti podávání drátové elektrody. Pro tyto účely bylo provedeno několik sad vzorků návarů na základní materiál. Celý proces byl během korekcí parametrů monitorován, včetně akustického projevu. Vzniklé návarové housenky byly zhodnoceny vizuální kontrolou za podmínek dle ČSN EN ISO 17637 [89]. Hodnocena byla především kresba návaru a nepřímo velikost závaru z druhé strany plechu. Ukázka jednotlivých testovacích návarů je uvedena na Obr. 27. Takto získané parametry svařovacího napětí a proudu byly následně aplikovány a dále korigovány pro konfiguraci přeplátovaného spoje plechů hliníkové slitiny s ocelí. Orientační (průměrné) hodnoty svařovacího proudu a napětí jsou uvedeny v Tab. 11. Detailní charakteristika parametrů je uvedena v dalším textu práce, viz kap. 5.4.



Obr. 27: Vzorek pro testování hlavních a vedlejších svařovacích parametrů

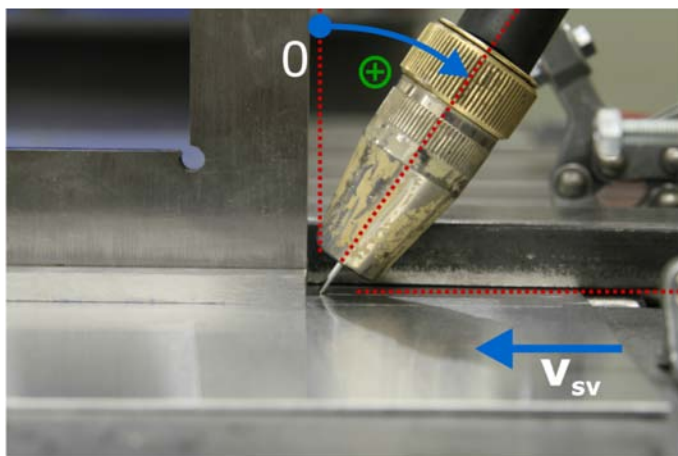
Tab. 11: Střední hodnoty svařovacího proudu (I_{sv}) a svařovacího napětí (U_{sv}) pro Wfs

Označení	\bar{I}_{sv} [A]	\bar{U}_{sv} [V]
Wfs2,5	40,5	11,4
Wfs3,0	49,2	12,0
Wfs3,2	52,0	11,9
Wfs3,5	59,7	12,2
Wfs4,0	73,3	12,0
Wfs4,2	80,4	11,7
Wfs4,5	83,6	12,0
Wfs5,0	95,8	13,9

Pracovní poloha, sklon a pozice svařovacího hořáku vůči svařenci

Pracovní poloha při tvorbě spoje byla zvolena u všech vzorků shodně a to na hodnotu dle ČSN EN ISO 6947: S=0°, R=90°, tj. PA [61]. Sklon hořáku byl +15±1° s uvažováním kladných hodnot od vertikály ve směru hodinových ručiček. Postup spojování tedy probíhal dle znázornění na Obr. 28 zprava do leva. V průběhu vytváření spojů zůstával

sklon hořáku vždy shodný. Jeho velikost byla zajištěna svařovacím robotem a při každé recalibraci robota, nebo změně TCP¹¹ ověřována úhloměrem. Nastavení této hodnoty sklonu hořáku způsobovalo tzv. tlačení tavné lázně před hořákem a tím rovněž příznivě zvyšovalo šířku svarové housenky na úkor závaru do ocelového plechu.



Obr. 28: Pozice svařovacího hořáku, na obrázku zachycena pozice +35° od vertikály

Výlet drátové elektrody

Výlet drátové elektrody je veličinou určující vzdálenost mezi koncem drátové elektrody a kontaktní koncovkou (tzv. špičkou). Pro robotické aplikace MIG svařování, při použití ochranného plynu na bázi argonu se tato hodnota pohybuje přibližně od 12 do 16 mm. Pro experimentální práce, které využívaly shodně průměru drátové elektrody 1,2 mm, byla nastavena hodnota výletu na 14 mm±0,5 mm.

Typ a průtok ochranného plynu

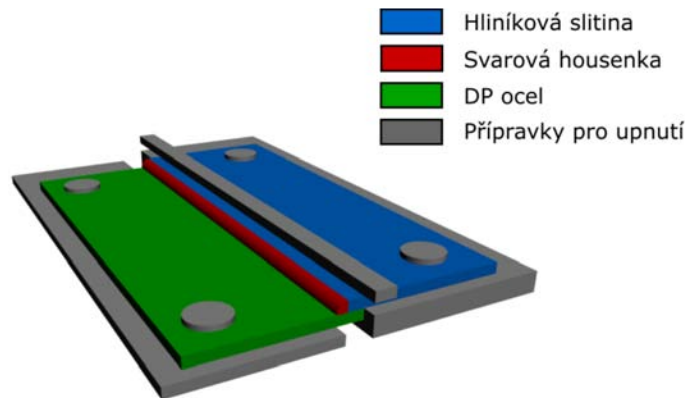
Typ a průtok ochranného plynu byl určen na základě zkušeností s tvorbou homogenních spojů tenkých plechů hliníkových slitin konvenční technologií MIG. Zvolen byl inertní ochranný plyn dle označení ČSN EN ISO 14175: I1 [91], tj. argon. Technická čistota plynu byla 4.6 a 4.8. Průtok ochranného plynu se pohyboval od 12 do 14 litrů za minutu.

Uspořádání spojovaných polotovarů

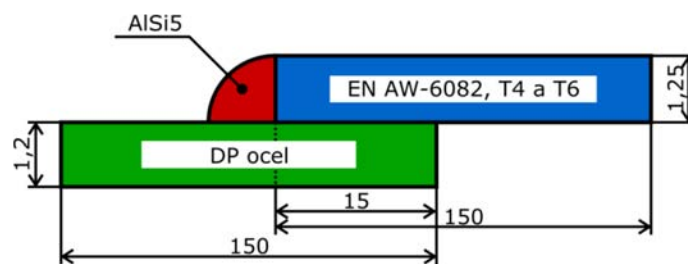
Spojované plechy byly připraveny na pracovní stůl do konfigurace přeplátovaného spoje tak, že plech hliníkové slitiny byl umístěn jako svrchní. Velikost přeplátování byla

¹¹ TCP – Tool Center Point. Jedná se o uživatelem definované umístění pracovního souřadnicového systému robota do zvoleného místa nástroje, nebo jeho blízkosti.

pro všechny experimenty konstantní o velikosti 15 mm. Spojované plechy byly z důvodů omezení makrodeformací upnuty na pracovní stůl. Bezprostřední okolí spoje nebylo v kontaktu s podložkou, ani upínacím mechanismem. Schematické znázornění tohoto uspořádání je patrné z Obr. 29 a Obr. 30.



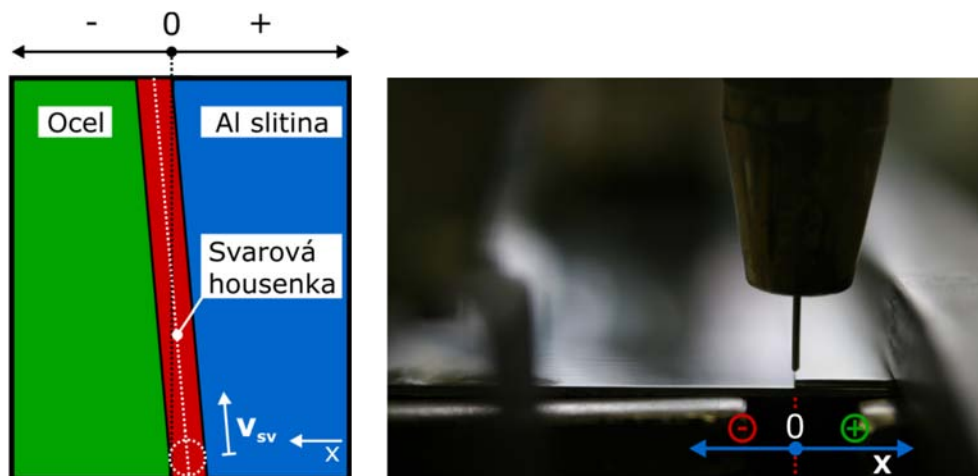
Obr. 29: Schematické znázornění uspořádání plechů pro spojení



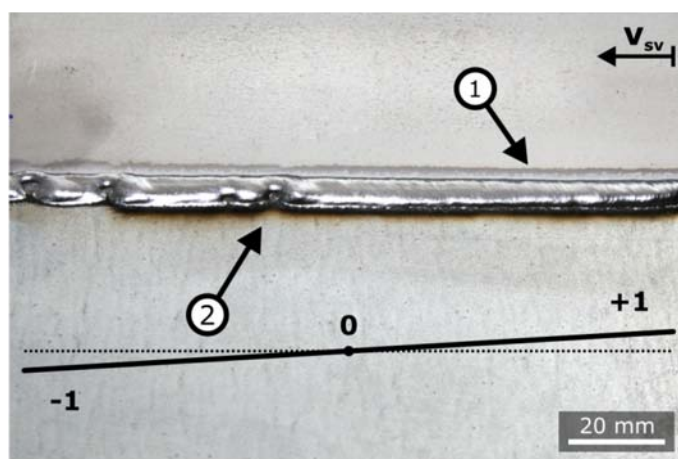
Obr. 30: Překládaný spoj, uspořádání a materiály

Pozice svařovacího hořáku vůči hraně plechu

Jak již bylo uvedeno, proces MIG spojování hliníku s ocelí je založen na vytvoření tavného svařového spoje mezi přídavným materiálem a hliníkem a pájeného spoje mezi tímto přídavným materiálem (housenkou) a ocelí. Pro vytvoření spoje tohoto typu je, mimo jiné, klíčové nastavení polohy hořáku vůči hraně hliníkového plechu. Pro určení maximální přípustné odchylky od nulové pozice hořáku v ose x, viz Obr. 31, bylo provedeno testování sérií vzorků s konstantní postupovou rychlostí a odlišnou podávací rychlostí drátové elektrody. Na obrázku Obr. 32 je zobrazena kresba svařové housenky při kontinuální změně vyosení hořáku od hodnoty +1 mm do hodnoty -1 mm pro variantu Wfs3,5.



Obr. 31: Pozice svařovacího hořáku vůči plechům



Obr. 32: Test vyosení hořáku, Wfs3,5

Na základě vizuální kontroly během procesu spojování a po jeho ukončení bylo stanoveno, že odchylka procesního hořáku od nulové pozice by měla pro rozsah prací experimentálního programu dosahovat maximálně $\pm 0,3$ mm.

Při jejím překročení do oblasti základního materiálu oceli vzrůstá riziko hoření elektrického oblouku prioritně na tomto materiálu. To způsobuje intenzivní degradaci zinkové vrstvy na povrchu oceli. Je zřejmé, že nerovnoměrné, nestabilní hoření elektrického oblouku má za následek významné zhoršení jakosti spoje. V extrémním případě dokonce nedochází ke spojení obou materiálů. Výrazná změna kresby svarové housenky je označena na Obr. 32 číslem (2).

Vedení hořáku umístěného příliš do oblasti hliníkové slitiny se sice projevilo stabilním hořením elektrického oblouku a klidným přestupem kovu, bohužel ale nedocházelo k dostatečnému smáčení ocelového plechu roztaveným přídatným materiálem. U vzorku Wfs3,5 je na Obr. 32 tato oblast označena číslem (1).

Vliv umístění hořáku byl rovněž ovlivněn množstvím nataveného přídavného materiálu na jednotku délky spoje. Se vzrůstající podávací rychlostí drátové elektrody (při zachování postupové rychlosti) docházelo ke zvýšení tolerance k nepřesnostem vedení hořáku. Stejný efekt byl pozorován při záměrném vyosení hořáku z nastavené lineární trajektorie spoje během procesu spojování. Tento fakt je přisuzován důsledkům mechaniky proudění tavné lázně, která toto vyosení do jisté míry svou roztékavostí kompenzuje. Experimentálně bylo prokázáno, že kritickým místem z pohledu nastavení hořáku jsou počátky spojů při nízkých podávacích rychlostech drátové elektrody, tj. i nízkých teplených příkonech. Plech hliníkové slitiny je totiž na počátku procesu spojování relativně chladný, což způsobuje omezení roztékavosti svarového kovu. Tato problematika je navíc ovlivněna i tepelnou difuzivitou hliníkové slitiny, která je v porovnání s ocelí značná. Technologicky akceptovatelné řešení tohoto jevu spočívá v korekci procesních parametrů na počátku trajektorie spoje, které se průmyslově etablovalo u svařování homogenních spojů hliníkových slitin.

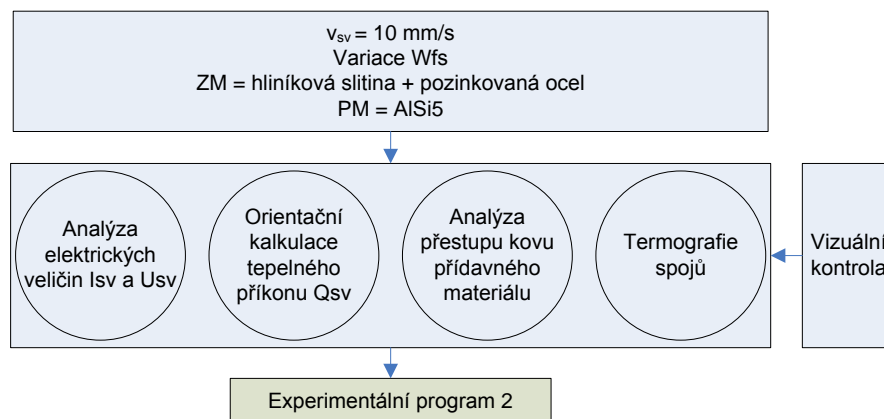
5.2.3 Shrnutí

Pro experiment byly použity následující základní technologické parametry:

- Použité zařízení - robotizovaný systém MIG/MAG (CMT).
- Přeplátovaný spoj v upnutém stavu, plech hliníkové slitiny umístěn jako svrchní.
- Podávací rychlosti drátové elektrody (Wfs) 2,5; 3,0; 3,2; 3,5; 4,0; 4,2; 4,5; 5,0 m/min.
- Postupová rychlost 10 mm/s.
- Pracovní pozice a sklon hořáku ČSN EN ISO 6947: PA [61], tlačení tavné lázně $+15\pm 1^\circ$, umístění hořáku max. $\pm 0,3$ mm od hrany pechu hliníkové slitiny.
- Výlet drátové elektrody $14\pm 0,5$ mm.
- Ochranná atmosféra dle ČSN EN ISO 14175: I1 [91], čistoty 4.6 a 4.8, průtoku 12 až 14 l/min.

5.3 Úvod do analýzy spojů

V návaznosti na stanovené cíle experimentálního programu této práce byly navrženy varianty experimentů spojování hliníkové slitiny s ocelí. Tyto heterogenní spoje byly vytvářeny, monitorovány a analyzovány na základě dílčích experimentálních zkušeností. Proces určování vhodných technologických podmínek pro jednotlivé varianty probíhal paralelně a tvořil díky vzájemným vazbám logický celek. Na Obr. 33 je znázorněn postup dalších fází experimentálního programu 1.



Obr. 33: Plán dalších fází experimentálního programu 1

5.4 Analýza svařovacího proudu a napětí, výpočet tepelného příkonu do spoje

MIG/MAG technologie svařování jsou založeny na tavení drátové elektrody a základního materiálu. Od počátku vývoje této technologie, který intenzivně probíhá od 2. poloviny 20. Století, je zřejmé, že velikost a časový průběh elektrických parametrů zásadně ovlivňuje vznikající spoj. Z pohledu technologického má podstatný význam charakter přestupu kovu, který je velmi závislý na hlavních svařovacích parametrech a to především na svařovacím (elektrickém) proudu a napětí. Jak již bylo uvedeno, technologie MIG/MAG (CMT) využívá řízené zkratové i bezzkratové přestupy kovu, kterých je možné v návaznosti na materiálové a další podmínky dosáhnout především použitým ochranným plynem a volbou vhodných hlavních a vedlejších parametrů procesu. Protože v současné době neexistuje komplexní matematicko-fyzikální výpočtový model, který by umožňoval uspokojivě stanovit jednotlivé typy přestupu kovu, je vhodné pro jejich rozlišení provádět pozorování a monitoring elektrického proudu a napětí.

Tato část experimentu si klade za cíl změřit a analyzovat průběh elektrického proudu a napětí při vytváření spojů. Měření byla rovněž využita pro korekci procesních parametrů a výpočtové stanovení hodnoty tepelného příkonu do spojů jednotlivých technologických variant.

5.4.1 Specifikace zařízení a metodiky měření

Pro měření a záznam elektrického proudu a napětí byl u většiny experimentů použit vícekanálový digitální osciloskop Tektronix MSO 4053 s příslušenstvím. Pracoviště bylo sestaveno do standardní konfigurace dle specifikace uvedené v kap. 5.2.

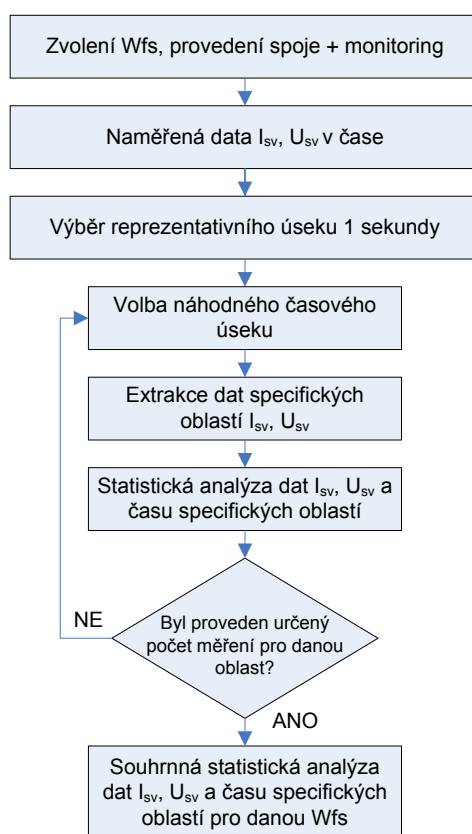
Experimentální měření byla založena na záznamu elektrického proudu a napětí během vytváření 50 mm dlouhého spoje. Za předpokladu postupové rychlosti 10 mm/s

bylo zaznamenáno 5 s pro každou variantu rychlosti podávání drátové elektrody Wfs, dle specifikace v kap. 5.2.2.

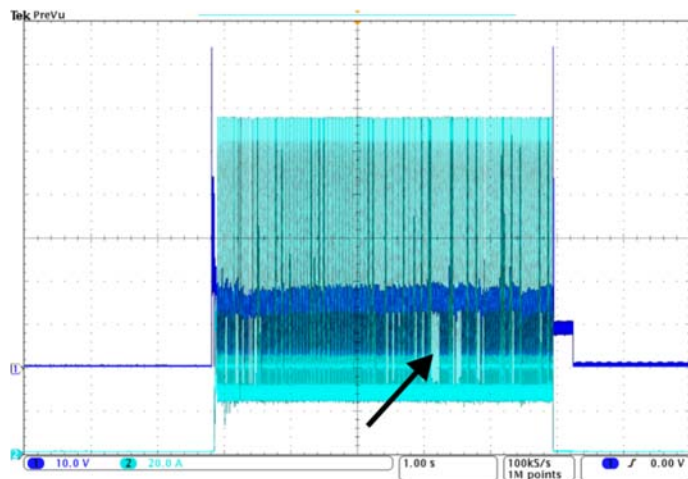
Značně dynamický proces přestupu kovu vyžadoval pro zachycení detailů relativně vysokou rychlost vzorkování elektrických veličin. Experimentálně byla stanovena tato hodnota na 100 tisíc vzorků za sekundu. Pro každou technologickou variantu Wfs bylo tedy zaznamenáno 500 tisíc hodnot elektrického proudu a napětí v čase. Tyto veličiny byly průběžně kontrolovány na osciloskopu a tvořily zpětnou vazbu pro korekci procesních parametrů. Následně byly tyto veličiny za pomoci softwarových nástrojů analyzovány a vyhodnoceny včetně stanovení nejistot měření typu A.

5.4.2 Výběr a zpracování měřených dat

Jak je patrné z Obr. 34, z naměřených hodnot elektrického napětí a proudu byl náhodně vybrán časový úsek jedné sekundy, který nevykazoval procesně významné nestability hoření elektrického oblouku. Tyto oblasti nestability se projevovaly na záznamu elektrických veličin, viz Obr. 35.



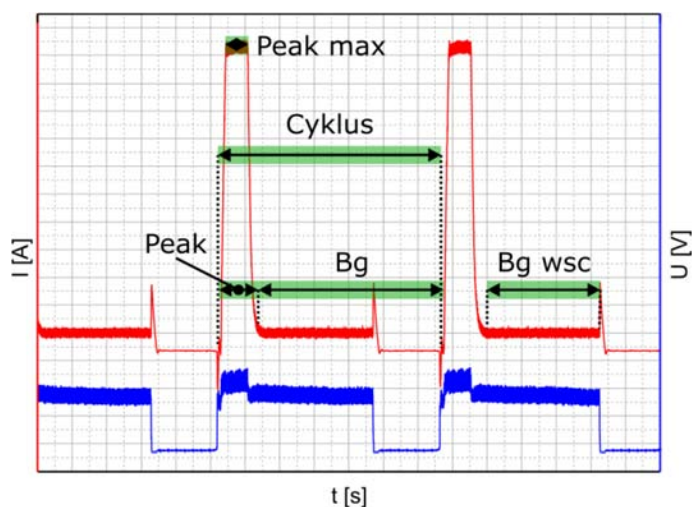
Obr. 34: Postup vyhodnocení průběhu svařovacího proudu a napětí



Obr. 35: Snímek obrazovky osciloskopu, Wfs2,5

Analýza dat měření spočívala nejprve ve volbě náhodného časového úseku (z předem vybraného reprezentativního úseku o délce jedné sekundy). V rámci tohoto úseku byla provedena extrakce dat specifických oblastí průběhu svařovacího proudu a napětí. Vyznačení těchto oblastí, včetně jejich pracovního označení je uvedeno na obrázku Obr. 36. Jedná se o:

- „Cyklus“ – oblast mezi dvěma pulzy svařovacího proudu.
- „Peak“ – celá oblast špičky elektrického proudu.
- „Peak max“ – vrchol špičky elektrického proudu.
- „Bg“ – základní proud.
- „Bg wsc“ – základní proud, bez zkratové fáze.



Obr. 36: Oblasti analýzy elektrického napětí a proudu

Pro každou analyzovanou oblast byly vypočteny dílčí hodnoty výběrového průměru \bar{x} , výběrové směrodatné odchytky průměru $\sigma(x)$ veličin svařovacího proudu I_{sv} , svařovacího napětí U_{sv} a jejich trvání (čas). Vzhledem k faktu, že průběh elektrických parametrů procesu CMT není exaktně časově determinovaný, byla provedena analýza těchto parametrů v několika časech.

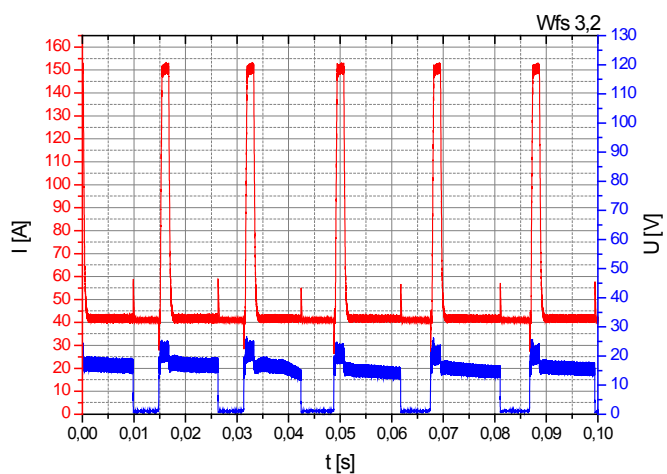
Pro každou technologickou variantu Wfs byly vyhodnoceny parametry na základě analýzy:

- Čtyř cyklů a to ve dvou náhodně zvolených časech.
- Oblastí Peak, Peak max, Bg, Bg wsc, napětí ve fázi hoření oblouku, napětí ve fázi zkratu. Každá z těchto oblastí byla analyzována ve třech různých časech průběhu měřených veličin.

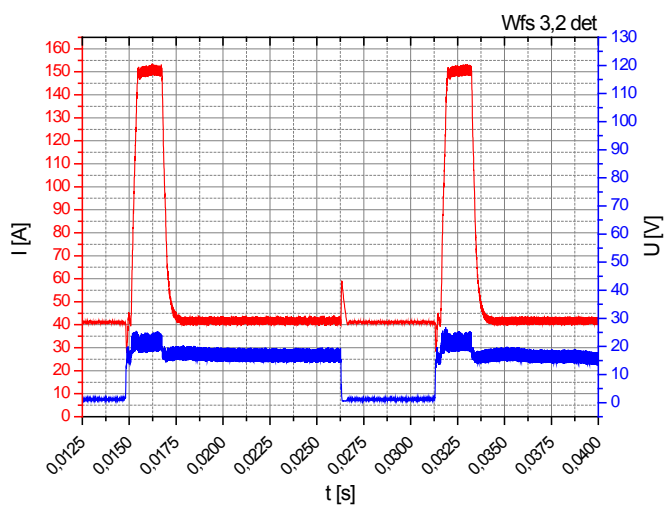
Následně byla vyčíslena celková průměrná hodnota velikosti elektrického proudu a napětí pro danou oblast a celková výběrová směrodatná odchytky.

5.4.3 Vyhodnocení

Číselné vyhodnocení tohoto měření je shrnuto do tabulky Tab. 12 a Tab. 13. Záznamy průběhů elektrického, dále jen svařovacího, napětí a proudu pro jednotlivé varianty Wfs, jakým je například Wfs3,2 uvedený rovněž na Obr. 37, jsou součástí přílohy Příloha 1 této práce. Svařovací proud I [A] je zobrazen červenou barvou s osou Y na levé straně. Svařovací napětí U [V] je zobrazeno modrou barvou s osou Y na pravé straně grafu. Technologická varianta Wfs je uvedena v pravé horní části grafu. Měřitko časové osy bylo zvoleno tak, aby byl v grafu zobrazen vždy shodný čas 0,1 s. Jak je patné z obrázků Obr. 37 a v detailu na Obr. 38, hodnoty svařovacího proudu mají periodický průběh charakteristický ve střídání pulzní a zkratové oblasti. Během pulzu dochází k natavení určitého objemu přídatného materiálu a následně, jak je patné z průběhu svařovacího napětí, dochází ke vzniku zkratu za sníženého proudu. Jak již bylo v předchozím textu uvedeno, mezi oblastí pulzní a zkratovou je začleněn pohyb drátové elektrody, který napomáhá oddělení kapky nataveného přídatného materiálu. Celý proces se v čase dle regulace zdroje opakuje s cílem rovnoměrného odtavení adekvátního množství přídatného materiálu.



Obr. 37: Průběh svařovacího napětí a proudu, Wfs3,2



Obr. 38: Detail svařovacího napětí a proudu, Wfs3,2

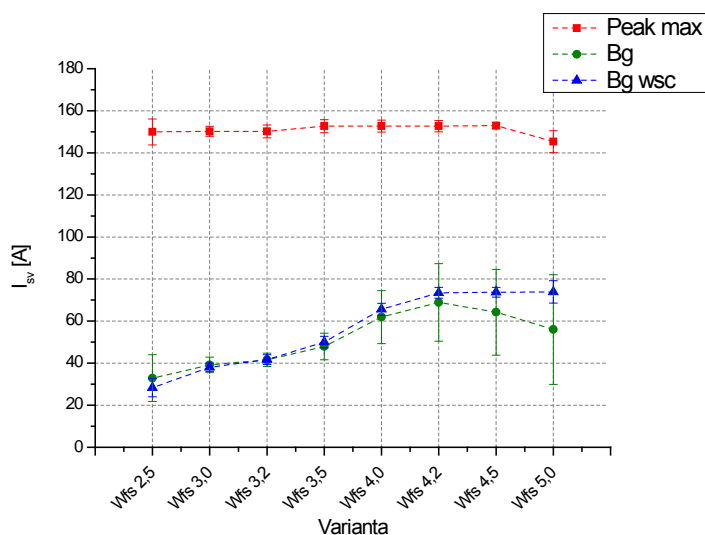
Tab. 12: Vyhodnocení svařovacího napětí a proudu zkoumaných technologických variant

Varianta/oblast měření	\bar{I}_{sv} [A], \bar{U}_{sv} [V]	$\sigma(I_{sv})$ [A], $\sigma(U_{sv})$ [V]	\bar{t} [ms]	$\sigma(t)$ [ms]
Wfs2,5				
Peak max	149,95	6,14	0,800	0,013
Bg	32,89	11,13	15,990	0,769
Bg wsc	28,34	4,37	10,107	0,605
Napětí fáze hoření	16,22	2,62	12,317	0,367
Napětí fáze zkratu	1,29	0,41	5,693	0,090
Wfs3,0				
Peak max	150,22	2,37	1,139	0,001
Bg	39,21	3,67	13,443	0,144
Bg wsc	38,06	1,96	8,607	0,194
Napětí fáze hoření	16,73	2,64	11,307	0,153
Napětí fáze zkratu	1,09	0,57	4,957	0,200
Wfs3,2				
Peak max	150,21	3,05	1,310	0,013
Bg	41,61	3,15	13,377	0,057
Bg wsc	41,68	2,31	8,507	0,156
Napětí fáze hoření	16,81	3,13	11,610	0,200
Napětí fáze zkratu	1,10	0,26	5,023	0,146
Wfs3,5				
Peak max	152,68	3,08	1,604	0,004
Bg	47,90	6,31	13,367	0,671
Bg wsc	50,01	2,71	8,503	0,471
Napětí fáze hoření	17,00	2,79	11,627	0,147
Napětí fáze zkratu	1,07	0,38	4,837	0,206
Wfs4,0				
Peak max	152,72	2,86	1,758	0,003
BG	61,89	12,56	11,637	0,201
BG wsc	65,58	2,83	6,830	0,255
Napětí fáze hoření	17,48	3,07	10,177	0,298
Napětí fáze zkratu	1,30	0,43	4,657	0,349
Wfs4,2				
Peak max	152,68	2,67	1,758	0,009
Bg	68,92	18,42	11,607	0,396
Bg wsc	73,45	2,56	6,373	0,566
Napětí fáze hoření	17,35	2,86	9,750	0,350
Napětí fáze zkratu	1,38	0,41	4,877	0,242
Wfs4,5				
Peak max	152,88	1,46	3,020	0,003
Bg	64,22	20,37	10,490	0,445
Bg wsc	73,70	2,32	5,133	0,371
Napětí fáze hoření	18,33	3,03	9,723	0,432
Napětí fáze zkratu	1,34	0,33	5,470	0,221
Wfs5,0				
Peak max	145,32	5,23	7,055	0,011
Bg	55,98	26,04	8,977	0,670
Bg wsc	73,88	5,36	2,670	0,171
Napětí fáze hoření	18,72	3,34	11,767	0,405
Napětí fáze zkratu	1,17	0,45	5,183	0,986

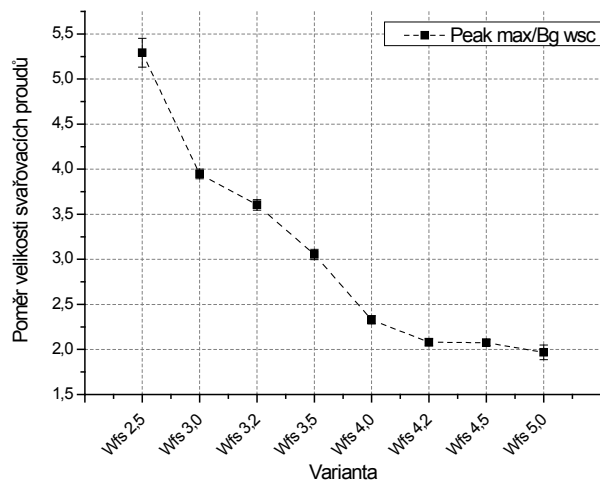
Tab. 13: Časy cyklů svařovacího proudu

Varianta	Čas cyklu \bar{t} [ms]	$\sigma(t)$ [ms]
Wfs2,5	18,07	0,91
Wfs3,0	16,52	0,77
Wfs3,2	16,56	0,18
Wfs3,5	16,43	0,30
Wfs4,0	14,83	0,31
Wfs4,2	15,11	0,29
Wfs4,5	15,15	0,40
Wfs5,0	16,86	0,23

Na Obr. 39 je uvedeno grafické znázornění velikosti svařovacích proudů specifických oblastí jednotlivých technologických variant Wfs. Jak je patrné, průběh hodnot Peak max zůstává téměř konstantní a to na průměrné hodnotě ~ 150 A. Výjimku tvoří varianta s nejvyšší podávací rychlostí drátové elektrody Wfs5,0, u které je svařovací proud o přibližně 5 A nižší. Snížení této hodnoty je kompenzováno významným navýšením času trvání tohoto proudu, jak bude uvedeno později. Velikosti svařovacího proudu B_g wsc jsou navyšovány od $28,34 \pm 4,37$ A u Wfs2,5 až k maximální hodnotě $73,88 \pm 5,36$ A u Wfs5,0. Poměr velikosti svařovacích proudů Peak max a B_g wsc dokládající tento nárůst je zobrazen na Obr. 40. Shodnou, tedy stoupající tendenci, jako B_g wsc (Obr. 39), má i křivka reprezentující svařovací proud B_g . Její zvyšující se výběrová směrodatná odchylka je způsobena především změnou řízení svařovacího proudu v oblasti zkratové fáze přestupu kovu přídavného materiálu do tavné lázně.

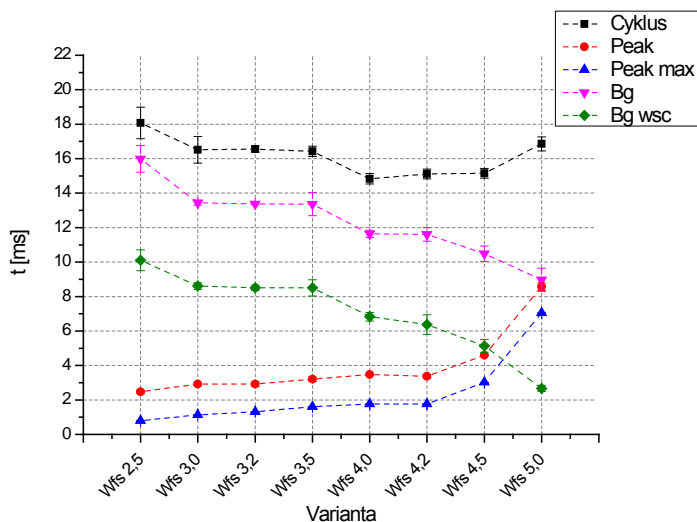


Obr. 39: Velikost svařovacích proudů specifických oblastí

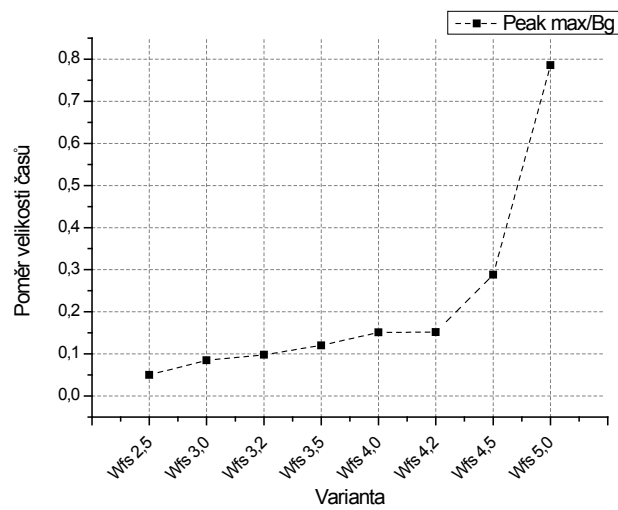


Obr. 40: Poměr svařovacích proudů Peak max/Bg wsc

Obrázek Obr. 41 znázorňuje trvání (čas) jednotlivých oblastí svařovacího proudu. Jak je patrné, se vrůstající Wfs dochází k nárůstu hodnot Peak max, tj. délky pulzu měřeného na jeho vrcholu, a logicky i hodnot Peak, tj. pulzu měřeného mezi jeho patami. Tím je primárně zajištěno zvýšení objemu taveného materiálu v rámci cyklu. Trvání Bg a Bg wsc se vzrůstající Wfs (resp. dobou Peak) klesají. Poměr trvání Peak max a Bg názorně reprezentuje krácení základního proudu Bg na úkor Peak max, viz Obr. 42. Čas cyklu je tvořen součtem pulzní fáze proudu a fáze základního proudu. Jeho změna probíhá v návaznosti na objem natavených kapek přestupovaného kovu, jak bude objasněno v dalším textu práce.



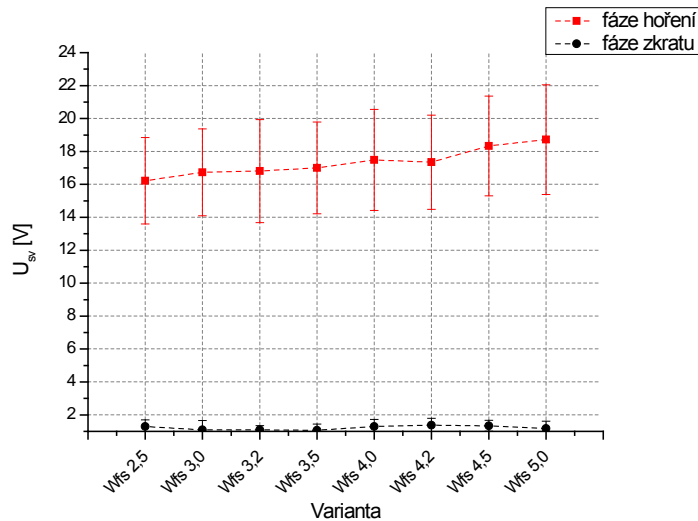
Obr. 41: Trvání specifických fází svařovacího proudu



Obr. 42: Poměr časů, Peak max/Bg

Na obrázku Obr. 43 jsou zobrazeny hodnoty svařovacího napětí v oblasti fáze hoření a zkratové fáze. Z průběhu je evidentní nárůst svařovacího napětí s Wfs v oblasti hoření oblouku. Velikosti svařovacího napětí jsou, s uvažováním nejistot měření, prakticky nulové v oblasti zkratu.

Průběhy napětí naznačují, že přestup kovu byl u všech variant Wfs proveden jednou kapkou za proudový pulz. Tato domněnka byla blíže zkoumána záznamem vysokorychlostí kamery, viz kap. 5.5.



Obr. 43: Svařovací napětí specifických fází

Shrnutí

- Zvolená metodika měření umožňuje dostatečně reprezentativně zachytit specifické oblasti svařovacího napětí a proudu a následně tato data analyzovat.
- Měření umožňuje identifikovat technologicky významné nestability v hoření elektrického oblouku a provádět korekce technologie, například úpravu parametrů, umístění hořáku, konfiguraci, především sesazení spojovaných plechů, jejich povrchovou čistotu, apod.
- Experiment poskytl detailní přehled použitých parametrů pro vytvoření heterogenních spojů pozinkované oceli s hliníkovou slitinou přidávným materiálem AlSi5 průměru 1,2 mm.
- Zvyšující se objem nataveného kovu napříč variantami Wfs byl realizován komplexně a to změnou frekvence pulzů, jak je patrné z časů cyklů Obr. 41, navyšováním trvání pulzní oblasti (Obr. 41, Obr. 42) a sekundárně i účinkem změn základního proudu.
- Bylo prokázáno, že zkratová fáze přestupu kovu probíhá za snížené hodnoty svařovacího proudu.

5.4.4 Výpočet tepelného příkonu do spoje

Jakost heterogenních spojů hliníkové slitiny a oceli je principiálně do značné míry ovlivněna tepelným příkonem (tzv. vneseným teplem) procesu spojování, který je dodáván elektrickým obloukem. Výkon elektrického oblouku lze vyjádřit jako součin elektrického napětí a proudu:

$$P_{sv} = U_{sv} \cdot I_{sv} \quad (5-1)$$

Jak bylo experimentálně prokázáno, průběh elektrického napětí a proudu u procesu CMT má pro zvolené materiálově-technologické parametry specifický charakter, který je založen na rozličných změnách v čase. Z tohoto důvodu nelze vnímat hodnoty elektrického napětí a proudu jako konstanty. V současné době panuje obecná shoda, že nejpřesnější metodou výpočtu elektrického výkonu, kterou lze následně využít pro výpočet tepelného příkonu procesů založených na MIG/MAG technologii, je metoda vzorkování elektrického napětí a proudu a stanovení výkonu oblouku dle následujícího vztahu:

$$P_{sv} = \sum_{i=1}^n \frac{U_{sv i} \cdot I_{sv i}}{n} \quad (5-2)$$

Na základě tohoto výpočtu lze stanovit tepelný příkon do spoje:

$$Q_{sv} = 60 \cdot \frac{P_{sv}}{1000 \cdot v_{sv}} \cdot \eta \quad (5-3)$$

Q_{sv}tepelný příkon na jednotku délky spoje [$\text{kJ}\cdot\text{cm}^{-1}$]
kde P_{sv}výkon elektrického oblouku [W]
 v_{sv}postupová rychlost [$\text{cm}\cdot\text{min}^{-1}$]
 ηkoeficient tepelné účinnosti

Z výše zmíněného vztahu je zřejmé, že tepelný příkon do spoje je přímo úměrný velikosti elektrického výkonu oblouku, koeficientu tepelné účinnosti a nepřímo závislý na postupové rychlosti.

Zatímco jsou hodnoty elektrických veličin relativně snadno měřitelné, koeficient tepelné účinnosti η je značně komplexní parametr vyjadřující souhrnně tepelné ztráty procesu. Jeho exaktní stanovení vyžaduje přesná kalorimetrická měření, která přesahují rámec experimentálního programu této práce. Kalkulaci tepelného příkonu je tedy kvůli této částečné idealizaci problematiky nutné považovat za orientační, neboť je založena na konstantní hodnotě koeficientu $\eta = 0,8$. Tato hodnota je ve shodě uváděna řadou odborných publikací, průmyslově se etablovala a hojně se užívá pro výpočet tepelného příkonu svařování technologiemi založenými na bázi procesu MIG/MAG.

Cílem této části experimentu je vyjádřit hodnotu tepelného příkonu pro jednotlivá variantní řešení Wfs. Motivací experimentu bylo rovněž zpřehlednit svařovací parametry technologie do jedné číselné hodnoty Q_{sv} , ke které bude následně odkazováno při řešení problematiky v dalších kapitolách této práce.

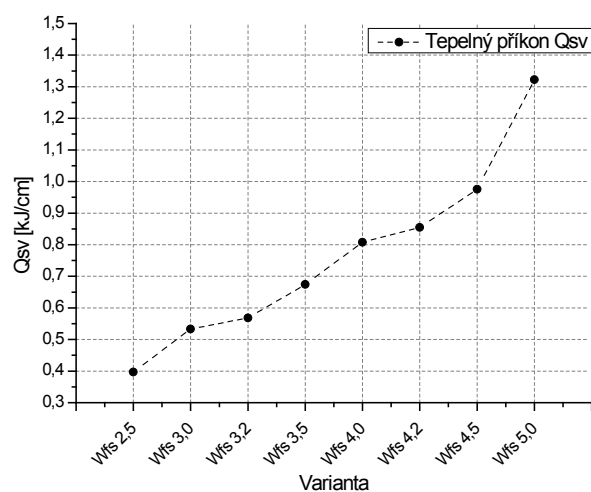
Výsledky

Výpočet tepelného příkonu byl proveden na základě naměřených dat elektrického napětí a proudu v čase (osciloskopem) tak, jak je uvedeno v předchozím textu práce. Pro každou z variant Wfs byla použita všechna naměřená data, tj. pětisekundový záznam elektrického napětí a proudu, vzorkováním 100 kS/s¹². Postupová rychlost byla vždy konstantní a to 10 mm/s. Za užití výše zmíněných matematických vztahů byly provedeny výpočty tepelných příkonů Q_{sv} . Výsledek je uveden v tabulce Tab. 14.

¹² kilosample/second – počet vzorků za sekundu

Tab. 14: Tepelný příkon pro jednotlivé varianty Wfs

Varianta	Q_{sv} [kJ.cm ⁻¹]
Wfs2,5	0,40
Wfs3,0	0,53
Wfs3,2	0,57
Wfs3,5	0,67
Wfs4,0	0,81
Wfs4,2	0,85
Wfs4,5	0,98
Wfs5,0	1,32



Obr. 44: Velikost tepelného příkonu pro jednotlivé varianty Wfs

Jak je patrné z grafického znázornění těchto hodnot, viz Obr. 44, dochází dle předpokladu k téměř lineárnímu navýšení hodnot tepelného příkonu se vzrůstající podávací rychlostí drátové elektrody.

Shrnutí

- Na základě získaných dat měření elektrických veličin byl proveden výpočet hodnoty tepelných příkonů do spojů jednotlivých technologických variant Wfs.
- Přesnost měření byla ovlivněna částečnou idealizací, která spočívala v použití koeficientu tepelné účinnosti o konstantní velikosti.
- Byl kvantifikován téměř lineární nárůst tepelného příkonu s variantami Wfs. Navýšení Q_{sv} bylo zajištěno komplexním účinkem elektrických parametrů technologie při shodné postupové rychlosti. To umožnilo odtavení většího objemu drátové elektrody na jednotku délky daného spoje.

5.5 Analýza přestupu kovu přídavného materiálu do tavné lázně

Přestup kovu roztaveného přídavného materiálu do tavné lázně je klíčovým parametrem ovlivňujícím jakost spoje včetně jeho vzhledu. Autor práce preferoval nastavení procesních parametrů tak, aby pokud možno docházelo během jednotlivých technologických variant Wfs ke zkratovému (smáčivému) přestupu kovu a nikoliv k volnému letu kapek. Smáčení přestupujících kapek tavnou lázní je za včasného snížení svařovacího proudu u modifikací MIG technologií spojován s prakticky bezrostřikovým dějem.

Cílem této části experimentu je provést na základě výsledků analýzy svařovacího proudu a napětí záznam obrazu přestupu kovu a určit tak jeho typ pro použité technologické parametry.

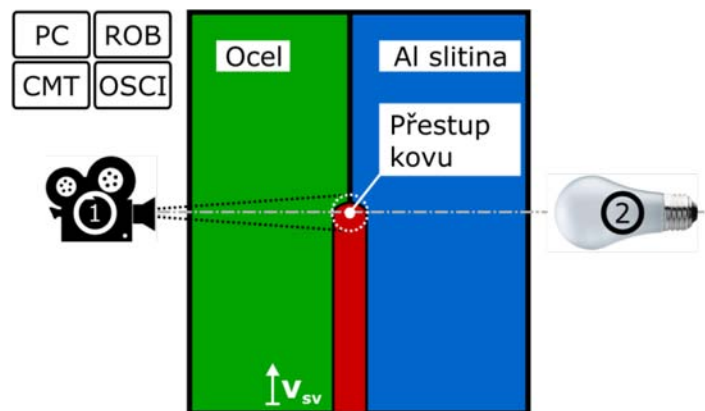
5.5.1 Specifikace zařízení a metodiky měření

Vzhledem ke značné dynamice děje přestupu kovu bylo nutné zvolit adekvátní měřicí techniku, která tyto procesy dokáže v odpovídající kvalitě zachytit. Problematika záznamu přestupu kovu v elektrickém oblouku svařovacího procesu vysokorychlostní kamerou je, kromě již zmíněné potřeby užít relativně vysoké rychlosti záznamu, ztížena náročnými světelnými podmínkami při pozorování. Ve vědecké praxi se v současné době etablovaly dva přístupy pozorování těchto dějů.

První přístup je založen na filtraci určitého rozsahu elektromagnetického záření a tím i vyrovnání značně odlišných světelných podmínek – elektrický oblouk vs. přestupující kov. Přestup kovu v oblouku pak není na obraze přeexponován a může tak vyhovovat omezenému dynamickému rozsahu čipu vysokorychlostní kamery. Zdánlivě paradoxně však bývá pro zlepšení kresby detailu obrazu a vizualizace tavné lázně zapotřebí přisvětlení snímaného děje, nejlépe vhodným pulzním, popř. kontinuálním laserem. Vhodné nastavení filtru, přisvětlení a expozičních parametrů snímacího systému umožní pozorovat povrch tavné lázně i přestupujícího taveného materiálu.

Druhý přístup spočívá v pozorování přestupu kovu takzvaně v „protisvětle“. Specifické uspořádání konfigurace zařízení je uvedeno na Obr. 45. Jak je z obrázku patrné, princip této metody je založen na uspořádání hlavních prvků měřicího systému: vysokorychlostní kamera – svařovací hořák (přestup kovu) – zdroj světla, do jedné optické osy. Pozorovaný děj tak nemusí být primárně nasvícen ze směru vysokorychlostní kamery, neboť je ve své podstatě pozorován pouze „stín“ vytvořený přestupujícím kovem. I při použití vhodných filtrů tato metoda neumožňuje, na rozdíl od výše zmíněného postupu, pozorování například proudění tavné lázně a detailů povrchu přídavného materiálu při jeho tavení. Je však dostatečná pro potřeby určování typu přestupu kovu a základní geometrické analýzy děje. V neposlední řadě je nutno

uvést, že finanční náročnost experimentu, především vzhledem k nižší pořizovací ceně zařízení, je u této metody snímání HSV¹³ podstatně nižší.



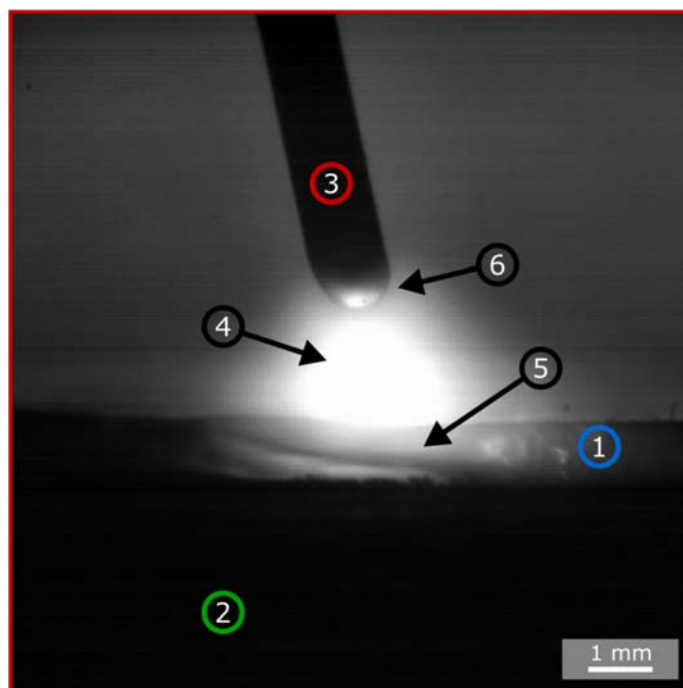
Obr. 45: Schematické uspořádání měřicí aparatury HSV

Pro realizaci experimentu bylo využito vysokorychlostní kamery IDT Motion Pro X4 s objektivem Sigma AF 135-400 mm f/4.5-5.6. Vysokorychlostní kamera byla upevněna na stativ a propojena s osciloskopem a dalšími periferiemi, včetně počítače sloužícího pro záznam obrazových dat. Jako zdroj světla byla použita halogenová žárovka s elektrickým příkonem ~ 1 kW. Svařovací hořák byl umístěn do pozice a následně byly provedeny spoje ve variantách Wfs, opět se shodnou postupovou rychlostí 10 mm/s. Několika prvotními testy byla, pro dostatečně reprezentativní záznam děje, zvolena snímková frekvence 4000 snímků/s v rozlišení 512×512 px. Doba záznamu se pohybovala pro každou variantu Wfs od 0,5 do 1 sekundy. Zaznamenáno bylo tedy od 2000 do 4000 snímků pro každou variantu Wfs.

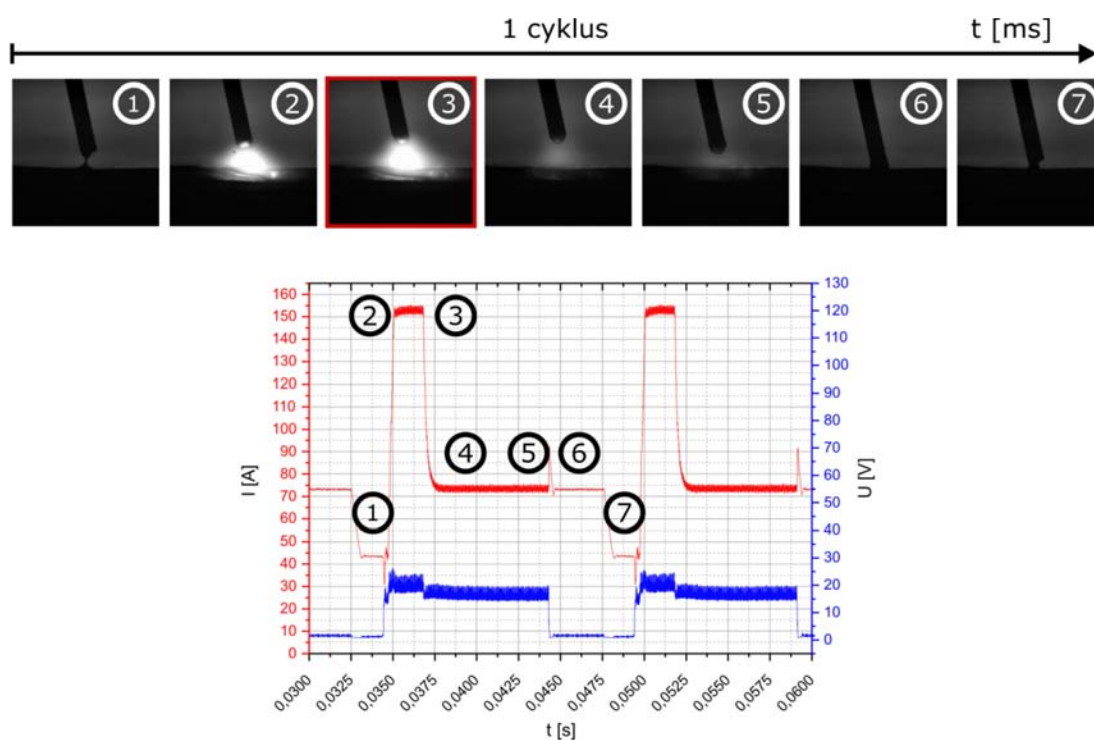
5.5.2 Vyhodnocení

Měřením bylo zaznamenáno chování přestupující kapky roztaveného přídavného materiálu do tavné lázně. Na obrázku Obr. 46 je zachycen přestup kovu ve fázi pulzního proudu. Jedná se o vzorek varianty Wfs4,2. Jak je z obrázku patrné, základní materiály (1) plech hliníkové slitiny a (2) plech pozinkované oceli jsou ve spodní části snímku. Přídavný materiál AlSi5 v podobě drátové elektrody, označen číslem (3), je taven elektrickým obloukem (4) spolu se základním materiálem hliníkové slitiny. Vzniklá kapka nataveného materiálu (6) následně přestupuje, jak je patrné na dalším obrázku, Obr. 47, za pomoci pohybu drátové elektrody do tavné lázně základního materiálu hliníkového plechu (5).

¹³ HSV – High Speed Video – vysokorychlostní záznam obrazu



Obr. 46: Snímek záznamu HSV ve fázi pulzního proudu, Wfs4,2



Obr. 47: HSV varianty Wfs4,2 v návaznosti na průběh svařovacího proudu a napětí

Tabulka Tab. 15 sumarizuje výsledky pozorování HSV s počtem zaznamenaných proudových pulzů osciloskopem na základě měřeného časového úseku. Je zřejmé, že přestup kovu byl u všech variant Wfs proveden dávkováním přídatného materiálu, který odpovídal jedné kapce nataveného přídatného materiálu na jeden proudový pulz. Pozorování děje přestupu kovu rovněž prokázalo, že byl dle požadavku dosažen přestup bez volného letu kapek.

Tab. 15: Počet přestoupených kapek vs. počet pulzů svařovacího proudu za 1 sekundu¹⁴

Varianta	Počet kapek HSV	Počet pulzů OSC
Wfs2,5	56	56
Wfs3,0	60	60
Wfs3,2	61	61
Wfs3,5	61	61
Wfs4,0	67	67
Wfs4,2	67	67
Wfs4,5	66	66
Wfs5,0	60	60

U všech variant byl zaznamenán pouze minimální, technologicky zanedbatelný, rozstřík přídatného materiálu do okolí spoje.

Shrnutí

- Byl navržen a realizován experiment pozorování přestupu kovu nataveného přídatného materiálu AlSi5 do tavné lázně spoje pro variaci parametrů Wfs.
- Bylo prokázáno, že experimentální metoda pozorování je vyhovující pro snímání tohoto procesu v oblasti sledovaných parametrů.
- V návaznosti na průběh svařovacího proudu a napětí byl záznam obrazu přiřazen jejich specifickým oblastem.
- Bylo prokázáno, že pro zvolenou oblast parametrů jednotlivých variant Wfs dochází k přestupu kovu po kapkách, vytvořených proudovými pulzy s tím, že vznikne vždy pouze jedna kapka jedním proudovým pulzem. Přestup kapky volným letem nebyl zaznamenán. Tím byl potvrzen tento předpoklad stanovený na základě průběhu svařovacího napětí v kap. 5.4.3.
- Na základě pozorovaného časového úseku přestupu kovu lze potvrdit, že navýšení objemu přestupujícího kovu (Wfs) je prováděno rovněž změnou

¹⁴ Hodnoty jsou zaokrouhleny na celá čísla.

objemu natavených kapek drátové elektrody. Z těchto důvodů lze shodným počtem pulzů (cyklů) dosáhnout odtavení většího objemu drátové elektrody.

- Pro zvolené parametry má přestup kovu u všech variant Wfs zkratový charakter.
- V dané oblasti parametrů dochází ke generování pouze minimálního (technologicky nevýznamného) rozstříku svarového kovu.

5.6 Termografie

Tepelný příkon technologií svařování založených na tavení základních a přídavných materiálů má významnou roli. Je obecně známo, že heterogenní, nestacionární teplotní pole vznikající působením pohyblivého zdroje tepla, tj. hořáku, způsobuje specifické komplikace při realizaci spoje. Negativním důsledkem působení tepelného zdroje na tavný spoj je především tvorba mnohdy komplikovaných napětově deformačních stavů a dále degradace materiálových vlastností spoje. U tavných procesů spojování termomechanicky zpracovaných hliníkových slitin a ocelí s komplexním typem zpevnění je kvůli často omezené teplotní stabilitě zpevňujících strukturních součástí tato problematika akcentována. Teplotní cyklus technologie spojování má přímý dopad na jakost a tedy i užité vlastnosti tavného spoje.

Termografické měření technologických procesů, jakým je obloukové svařování a MIG pájení, je relativně známou, doposud však intenzivně vyvíjenou a široce diskutovanou problematikou. Kvantitativní infračervená termografie má pro výzkum těchto procesů, především při spojování tenkých plechů, jednoznačnou výhodu, kterou je možnost poskytnout informace o velikosti povrchových teplot pro relativně rozměrnou oblast spoje. Moderní infračervené termografické systémy navíc umožňují podrobné sledování vývoje tohoto teplotního pole v čase. Termografie může poskytnout na rozdíl od bodových měření teplot dobrou představu o tepelném zatížení spojovaných materiálů. Realizace tohoto měření a následné vyhodnocení výsledků je však stále relativně komplikovanou činností.

Mezi vybrané základní faktory ovlivňující přesnost termografického měření obloukových procesů MIG patří:

- Parametry přístrojového vybavení.
- Emisivita zkoumaných povrchů.
- Záření vycházející z elektrického oblouku.
- Záření dopadající do infračervených (IR) kamer z ostatních (neměřených) zdrojů.

Cílem této části experimentu je změřit a analyzovat teplotní pole a jeho průběh v čase u spojovaných vzorků vybraných technologických variant Wfs. Výsledkem

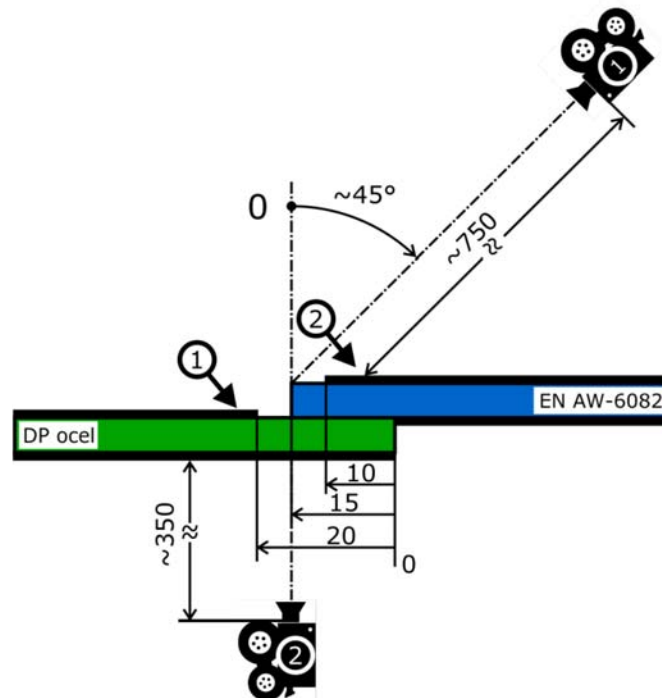
měření budou data, která umožní v budoucnu navázat na tento experiment numerickým výpočtem řešených spojů. Velikosti a průběhy teplot v čase mohou být nápomocny pro optimalizaci numerického modelu tepelného zdroje reverzním přístupem.

5.6.1 Specifikace zařízení a metodiky měření

Analýza teplotního pole spojovaných plechů byla provedena pouze pro vybrané technologické varianty W_{fs} a sice 3,0; 3,5 a 4,0. Toto omezení vychází z předpokladu získaného během prvotních technologických zkoušek, které naznačují, že proces spojování se jeví v této oblasti parametrů nejstabilnější. Zároveň je počet a rozložení měřených W_{fs} vhodný pro případnou interpolaci výsledků pro ostatní varianty.

Pro tato měření byl vyvinut následující systém. Plechy vzorků byly před sestavením opatřeny pro očekávané teploty termostabilním nástřikem černé barvy s komerčním označením ThermaSpray 800 Black o známé hodnotě emisivity $\varepsilon = 0,93$. Tento nástřik však nemohl být z pochopitelných důvodů uplatněn v oblasti spoje a jeho bezprostředního okolí. Jak je patrné z obrázku Obr. 48, nástřik byl proveden:

- Na celé spodní ploše ocelového plechu a spodní ploše plechu hliníkové slitiny mimo oblast přeplátování.
- Na svrchní ploše s vynecháním oblasti 20 mm, viz Obr. 48 (bod 1), od hrany ocelového plechu a oblasti 5 mm od hrany u plechu hliníkové slitiny (bod 2).



Obr. 48: Schematické znázornění uspořádání termografického měřicího systému

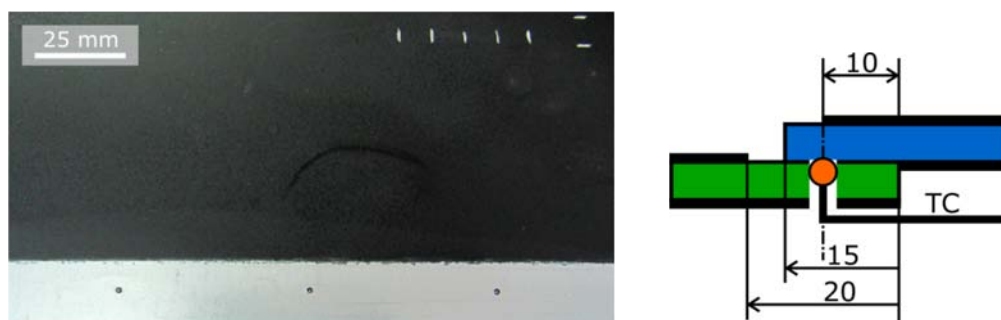
Jak již bylo uvedeno, termografie za pomoci IR kamerových systémů je z principu citlivá na vlastnosti měřených povrchů. Z tohoto důvodu byl experiment proti původnímu záměru rozšířen o lokální kontaktní měření teploty za pomoci termočlánků typu K¹⁵. Tyto termočlánky jsou založeny na termoelektrickém jevu dvou materiálů. Jedná se o Chromel™, tj. slitinu obsahující především Ni+Cr, a Alumel™, tj. slitinu Ni+Al a dalších prvků. Teplotní rozsah měření termočlánku typu K je od přibližně -200 °C do 1250 °C.

Do každého z ocelových plechů zkušebních vzorků byly vytvořeny 3 otvory o průměru 1,5 mm v rastru 52 mm po délce plechu a 10 mm od jeho hrany. To umožnilo přívod a následnou fixaci termočlánků do oblasti měřených míst, viz Obr. 49. Jednotlivé termočlánky byly zapojeny do měřicího modulu Adam 4018 společnosti Advantech umožňující měření teplot s periodou až 0,1 s.

Spojované vzorky hliníkové slitiny a oceli o redukovaném rozměru (šířka, délka, tloušťka) 150×225×t byly uloženy letmo do konfigurace přeplátovaného spoje. Pro termografické měření procesu spojování byly použity současně dvě infračervené (IR) kamery:

- FLIR SC2000 – snímající shora pod úhlem 45° a ve vzdálenosti cca 750 mm spojované plechy. Na Obr. 48 je označena jako kamera (1). Této IR kameře s rozlišením 320×240 px byla nastavena frekvence snímání 4 Hz a teplotní rozsah 80 až 500 °C a to s ohledem na snímání oblasti se známou emisivitou (nástríkem). Emisivita taveniny nebyla známa.
- FLIR A320 – snímající zdola spojované plechy má shodné rozlišení obrazu. Záznam probíhal s frekvencí 9 Hz a s teplotním rozsahem 200 až 1200 °C. Na Obr. 48 je tato IR kamera označena číslem (2).

Obě IR kamery byly upevněny na stativy a nastaveny tak, aby zachytily teplotní pole plechů při pohybu hořáku a zachovaly směr jeho pohybu zprava do leva.



Obr. 49: Svrchní strana ocelového plechu, vlevo; otvory pro umístění termočlánků, vpravo

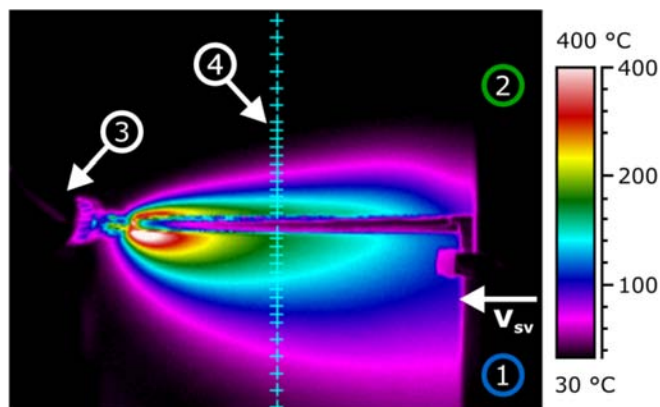
¹⁵ Označení dle ANSI - American National Standards Institute

5.6.2 Vyhodnocení

Provedené technologické varianty Wfs byly zaznamenány oběma IR kamerami a spolu s daty termočlánkového měření byly uloženy k dalšímu zpracování. To spočívalo především v prostorové a časové synchronizaci naměřených dat všech tří částí systému, tvorbě grafů průběhů teplot a videozáznamů teplotních polí.

Analýza povrchových teplot svařovaných plechů při pohledu shora

Snímek Obr. 50 ukazuje termogram spojované dvojice plechů shora. Plech hliníkové slitiny je na obrázku umístěn jako spodní, označen číslem (1). Ocelový plech je patrný v horní části obrázku, označen číslem (2). Procesní robotický hořák (3) se pohyboval zprava doleva a na snímku je zachycen v konečné fázi své trajektorie. Pro přehlednou kvantifikaci průběhů teplot v čase v různých vzdálenostech od osy spoje byly definovány (virtuální) měřené body¹⁶ naznačené na obrázku číslem (4). Umístění měřených bodů bylo provedeno v linii procházející středem analyzovaných plechů a kolmé na trajektorii pohybu hořáku. Rozložení těchto (celkem 33) bodů bylo zvoleno ve vzájemné vzdálenosti 5 mm v přilehlé oblasti spoje a 10 mm ve vzdálenější oblasti a to na obě strany od středu spoje, tj. do ocelového plechu i plechu hliníkové slitiny.



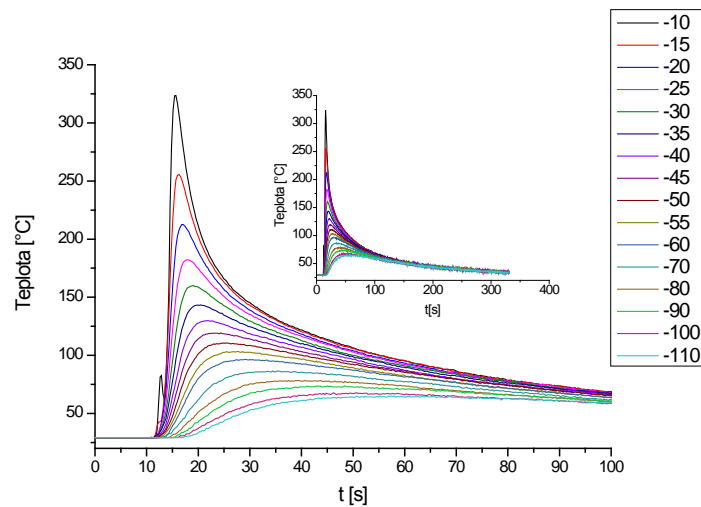
Obr. 50: Teplotní pole, Wfs3,0

Všechny termogramy vykazovaly značnou heterogenitu teplotního pole. To je dle očekávání způsobeno odlišnou tepelnou difuzivitou spojovaných materiálů. V návaznosti na tento jev lze předpokládat i zvýšená vnitřní napětí spoje. Středová oblast spoje vykazuje vzhledem k okolí diskontinuitu izoterm teplotního pole. Tento jev je důsledkem odlišné emisivity, která nebyla známa. Tato oblast spoje tedy nemůže být tímto měřením analyzována.

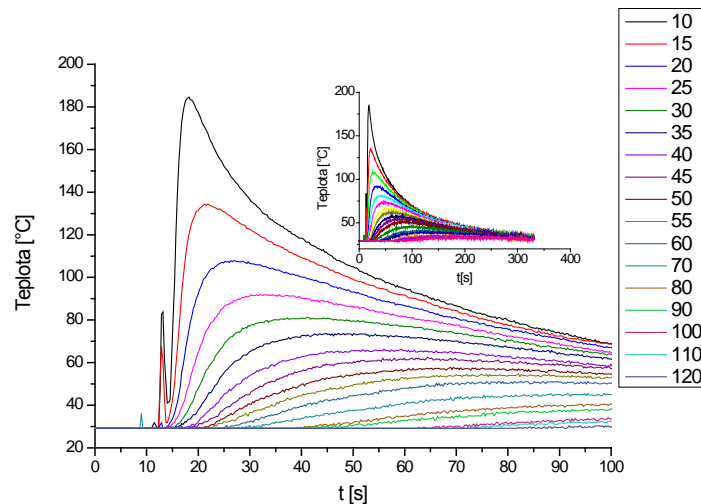
¹⁶ Pro vyhodnocení byl použit software ThermaCAM Researcher.

Ze známého rozměru plechu a počtu pixelů odpovídajících rozměru plechu odměřených na termogramu byl stanoven přepočít mezi vzdáleností a rozlišením IR obrazu, a to 1 mm/px.

Obrázky Obr. 51 a Obr. 52 znázorňují průběhy teplot měřených bodů v čase. Popis v legendě -10, resp. 10 uvádí vzdálenost měřeného bodu v milimetrech od podélné osy spoje. V tomto případě je to oblast měření umístěná nejbližší procesnímu hořáku. Maximální registrovaná teplota v tomto místě dosáhla pro plech hliníkové slitiny hodnoty 323,5 °C, viz Obr. 51, souřadnice -10. Na ocelovém plechu byla registrována maximální teplota 184,6 °C, viz Obr. 52, souřadnice 10.



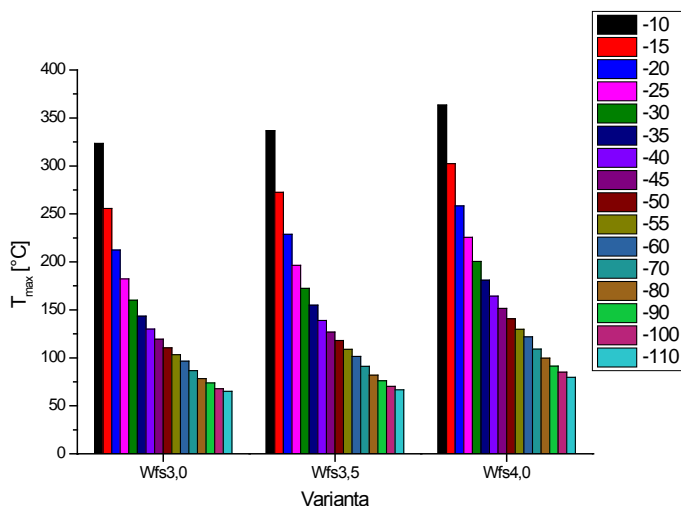
Obr. 51: Průběh teplot v měřených bodech plechu hliníkové slitiny, Wfs3,0



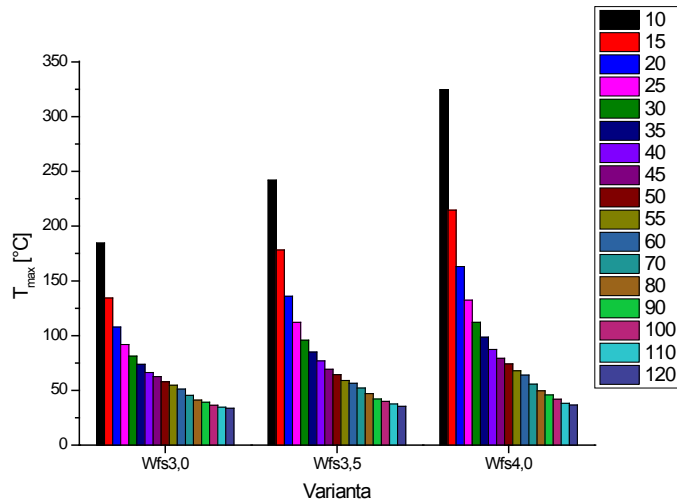
Obr. 52: Průběh teplot v měřených bodech oceli, Wfs3,0

Jak je z průběhů teplot zřejmé, se vzdáleností od osy spoje klesá maximální dosažená teplota. Jednotlivé křivky rovněž zachycují posun jejich maximální teploty v čase v návaznosti na tepelné vlastnosti měřených materiálů, především tepelnou vodivost, měrnou hmotnost a tepelnou kapacitu, které definují tepelnou difuzivitu. U obou materiálů byl na křivkách vzdálených 10 a 15 mm patrný teplotní zákmit přibližně v čase $t = 14$ s. Tento nárůst teploty byl způsoben odrazem záření od hořáku pohybujícího se mezi kamerou a měřeným povrchem. V tento časový úsek je tak registrována plynová dýza hořáku.

Obrázky Obr. 53 a Obr. 54 sumarizují výsledky termografického měření pro jednotlivé varianty Wfs. Se vzrůstajícím množstvím odtavené drátové elektrody, tj. i zvýšeným tepelným příkonem, dochází k nárůstu naměřených teplot. Maximální teploty u plechů hliníkové slitiny dosahují hodnot Wfs3,0 323,5 °C; Wfs3,5 336,6 °C; Wfs4,0 363,4 °C. U oceli dosahují maxima Wfs3,0 184,6 °C; Wfs3,5 242 °C; Wfs4,0 324,6 °C.



Obr. 53: Maximální teploty v měřených bodech plechu hliníkové slitiny, Wfs3,0; 3,5 a 4,0

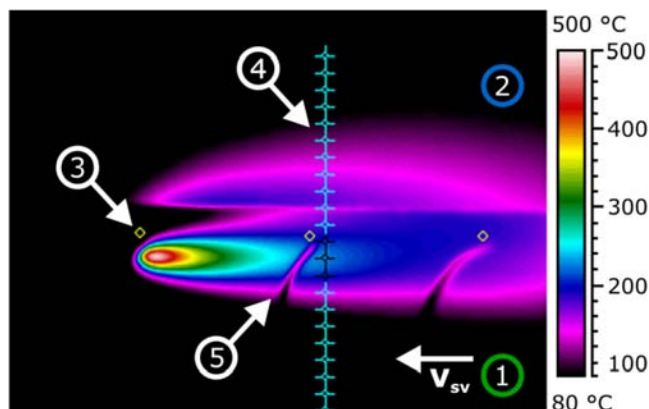


Obr. 54: Maximální teploty v měřených bodech ocelového plechu, Wfs3,0; 3,5 a 4,0

Analýza povrchových teplot svařovaných plechů při pohledu zdola

Metodika hodnocení probíhala obdobně jako u předchozího případu. Plech hliníkové slitiny je na obrázku Obr. 55 umístěn jako horní, označen číslem (2). Ocelový plech je patrný v dolní části obrázku, označen číslem (1). Procesní hořák se pohyboval zprava doleva. Na snímku je opět zachyceno teplotní pole odpovídající konečné fázi trajektorie hořáku. Pro přehlednou kvantifikaci průběhů teplot v čase v různých vzdálenostech od osy spoje byly definovány (virtuální) měřené body naznačené na obrázku číslem (4). Jejich umístění bylo v linii ve středu analyzovaných plechů a kolmé na trajektorii pohybu hořáku tak, aby korespondovaly protilehlé pozici měřených bodů při vyhodnocení teplot shora. Celkem bylo umístěno 22 měřených bodů ve vzájemné vzdálenosti 5 mm do oblasti ocelového plechu i plechu hliníkové slitiny.

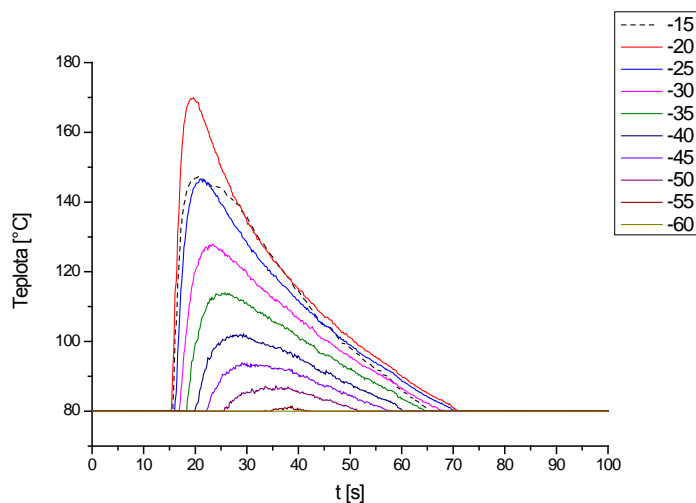
Kromě bezkontaktního termovizního měření bylo prováděno také kontaktní termočláňkové měření. V těsné blízkosti tří měřených míst termočláňků (patrná jsou dvě termočláňková vedení – jedno z nich je označeno číslem (5)) byly pro analýzu teploty umístěny tři kruhové (virtuální) oblasti měření. Na Obr. 55 je jedna z nich označena číslem (3).



Obr. 55: Teplotní pole, Wfs3,0; zdola

Obrázky Obr. 56 a Obr. 57 znázorňují průběhy teplot měřených bodů v čase. Popis v legendě uvádí vzdálenost měřeného bodu v milimetrech od podélné osy spoje. Při pohledu zdola lze snímek rozdělit na tři části – oblast plechu hliníkové slitiny, oblast přepletování a oblast ocelového plechu.

V oblasti plechu hliníkové slitiny, který je na Obr. 55 označen číslem (2), bylo umístěno 10 měřených bodů ve vzdálenosti 15 až 60 mm od podélné osy spoje (souřadnice -15 až -60). Křivka teplotního průběhu bodu o souřadnici -15 je značně ovlivněna pozicí na rozhraní plechu hliníkové slitiny a oceli, a tudíž její průběh na Obr. 56 není dostatečně vypovídající.

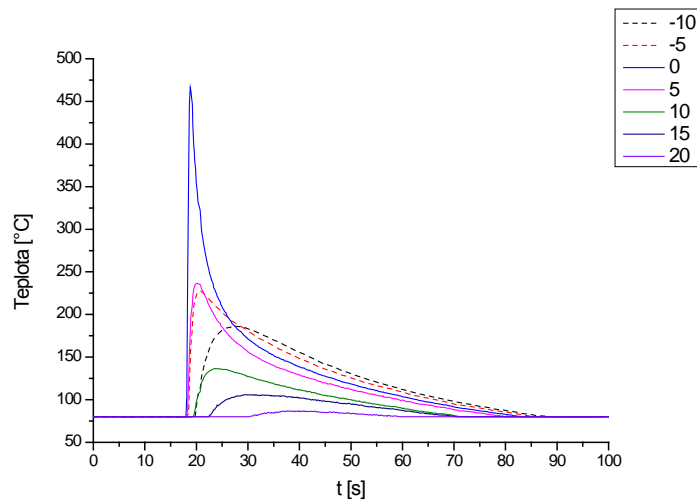


Obr. 56: Průběh teplot v měřených bodech plechu hliníkové slitiny, Wfs3,0; zdola

V oblasti, kde se spojované plechy překrývají, tj. oblasti přepletování, byly umístěny z pohledu na ocel zdola dva měřené body o souřadnicích -10, -5, viz Obr. 57. Z křivek

teplotních průběhů těchto bodů na Obr. 57 je patrné, že u nich dochází k rychlému nárůstu teploty a jejich ochlazování následně trvá nejdélejší časový úsek.

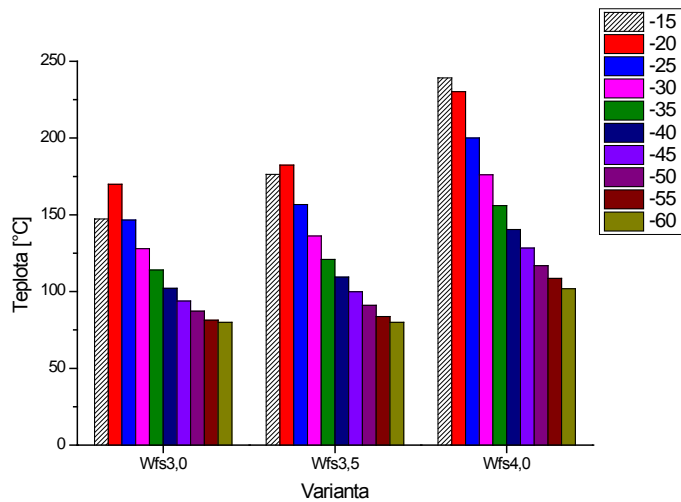
V oblasti ocelového plechu, na Obr. 55 označen číslem (1), bylo umístěno deset měřených bodů ve vzdálenosti 0 až 45 mm od podélné osy spoje. Jde o souřadnice 0 až 45. Křivky teplotních průběhů bodů o souřadnicích větších než 20 nebylo možné změřit, protože jejich teploty nedosahovaly minimální měřitelné teploty 80 °C.



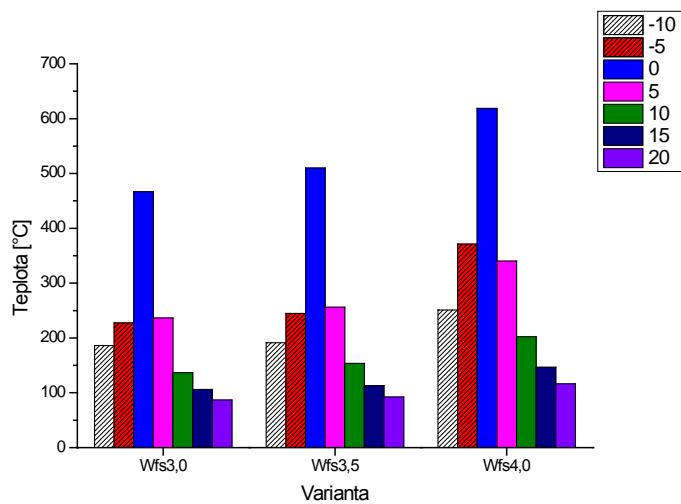
Obr. 57: Průběh teplot v měřených bodech oceli, Wfs3,0; zdola

Maximální registrovaná teplota dosáhla pro plech hliníkové slitiny hodnoty 170 °C a to ve vzdálenosti 20 mm od podélné osy spoje, viz Obr. 56, souřadnice -20. Na ocelovém plechu byla registrována maximální teplota 466,5 °C a to v ose trajektorie pohybu hořáku, viz Obr. 57, souřadnice 0.

Obrázky Obr. 58 a Obr. 59 sumarizují výsledky termografického měření pro jednotlivé varianty Wfs. Se vzrůstajícím tepelným příkonem dané varianty, dochází k nárůstu naměřených teplot a logicky tak lze očekávat zvýšenou degradaci teplotně nestabilních strukturních součástí spojovaných materiálů a zvýšenou deformaci přepřátovaného spoje, respektive nárůst vnitřní napjatosti. Relevantní teplotní maxima dosahovala u plechu hliníkové slitiny hodnot Wfs3,0 170 °C; Wfs3,5 182,3 °C; Wfs4,0 230,2 °C. U ocelového plechu Wfs3,0 466,5 °C; Wfs3,5 510 °C; Wfs4,0 618,7 °C.



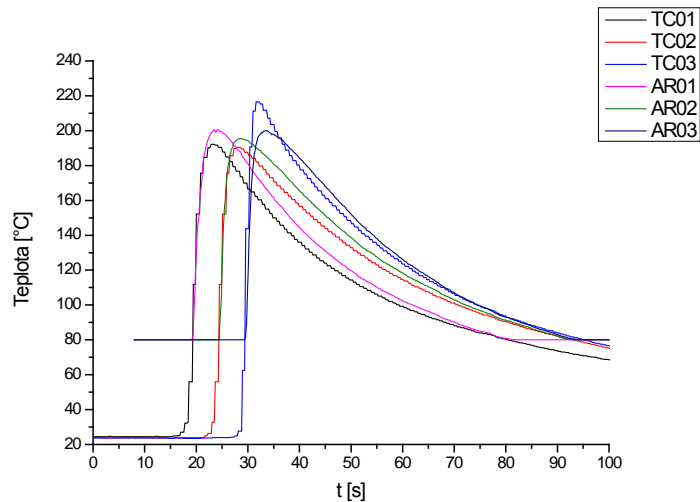
Obr. 58: Maximální teploty v měřených bodech plechu hliníkové slitiny, Wfs3,0; 3,5 a 4,0; zdola



Obr. 59: Maximální teploty v měřených bodech ocelového plechu, Wfs3,0; 3,5 a 4,0; zdola

Měření teplot termočlánky

Na základě umístění tří (virtuálních) kruhových oblastí lze porovnat teplotu naměřenou pomocí termočlánků s měřením termovizní kamerou. Časové průběhy teplot jsou znázorněny na Obr. 60, přičemž teploty měřené termočlánky jsou označeny „TC“ a průměrné hodnoty vyhodnocované oblasti měřené termovizní kamerou jsou označeny zkratkou „AR“.



Obr. 60: Porovnání průběhu teplot, Wfs3,0

Toto vyhodnocení umožnilo ověřit správnost postupu termovizního měření. Obrázek Obr. 60 znázorňuje dobrou shodu teplot změřených kontaktně (termočláanky) a bezkontaktně (termovizní kamerou). Rozdíly maximálních teplot byly pro měřená místa varianty Wfs3,0 následující: 8,3 °C; 5,0 °C a 16,5 °C. Zjištěné odchylky mezi teplotními průběhy jsou přisuzovány umístění kruhových měřených oblastí, které z principu nemohly exaktně korespondovat s měřenými oblastmi termočláanky. Z obrázku jsou rovněž patrné skokové změny teplot získaných termočláanky. Tento jev je způsoben elektromagnetickým rušením měřicí aparatury.

Obdobných výsledků, tedy dobré shody měření, bylo dosaženo u všech technologických variant. Vyvinutý experimentální systém termovizního měření přelátovaných spojů hliníkových slitin s ocelí lze tedy považovat za relevantní.

Shrnutí

- Byl navržen systém pro teplotní analýzu tvorby heterogenních spojů hliníkové slitiny s ocelí kvantitativní infračervenou termografií.
- Využití nástřiku barvou se známou konstantní emisivitou je vhodné pro měření teplotních polí těchto spojů.
- Pro tuto metodu měření zůstává problematickou oblast přestupu kovu a jeho bezprostřední okolí. V těchto místech nebyla teplota určena z důvodu neznámé emisivity povrchu.
- Na základě měření byl zaznamenán a kvantifikován tepelný účinek technologie CMT na spojované plechy. Pro jednotlivé technologické varianty byla získána 2D teplotní pole spojovaných plechů a jejich časový průběh.

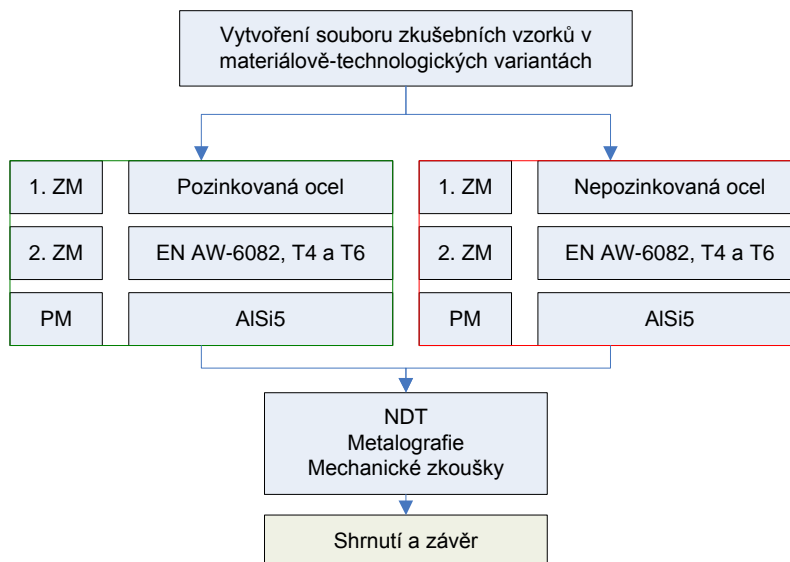
- Získaná data přispějí k určení vstupních podmínek numerické simulace tohoto procesu spojování a napomohou tak k modelování napěťově-deformačních polí těchto spojů.
- Měření poskytuje teplotní cykly technologie v kterémkoliv z měřených bodů a tím může vytvořit vazbu na strukturně degradační procesy a optimalizaci parametrů technologie, jak bude uvedeno v dalších kapitolách této práce.
- Termovizní měření bylo v dobré shodě s termočláňkovým měřením.

6 Experimentální program 2

6.1 Tvorba vzorků v materiálově-technologických variantách

V této části experimentálního programu byly vytvořeny dle výše zmíněných analýz a specifikací, viz kap. 5.1 a kap. 5.2, spoje pro analýzy jakosti, metalografická šetření a analýzy vybraných mechanických vlastností. V této souvislosti byl proveden i dílčí experiment, který si kladl za cíl ověřit, zda lze tento typ spojů realizovat za daných podmínek i s nepozinkovanou ocelí.

Tato část experimentálního programu pracuje nejen s již zmíněnou variací Wfs, ale rovněž s obměnou základních materiálů, Obr. 61. Základní materiály vzorků se lišily ve stavu hliníkové slitiny EN AW-6082 (T4 a T6) a v přítomnosti zinkové vrstvy na ocelovém plechu. Spoje byly vytvořeny po celé délce zkušebních plechů, tj. ~450 mm.



Obr. 61: Schematické znázornění experimentálního programu 2

V rámci experimentální práce tvorby vzorků bylo naplánováno 14 vzorků spojů s pozinkovanou ocelí, v tabulce Tab. 16 jsou tyto varianty uvedeny vlevo a 4 vzorky spojů s nepozinkovanou ocelí, vpravo.

Tab. 16: Materiálově-technologické varianty pro tvorbu zkušebních vzorků

1. ZM	EN AW-6082, T4 a EN AW-6082, T6	EN AW-6082, T4 a EN AW-6082, T6
2. ZM	DP pozinkovaná ocel	DP nepozinkovaná ocel
PM	AlSi5	AlSi5
Varitanta	Označení vzorku	Označení vzorku
Wfs2,5	Wfs2,5T6	-
Wfs3,0	Wfs3,0T6	-
	Wfs3,0T4	Wfs3,0T4
Wfs3,2	Wfs3,2T6	-
	Wfs3,2T4	-
Wfs3,5	Wfs3,5T6	Wfs3,5T6
	Wfs3,5T4	-
Wfs4,0	Wfs4,0T6	-
	Wfs4,0T4	Wfs4,0T4
Wfs4,2	Wfs4,2T6	-
	Wfs4,2T4	-
Wfs4,5	Wfs4,5T6	Wfs4,5T6
	Wfs4,5T4	-
Wfs5,0	Wfs5,0T6	-

6.2 Vizuální kontrola a kapilární zkouška

6.2.1 Vizuální kontrola

Vizuální kontrola (VT) patří mezi nejčastější a nejjednodušší metody hodnocení jakosti svarových a pájených spojů. Obdobně jako u kapilárních metod testování heterogenních spojů oceli a hliníku není v této specifické oblasti testování stanoven normativní rámec kritérií jakosti.

Cílem tohoto hodnocení bylo provést výběr zkušebních vzorků na základě kritéria koheze spojení. Hodnocení jakosti v tomto smyslu tedy mělo povahu akceptace – v dalším textu práce označena jako „☺“, popřípadě zamítnutí vzorku „☹“ pro další testování. Obecné podmínky této vizuální kontroly splňovaly ČSN EN ISO 17637 [89].

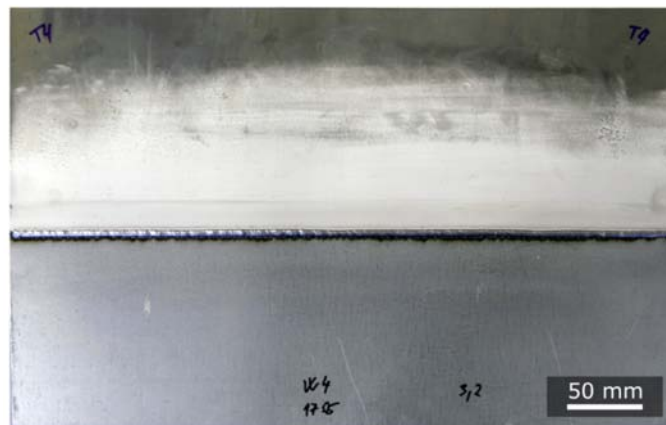
Výsledky variant vzorků s pozinkovanou ocelí

Varianta Wfs2,5 nevytvořila v celé délce vzorku soudržný spoj. Nedostatek tepelného příkonu a objemu nataveného kovu nestačil pro tvorbu svarové housenky, která by dostatečně smáčela ocelový plech. Spojení plechů v této variantě vznikalo pouze lokálně v omezené míře, Obr. 62.

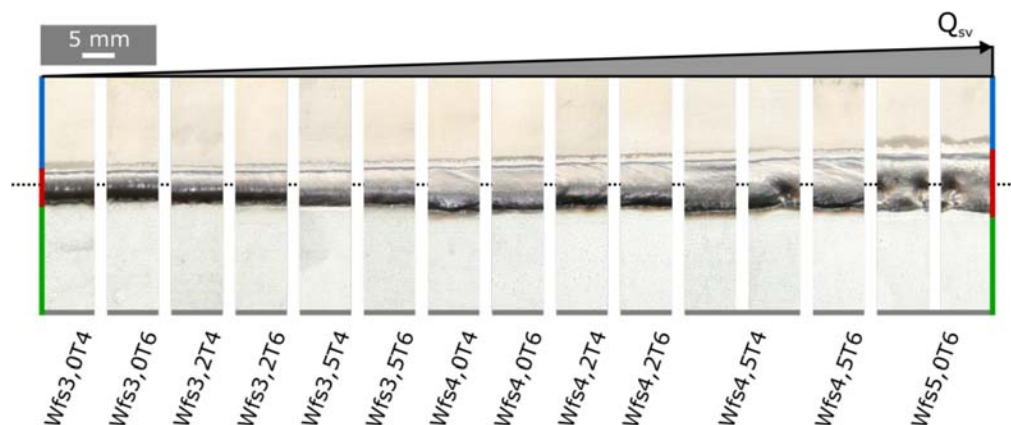


Obr. 62: Dekoheze vzorku Wfs2,5T6

Varianty Wfs3,0 až Wfs4,2 představovaly spoje dobrého vzhledu. Zkušební vzorek varianty Wfs3,2T4 je uveden na Obr. 63. S nárůstem Wfs docházelo k mírnému zvýšení nepravidelností kresby svarové housenky. Sumarizace výsledků je patrná z obrázku Obr. 64. Při použití lupy s pětinasobným zvětšením byly na povrchu housenek viditelné drobné výstupky. Jejich četnost se opět zvyšovala se vzrůstající Wfs. S nárůstem Wfs nad 4,2 byla patrná tendence housenky k tvorbě lokálních imperfekcí, na kterých nebyl základní materiál oceli hliníkovou slitinou smáčen. Se vzrůstající Wfs byl tento jev výraznější a častěji se opakující, viz Obr. 64. Nejvíce se tento úkaz projevoval u varianty Wfs5,0T6, u které vzhled housenky vykazoval prakticky navazující imperfekce tohoto typu. I když tento spoj vykazoval soudržnost, nepředpokládal se jeho další rozbor, neboť nesplňoval obecně vnímané představy o vzhledu jakostního spoje, nehledě na jeho oblast použití.



Obr. 63: Vzorek Wfs3,2T4



Obr. 64: Kresba svarových housenek jednotlivých variant Wfs

Se vzrůstající Wfs v celém rozsahu variant bylo dle očekávání patrné rozšiřování svarové housenky a redukování její výšky. Z pozorování lze rovněž vyvodit, že všechny spoje vykazovaly převýšenou svarovou housenku na počátcích spojů a tzv. kráter na jeho koncích. Tyto jevy byly očekávány a to vzhledem k faktu, že nebyly záměrně provedeny korekce výkonu technologických parametrů v těchto oblastech spoje. Zmíněné převýšení a tzv. kráter svarové housenky nemají na tento výzkum vliv, neboť počátky a konce spojů nebyly blíže hodnoceny.

Výsledky vizuální kontroly spojů hliníkové slitiny s pozinkovanou ocelí jsou uvedeny v Tab. 17.

Tab. 17: Výsledky hodnocení spojů s pozinkovanou ocelí

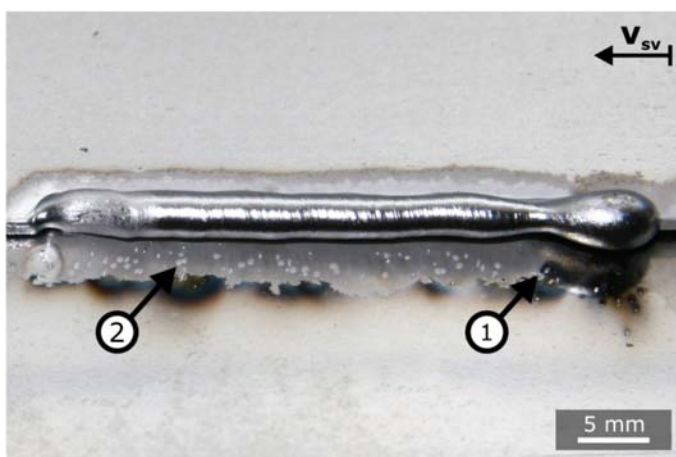
Varitanta	Označení vzorku	Hodnocení
Wfs2,5	Wfs2,5T6	☹
Wfs3,0	Wfs3,0T6	☺
	Wfs3,0T4	☺
Wfs3,2	Wfs3,2T6	☺
	Wfs3,2T4	☺
Wfs3,5	Wfs3,5T6	☺
	Wfs3,5T4	☺
Wfs4,0	Wfs4,0T6	☺
	Wfs4,0T4	☺
Wfs4,2	Wfs4,2T6	☺
	Wfs4,2T4	☺
Wfs4,5	Wfs4,5T6	☺
	Wfs4,5T4	☺
Wfs5,0	Wfs5,0T6	-
		-

Prakticky shodným technologickým postupem byly experimentálně tvořeny spoje se základním materiálem oceli bez zinkování. Jediná odlišnost spočívala v užití i jiných

nastavení pracovních úhlů svařovacího hořáku vůči základním materiálům s cílem ovlivnit proudění taveniny vznikajícího spoje a otestovat tak citlivost tohoto parametru na jakost spoje.

Výsledky variant vzorků s nepozinkovanou ocelí

U všech pozorovaných vzorků byla patrná dekoheze mezi nataveným přídatným materiálem a ocelí. Ocelový plech byl v přilehlé oblasti svarové housenky pokryt rozstříkem, který se vyskytoval po celé délce spoje, jak je patrné v oblasti (1) (počátek spoje) a oblasti (2) na obrázku Obr. 65. Povrch ocelového plechu nebyl taveným přídatným materiálem dostatečně smáčen a tak docházelo k jejímu prioritnímu formování na hraně plechu hliníkové slitiny. Uspokojivých výsledků nebylo dosaženo ani při dodatečné variaci sklonu hořáku vůči spojovaným plechům.



Obr. 65: Dekoheze spojovaných materiálů, Wfs3,5T6

Sumarizace výsledků vizuální kontroly těchto vzorků je uvedena v Tab. 18.

Tab. 18: Výsledky hodnocení spojů s nepozinkovanou ocelí

Varitanta	Označení vzorku	Hodnocení
Wfs3,0	Wfs3,0T4	⊗
Wfs3,5	Wfs3,5T6	⊗
Wfs4,0	Wfs4,0T4	⊗
Wfs4,5	Wfs4,5T6	⊗

Absence soudržnosti experimentálních spojů by mohla být dána do souvislostí se stavem povrchu oceli, především s jeho drsností. Vzhledem k relativně blízkým hodnotám drsnosti povrchů základních materiálů pozinkované a nezinkované oceli, viz kap. 5.1.2, byl však preferován vliv zinkové vrstvy jako zprostředkovatele spojení.

Přepokládá se, že jeho nízká teplota tavení, která je u technicky čistého zinku $\sim 419\text{ }^{\circ}\text{C}$ [31], vytváří při interakci s nataveným přídavným materiálem na bázi hliníku vhodné podmínky zvyšující smáčecí schopnosti této hliníkové slitiny k oceli. Dále se předpokládá, že v celém značně dynamickém ději interakce obou materiálů při vysokých teplotách hraje významnou roli dobrá zabíhavost eutektické fáze Al-Zn.

Přestupující tavený přídavný materiál je tedy během tavení zinkové vrstvy a jejího odpařování ($T_v = \sim 907\text{ }^{\circ}\text{C}$ [31]) formován do výsledné geometrie svarové housenky. Vliv drsnosti povrchu pro smáčení nezinkované a pozinkované oceli se v uvedeném rozpětí experimentálního programu této práce jeví pro soudržnost spoje jako marginální.

6.2.2 Kapilární zkouška

Kapilární zkouška, někdy označovaná jako penetrační, je často užívanou metodou nedestruktivního zkoumání jakosti. V oblasti svařování, pájení a příbuzných procesů nachází své přední místo především kvůli své operativnosti, rychlosti a nízké finanční náročnosti. Tato metoda umožňuje změnou kontrastu indikovat povrchové vady, které jsou pak pro lidské oko, či pozorovací techniku dobře viditelné.

Protože obdobně, jako u vizuální kontroly, v současné době neexistuje normativní rámec specifikující kategorie jakosti heterogenních spojů oceli a hliníkové slitiny, bylo přistoupeno ke stanovení individuálních kritérií hodnocení jakosti, viz níže.

Postup penetrační zkoušky byl pro experimentálně vytvořené spoje stanoven následovně:

- Očištění povrchu zkoušených vzorků od mastnoty, oleje, rozstříku.
- Osušení a vizuální kontrola očištění.
- Kontrola intenzity osvětlení přenosným luxmetrem, intenzita osvětlení min. 500 lx.
- Nanesení penetrantu.
- Penetrant byl na zkoušený povrch nanesen nástřikem sprejem, penetrační čas byl zvolen v rozmezí 15 až 20 minut.
- Odstranění přebytku penetrantu čisticím přípravkem.
- Vysušení suchou tkaninou.
- Nanesení vývojky sprejem ze vzdálenosti cca 300 mm.
- Vyvíjecí čas byl v rozmezí 5 až 30 minut.
- Prohlídka byla prováděna průběžně ihned po zaschnutí vývojky.

Hodnocení bylo provedeno na celé délce spoje s vynecháním oblasti cca 20 mm od počátku a konce spoje.

Hodnocení bylo provedeno na základě kritérií:

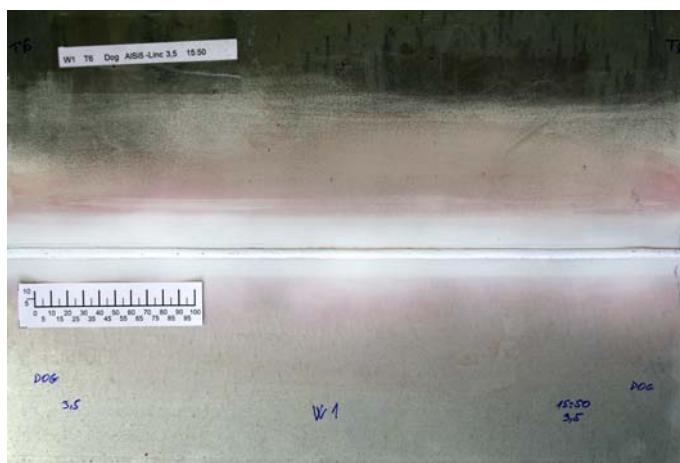
1. Stav OK ☺ – lineární indikace o délce $L < 4$ mm, nelineární indikace o průměru $d < 4$ mm.
2. Stav NOK ☹ – lineární indikace o délce $L > 4$ mm, nelineární indikace o průměru $d > 4$ mm.

- Konečné očištění bylo provedeno čističem, popřípadě izopropylalkoholem.

Chemické přípravky pro kapilární zkoušku byly ve formě 500 ml sprejů od společnosti MR-Chemie GmbH. Čisticí přípravek MR 79, penetrant červený MR 311, vývojka bílá MR 70.

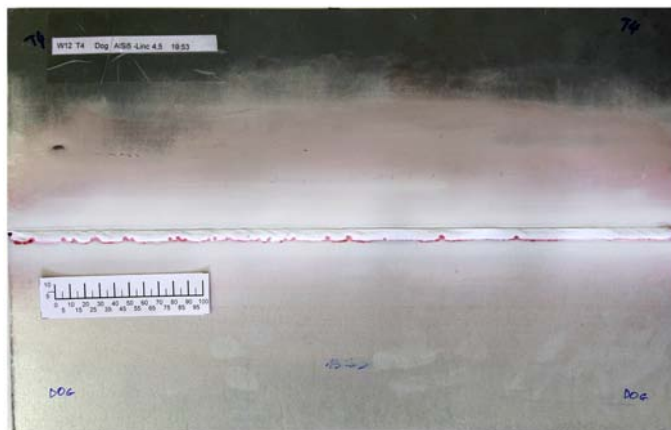
6.2.3 Vyhodnocení

Na obrázku Obr. 66 je snímek hodnoceného spoje, konkrétně Wfs3,5T6. Tento spoj je zástupcem definované jakosti „OK“. Spoj ani jeho bezprostřední okolí (oblast předpokládané TOO) nevykazovaly relevantní indikace. Po celé délce spoje byly v oblasti svarové housenky registrovány pouze indikace kruhového tvaru s velikostí $d < 1$ mm, jež se jeví jako povrchová pórovitost.



Obr. 66: Zkušební vzorek Wfs3,5T6 po uplynutí času hodnocení

Obrázek spoje Wfs4,5T4 je představitelem jakosti „NOK“. Indikace necelistvosti byly patrné po celé délce spoje v oblasti oceli, viz Obr. 67. Oblast svaru, tj. oblast spoje mezi svarovou housenkou a plechem hliníkové slitiny, vykazovala pouze jednu indikaci kruhového tvaru.



Obr. 67: Zkušební vzorek Wfs4,5T4 po uplynutí času hodnocení

V tabulce Tab. 19 je uvedeno shrnutí výsledků kapilární zkoušky.

Tab. 19: Výsledky hodnocení kapilární zkoušky

Varitanta	Označení vzorku	Hodnocení
Wfs3,0	Wfs3,0T6	😊
	Wfs3,0T4	😊
Wfs3,2	Wfs3,2T6	😊
	Wfs3,2T4	😊
Wfs3,5	Wfs3,5T6	😊
	Wfs3,5T4	😊
Wfs4,0	Wfs4,0T6	😊
	Wfs4,0T4	😊
Wfs4,2	Wfs4,2T6	😞
	Wfs4,2T4	😞
Wfs4,5	Wfs4,5T6	😞
	Wfs4,5T4	😞

Shrnutí

- Vizualní kontrola a kapilární zkouška umožňují prvotní hodnocení jakosti heterogenních spojů hliníkové slitiny s ocelí.

VT

- Výsledky vizualní kontroly napomohly výběru oblasti zájmu pro další šetření na spoje Wfs3,2 až Wfs4,5 bez rozdílu stavu hliníkové slitiny základního materiálu.
- Bylo prokázáno, že v daném rozsahu materiálově-technologických parametrů procesu nedochází ke spojení bez zinkování základního materiálu oceli. Spojů nebylo dosaženo ani při relativně extrémních pozicích svařovacího hořáku vůči základním materiálům. Zinek je tedy považován za zprostředkovatele spojení,

který usnadňuje smáčení oceli nataveným základním materiálem. Rozložení zinku ve spoji bude předmětem dalších analýz této práce.

PT

- Kapilární zkouška umožnila hodnocení jakosti spojů dle definovaných kritérií a zajistila tak výběr jakostních spojů Wfs3,0 až Wfs4,0 pro další analýzy.
- Výsledky rovněž prokázaly, že kritickou oblastí je jednoznačně oblast pájeného spoje, kde docházelo se zvyšující se Wfs, tj. i tepelným příkonem na jednotku délky spoje, ke vzniku imperfekcí, varianty Wfs4,2 a Wfs4,5. V tomto smyslu se oblast svarového spoje nejeví jako problematická napříč všemi zvolenými materiálově-technologickými variantami.

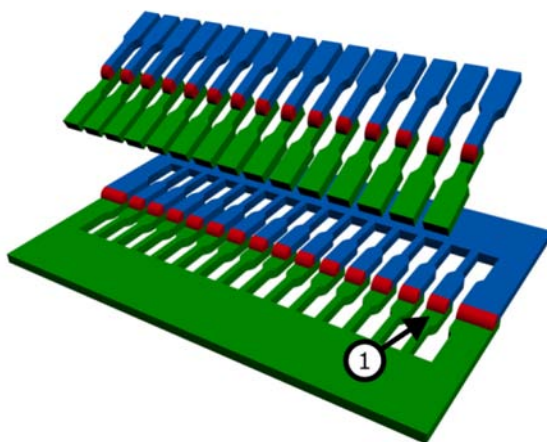
6.3 Metalografická analýza

Na základě předchozího hodnocení jakosti heterogenních spojů byly prioritně vybrány vzorky materiálově-technologických variant, které byly dále metalograficky analyzovány z pohledu makrostruktury a mikrostruktury.

Jde o varianty spojů s pozinkovanou ocelí: Wfs3,0; Wfs3,2; Wfs3,5; Wfs4,0; každá s hliníkovou slitinou ve stavu T4 a T6.

6.3.1 Příprava zkušebních vzorků

Zkušební vzorky pro metalografické šetření byly získány dělením vytvořených spojů vodním paprskem. Tím bylo zabráněno tepelné degradaci materiálů. Dle rozřezového plánu, který je ilustrativně znázorněn na Obr. 68, byla vytvořena zkušební tělesa pro vybrané mechanické zkoušky. Části vzorku, například (1), pak byly využity pro přípravu metalografických vzorků. Počátky a konce spojů ve vzdálenosti minimálně 35 mm nebyly hodnoceny.



Obr. 68: Schematické znázornění rozřezového plánu vytvořených vzorků

Příprava metalografických vzorků heterogenních spojů hliníkové slitiny s (pozinkovanou) ocelí je poměrně specifická, relativně komplikovaná a vyžaduje zdůraznění zásadních odlišností oproti přípravě metalografických vzorků homogenních svarových spojů, ať již hliníkových slitin, či ocelí. Jedná se především o tato specifika.

V rámci jednoho metalografického vzorku, tzv. výbrusu, byly zpracovávány minimálně čtyři materiály se značně odlišnými fyzikálně-chemickými vlastnostmi a to: relativně tenkou zinkovou vrstvou o tloušťce $\sim 8,5 \mu\text{m}$, dále vysokopevnostní feriticko-martenzitickou ocelí, svarovým kovem na bázi AlSi5 a základním materiálem EN AW-6082 ve stavu T4, respektive T6. Zásadně odlišné reakce těchto částí spoje na vybraná chemická činidla určená pro vyvolání struktury podmínila pozorování spoje jako celku, bez vyvolání struktur. Experimentálně byla sice nalezena technika vyvolání struktury chemickým činidlem, nicméně nemohla být použita především z důvodů tvorby nestabilních produktů reakcí na povrchu vzorků, které byly příčinou artefaktů při následném pozorování.

Dále je nutné zdůraznit, že geometrické upořádání přeplátovaného spoje (s mezerou mezi spojovanými plechy) poskytuje prostor pro usazování brusných částic využívaných při konvenční metalografické přípravě a rovněž často vytváří podmínky pro následné vzlínání použitých chemických činidel na povrch vzorku.

V neposlední řadě uveďme, že moderní přístupy konvenční metalografické přípravy vzorků jsou založeny na diverzifikaci spotřebního materiálu. Jeho vlastnosti jsou však často v této souvislosti optimalizovány pro vzorky na bázi hliníkových slitin nebo oceli.

Příprava vzorků je tedy z pohledu konvenčních technik přípravy pro mikroskopické pozorování poměrně komplikovaná a časově velmi náročná. V některých případech je nutné, z výše zmíněných důvodů, zvážit přípravu vzorků iontovým odprašováním.

6.3.2 Makroskopické pozorování

Specifikace zařízení a metodiky měření

Pozorování makrostruktury spojů bylo provedeno konvenční světelnou mikroskopií. Pro pozdější analýzu mikrostruktury byly metalografické výbrusy nasnímány ve vysokém rozlišení. Každý snímek tak poskytoval jak přehledovou informaci o spoji (makroskopické pozorování), tak detaily za vyššího zvětšení (mikroskopické pozorování). Celkový snímek byl tedy tvořen desítkami dílčích na sebe navazujících snímků po celé ploše vzorku v ose x, y a pro zlepšení omezené hloubky ostrosti světelné mikroskopie i v ose z.

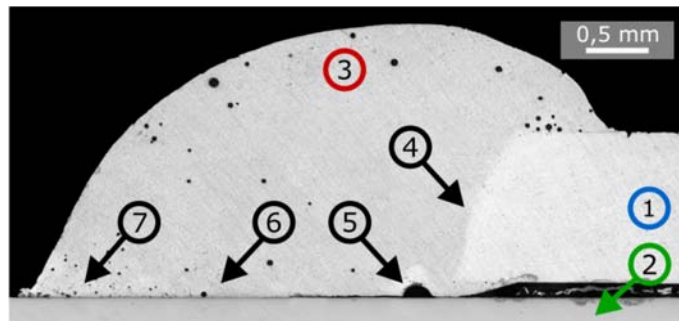
Na základě pořízených metalografických snímků bylo následně provedeno hodnocení spojů.

Vyhodnocení

Obrázek Obr. 69 znázorňuje makrostrukturu spoje Wfs3,0. Základní materiál hliníkové slitiny je patrný vpravo, na obrázku označen číslem (1), v dolní části obrázku se nachází ocel (2), svarová housenka je označena číslem (3).

Fúzní zóna svarového spoje (4) se jeví v celé své délce bez imperfekcí. V její blízkosti se v horní části plechu hliníkové slitiny objevil shluk pórů.

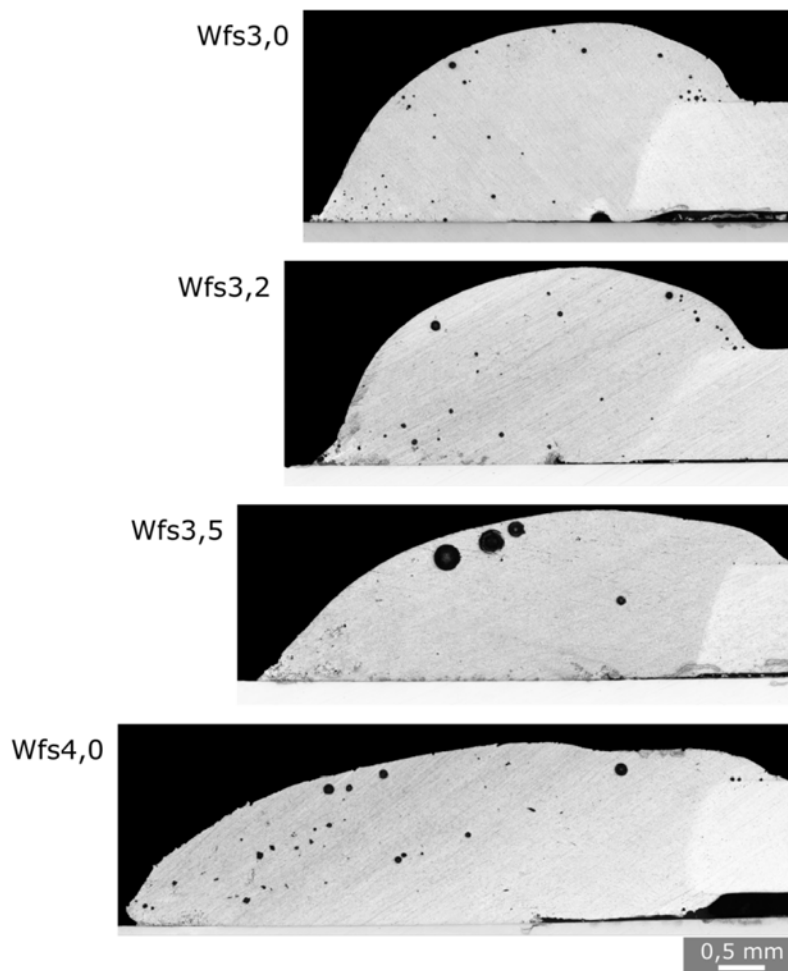
Při pozorování nebyla nalezena penetrace svarového kovu do oceli – oblast pájeného spoje. Tato část spoje označená číslem (5) vykazovala rovněž pórovitost spojenou s dekohezí obou spojovaných plechů. Dekozeze zasahuje oblast od kořene spoje a vymizí (oblast (6)) směrem k jeho špičce¹⁷. Části spoje (7) a (5) se lišily jasnem a byly určeny pro mikroskopickou analýzu, viz kap. 6.3.3.



Obr. 69: Makrostruktura spoje Wfs3,0

Jak je patrné z obrázku Obr. 70, všechny pozorované varianty vzorků obsahovaly póry svarového kovu. Na základě hodnocení příčných řezů však nebyl shledán preferovaný výskyt pórů v některé z charakteristických oblastí spoje.

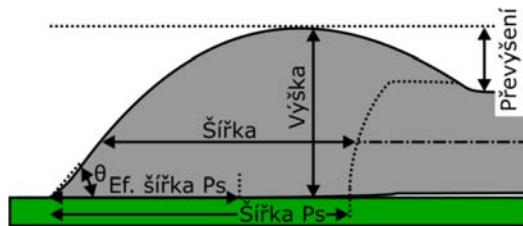
¹⁷ Definována jako krajní oblast přechodu svarové housenky do základního materiálu oceli.



Obr. 70: Makrostruktura spojů

Z komparativního pozorování struktury spojů je zřejmé, že se vzrůstajícím objemem nataveného přídavného materiálu, tj. i tepelným příkonem, docházelo ke změně geometrie housenky v jejím příčném řezu. Pro hodnocení těchto geometrických změn byly definovány oblasti spoje, které byly podrobeny měření, viz Obr. 71.

- „Výška“ – maximální vzdálenost měřená od základního materiálu oceli k povrchu svarové housenky.
- „Šířka“ – vzdálenost od fúzní zóny svarového spoje k povrchu housenky měřená v ose souměrnosti tloušťky plechu hliníkové slitiny.
- „Šířka Ps“ – vzdálenost od špičky svarové housenky k fúzní zóně svarového spoje.
- „Ef. šířka Ps“ – délka pájeného spoje.
- „Převýšení“ svarové housenky a úhel smáčení „ θ “.



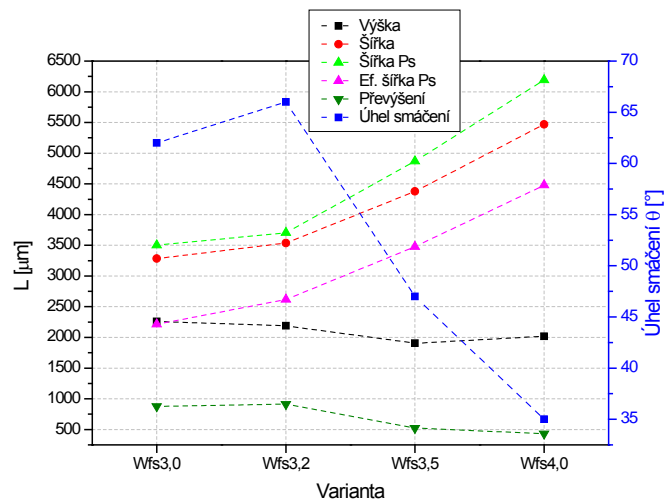
Obr. 71: Měřené oblasti geometrie příčného řezu spoje

Jak je patrné z Tab. 20 a grafu Obr. 72, se zvyšující se Wfs dochází k nárůstu šířky, šířky pájeného spoje a k mírnému poklesu jejich výšky. Se vzrůstající Wfs je rovněž viditelný pokles úhlu smáčení ocelového plechu svarovou housenkou. Ten je přisuzován dynamickému účinku proudění většího objemu taveniny, která krystalizovala, vlivem zvýšené tepelné energie, pomaleji.

Tab. 20: Geometrie spojů v příčném řezu

Označení	Výška [μm]	Šířka [μm]	Šířka Ps [μm]	Ef. šířka Ps [μm]	Ef. šířka Ps vůči Šířce Ps [%]	Úhel smáčení θ [°]	Převýšení [μm]
Wfs3,0	2261	3284	3502	2215	63	62	878
Wfs3,2	2189	3538	3706	2617	71	66	913
Wfs3,5	1905	4377	4870	3475	71	47	523
Wfs4,0	2018	5468	6190	4480	72	35	431

Úhel smáčení u varianty Wfs3,2 byl pozorován větší oproti variantě s nižším tepelným příkonem, resp. menším nataveným objemem přídavného materiálu na jednotku délky spoje, Wfs3,0. Toto navýšení je způsobeno metodikou měření, která prioritně uvažovala geometrii svarové housenky za relativně ostrým úhlem (43°) jejího krátkého kontaktu s ocelí. Tato geometrie byla pravděpodobně vytvořena prouděním značně heterogenní taveniny v této oblasti spoje v daném příčném řezu.



Obr. 72: Geometrie spojů v příčném řezu

U všech zkoumaných technologických variant byla pozorovatelná dekoheze spoje v oblasti kořene, která měla za následek snížení efektivní šířky pájeného spoje svarové housenky k ocelovému plechu. I tak má efektivní šířka pájeného spoje s nárůstem Wfs vzrůstající tendenci, což se může pozitivně projevit na mechanických vlastnostech daného spoje.

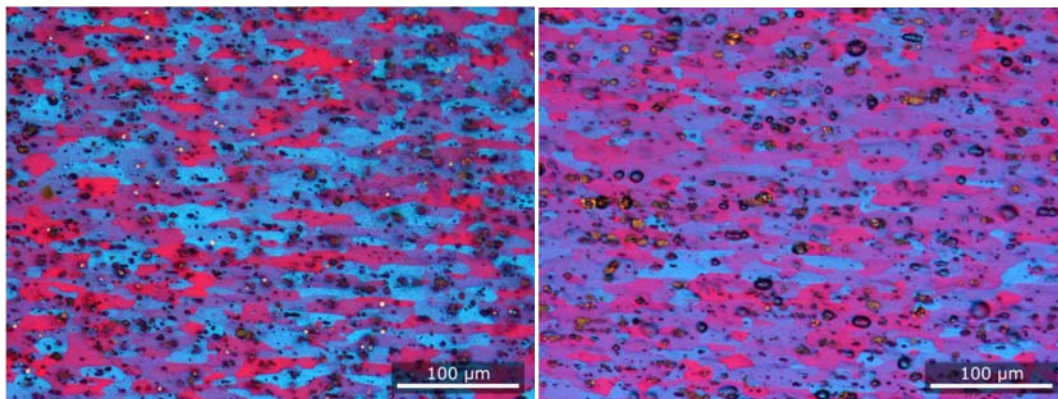
Převýšení svarové housenky je poměrně značné u technologických variant s nízkým tepelným příkonem a to ~1 mm. U variant Wfs3,5 a Wfs4,0 je toto převýšení přibližně o polovinu nižší. Tím je snížen vrubový účinek těchto spojů a dán předpoklad pro rozdílné únavové charakteristiky při jejich mechanickém namáhání.

6.3.3 Mikroskopické pozorování

Struktura základních materiálů

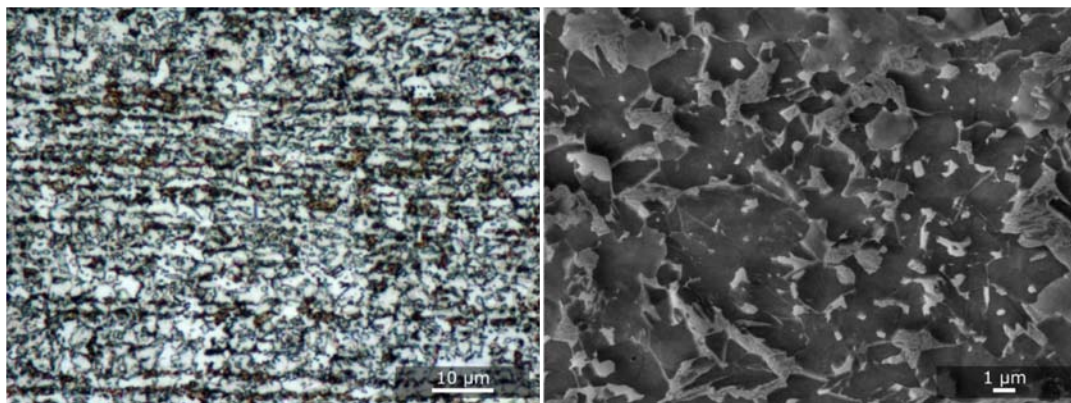
Pro vyvolání struktury základních materiálů hliníkové slitiny byla použita Barkerova metoda spočívající ve vytvoření oxidického povlaku na pozorovaném povrchu vzorku. Weckovo ani Kellerovo činidlo nevedlo k uspokojivým výsledkům. Základní technologické podmínky přípravy byly následující: 15 až 17 V, zapojení na anodu v lázni H_3BO_3+HF po dobu 3 až 4 minut. Vytvořený povlak umožnil odlišení struktury materiálu v polarizovaném světle mikroskopu. Na Obr. 73 je uvedena struktura základního materiálu EN AW-6082 ve stavu T4 a T6. Struktura této hliníkové slitiny je tvořena zrny s preferovanou orientací jejich podélné osy, na snímku v horizontálním směru, Obr. 73 vlevo. Tato morfologie struktury je způsobena mechanickým zpracováním polotovarů plechů. Kromě zrn větší velikosti byla ve struktuře nalezena i rekrytalizovaná zrna odlišné velikosti. S náhodným, ale rovnoměrným rozložením byly rovněž u obou stavů pozorovány drobné částice, jejichž morfologie se jeví shodně

s intermetalickými částicemi typu $\text{Fe}_x\text{Si}_y\text{Al}_z$ a Mg_2Si , které jsou pro tuto slitinu charakteristické [90].



Obr. 73: Mikrostruktura hliníkové slitiny EN AW-6082, T4 v řezu souhlasném s podélnou osou spoje, vlevo a T6 v řezu kolmém, vpravo

Struktura základního materiálu duální oceli vyvolaná 5% Nitalem je uvedena na snímku Obr. 74. Základní strukturální složky této oceli jsou primárně orientovány v jednom směru. Toto vyřádkování je opět důsledkem mechanického zpracování oceli. Světelná i elektronová mikroskopie prokázala značně jemnozrnou strukturu. Základní matrice této oceli je tvořena feritem, ve kterém jsou přítomny martenzitické ostrůvky. Na snímcích jsou rovněž patrná světlá zrna dalších fází. Jejich průměr je až na výjimky submikronový. Jedná se o zrna zbytkového austenitu (RA), pozdně transformovaného martenzitu a zrna karbidických fází [95].



Obr. 74: Mikrostruktura DP oceli zachycená světelnou mikroskopií, vlevo a elektronovou mikroskopií (LEI), vpravo

Pro bližší charakterizaci základních materiálů byla provedena analýza velikosti zrna. U oceli byla použita obrazová analýza snímků z elektronové mikroskopie. U základního

materiálu hliníkové slitiny byla vzhledem k obtížím vyvolání její struktury užita metoda difrakce zpětně odražených elektronů EBSD¹⁸. Získaný průměr zrn (μm) je vyjádřen na základě jejich ekvivalentních průměrů (μm).

Na obrázku Obr. 75 je zobrazena EBSD mapa základního materiálu hliníkové slitiny ve stavu T4 v řezu souhlasném s podélnou osou spoje. Snímek je zobrazen v RGB kolorování ve vztahu k Eulerovým úhlům. Barevné odlišení jednotlivých zrn je tedy odvozeno od prostorové orientace těchto zrn ve struktuře.



Obr. 75: EBSD mapa základního materiálu EN AW-6082, T4

Morfologie rozměrnějších zrn je v relativně dobré shodě s předchozím měřením konvenční světelnou mikroskopií. V této souvislosti bylo prokázáno, že Barkerova metoda vyvolání struktury hliníkové slitiny EN AW-6082 může zprostředkovat přehledovou informaci o morfologii zrn. Pro kvantitativní hodnocení struktury se však nejví jako příliš vhodná, neboť vytvořený oxid nutný pro vizualizaci struktury nemusí rozměrově korespondovat s reálným zrnem struktury zkoumaného materiálu. Méně rozměrná zrna se mohou jevit jako součást zrn rozměrnějších a zůstávají tedy nerozpoznána.

Tabulka Tab. 21 shrnuje výsledky měření velikosti zrn základních materiálů a plošného podílu fází v oceli.

Tab. 21: Výsledky hodnocení velikosti zrna základních materiálů a podílu fází oceli

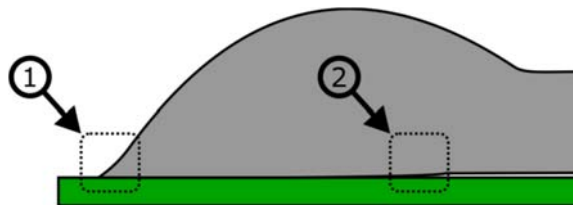
Průměr zrna				Podíl fází DP oceli [%]			
EN AW-6082, T4		Duální ocel (F+M)		F	M	RA	Karbidické částice
\bar{X} [μm]	σ (x) [μm]	\bar{X} [μm]	σ (x) [μm]				
12	8	3	1	63	35	0,5 až 1	< 1

¹⁸ Electron Back Scattered Diffraction

Struktura základního materiálu hliníkové slitiny má přibližně 3,6× větší průměrnou velikost zrna oproti oceli. Přítomnost rekrystalizovaných zrn hliníkové slitiny se rovněž promítla do relativně vysoké hodnoty směrodatné odchylky velikosti zrna.

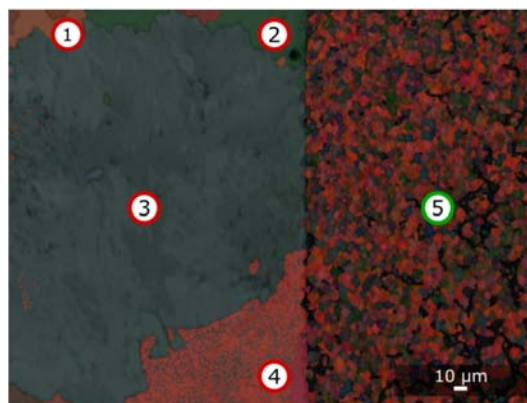
Struktura spojů

Pro mikroskopickou analýzu byly preferovány oblasti imperfekcí, tj. především oblasti špičky, Obr. 76 (1) a kořene spojů (2), jež se jevily z makroskopického pozorování odlišně od svarového kovu v okolí. Dále byla věnována pozornost rozhraní mezi svarovým kovem a ocelí, kde byl očekáván výskyt intermetalických fází. Oblast fúzní zóny svaru se nejevila na základě makroskopického a mikroskopického pozorování světelnou mikroskopií jako problematická.



Obr. 76: Oblast špičky a kořene spoje

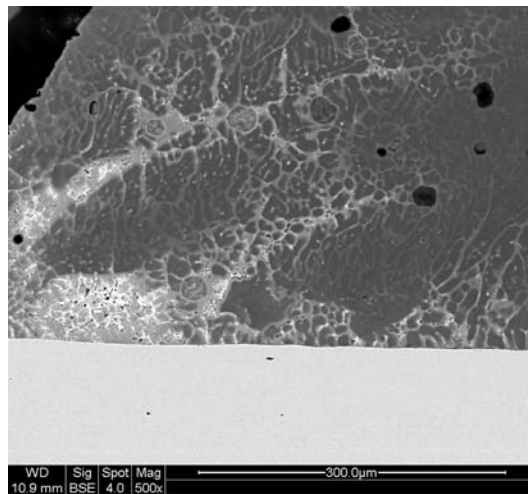
Mikrostruktura spojů je tvořena strukturou svarového kovu, který vznikl promísením nataveného přídavného materiálu na bázi AlSi5, základního materiálu hliníkové slitiny a v omezené míře i pozinkovanou ocelí. Na obrázku Obr. 77 je metodou EBSD zobrazena struktura vzorku varianty Wfs3,5 v oblasti rozhraní svarového kovu a oceli. Svarový kov krystalizoval s výslednou relativně hrubozrnnou strukturou. V této souvislosti nebyly pozorovány odlišnosti napříč všemi variantami Wfs. Na snímku jsou zachycena čtyři zrna, označená čísla (1) až (4). V pravé části spoje, označení (5), je viditelná jemnozrnná struktura duální oceli.



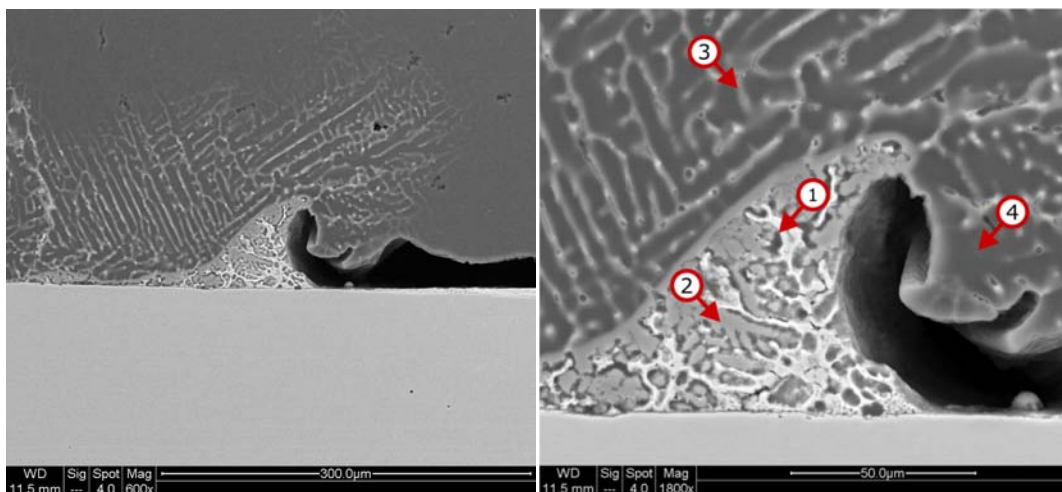
Obr. 77: Struktura rozhraní spoje Wfs3,5 svarový kov vlevo, ocel vpravo

Struktura špičky a kořene spojů

Na obrázku Obr. 78 je zachycena struktura vzorku Wfs3,5 v oblasti špičky spoje. Jak je zřejmé ze snímku elektronové mikroskopie v režimu zpětně odražených elektronů, struktura svarového kovu je v mezikrystalických prostorech hliníkové slitiny obohacena prvkem s vyšší atomovou hmotností. Snímek rovněž zachycuje mikropórovitost svarového kovu. Shodné oblasti byly lokalizovány i u kořene spoje, viz Obr. 79. Tuto mikrostrukturu je možné dle jasů snímku rozdělit do čtyř základních oblastí, které byly podrobeny mikroanalýze EDS, viz detail na Obr. 79 vpravo.



Obr. 78: Špička spoje Wfs3,5



Obr. 79: Kořen spoje vzorku Wfs3,5

Oblasti špičky a kořene spoje jsou obohaceny fázemi na bázi zinku (Tab. 22), který byl do těchto míst primárně koncentrován z povrchu oceli. V oblasti (1) byla struktura

tvořena téměř výhradně zinkem. Přítomnost heterogenní struktury zinku a hliníku může nepříznivě ovlivnit mechanické charakteristiky spojů.

Tab. 22: Výsledky mikroanalýz vybraných oblastí spoje, EDS

Prvkové složení [hm. %]				
Prvek/Oblast	1	2	3	4
O	2,1	1,9	1,0	1,6
Al	12,6	53,8	65,4	94,5
Si	-	1,8	0,5	0,7
Fe	0,6	0,4	0,2	0,3
Zn	84,8	42,1	32,9	3,0

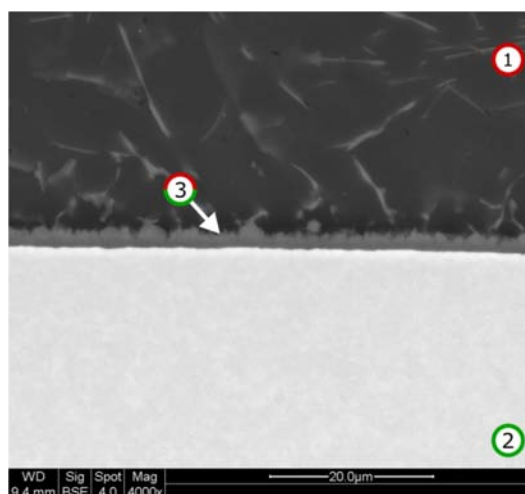
Hrubozrnná struktura této oblasti, spolu se specifickou geometrií kořene, byla pozorována napříč všemi materiálově-technologickými variantami spojů. Půlkruhové plochy obohacení svarových housenek zinkem dosahovaly maximálního poloměru ~500 μm se středem v kořeni spoje.

Pro bližší charakteristiku byla provedena počítačová tomografie vybraného zástupce spoje, viz kap 6.4.

Rozhraní oceli a svarového kovu

Rozhraní oceli a svarového kovu bylo u všech spojů tvořeno, jak je uvedeno v literární rešerši této práce, vrstvou intermetalických fází na bázi hliníku, oceli a dalších doprovodných prvků, především křemíku, který je významně zastoupen v použitém přídatném materiálu experimentu.

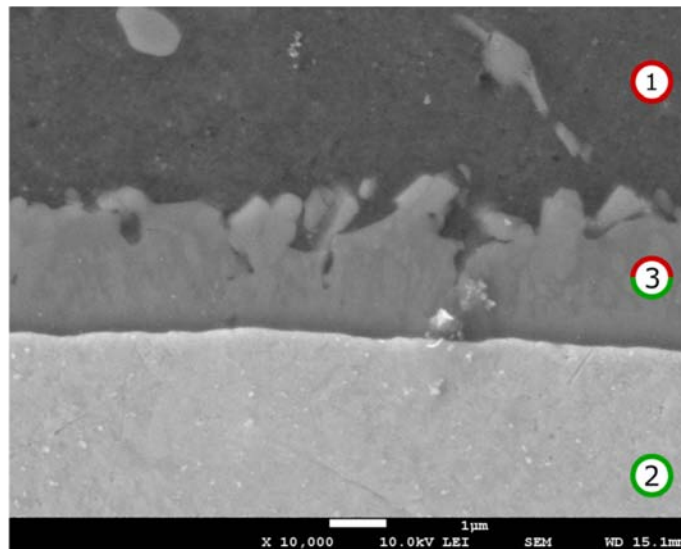
Obrázek Obr. 80 zobrazuje strukturu spoje. Svarový kov je patrný v horní části, označen číslem (1), ocel (2) a intermetalická vrstva (3).



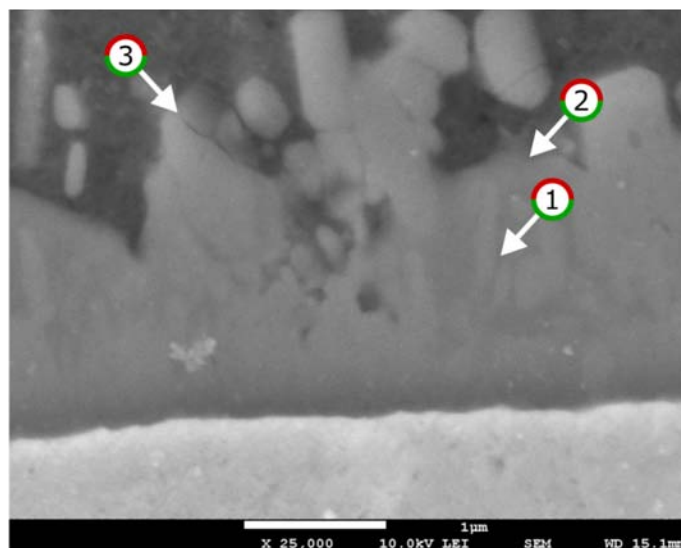
Obr. 80: Rozhraní svarového kovu a oceli, vzorku Wfs3,5

Intermetalická vrstva na rozhraní svarového kovu báze AlSi5 a oceli má heterogenní charakter a to jak ve smyslu odchylek od liniové kresby, tak ve smyslu obrazového kontrastu, viz Obr. 81.

Pozorovatelné jsou dvě odlišné struktury, viz Obr. 82. Struktura přilehlá k oceli, která je tvořena převážně kolumnárními zrny orientovanými směrem k hliníkové slitině (1). Jejich podélná osa dosahuje rozměrů od ~100 do ~800 nm. Tato část vrstvy IMF se morfologicky jeví dle literární rešerše této práce jako fáze Fe_2Al_5 . Druhá, tj. oblast nad těmito zrny, zůstává na základě pozorování SEM (LEI) morfologicky neurčitá (2).



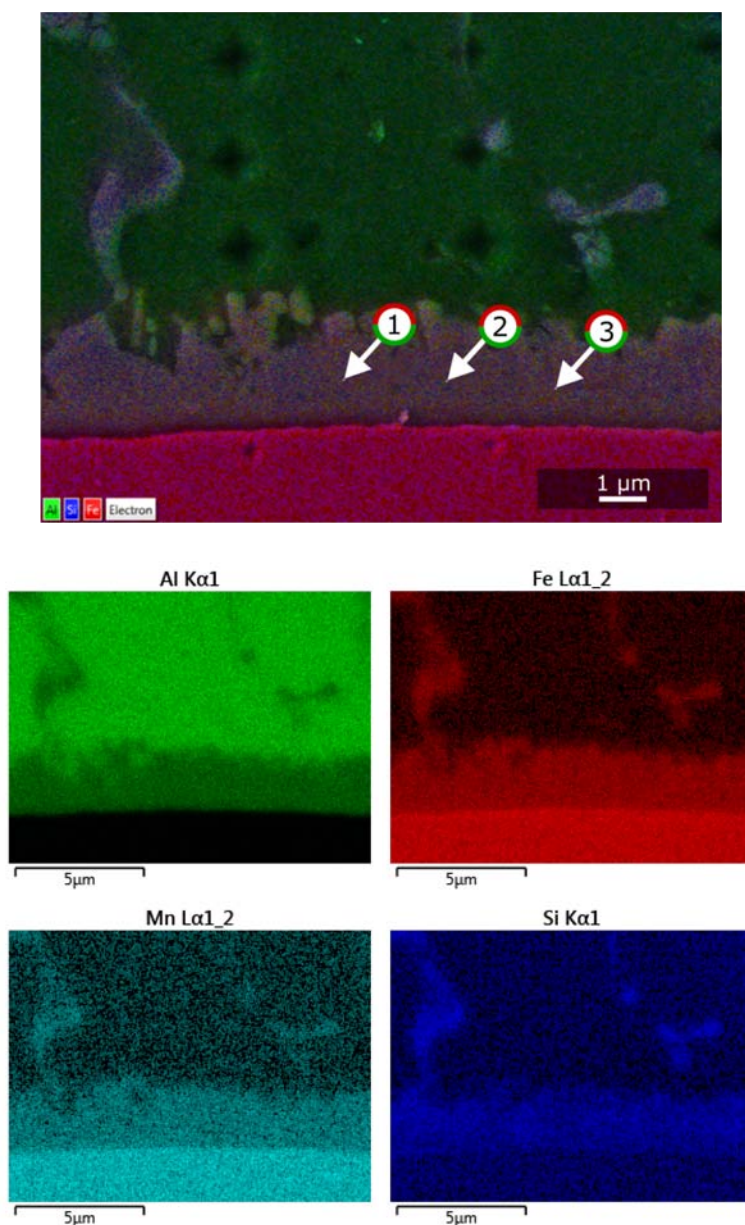
Obr. 81: Struktura intermetalické vrstvy, Wfs3,5



Obr. 82: Struktura intermetalické vrstvy, Wfs3,5 detail

Tento snímek rovněž zachycuje mikrotrhliny horní vrstvy IMF ($L_{\max} < 550 \text{ nm}$), jež jsou důsledkem omezené plasticity těchto struktur (3).

Na obrázku Obr. 83 je zachyceno prvkové složení na rozhraní spoje, interpretované kolorováním ve vztahu k detekci jednotlivých prvků v analyzované ploše, tzv. EDS mapa. Snímek je vytvořen v části spoje, který byl před tímto měřením podroben nanoindentacím, viz kap. 6.5.1, a obsahuje tedy stopy jednotlivých vtisků.



Obr. 83: EDS mapa prvkového složení vzorku Wfs3,5

Rozhraní spoje je tvořeno v horní části svarovým kovem bohatým na hliník a křemík. Intermetalické fáze v této části spoje (svarový kov) jsou tvořeny strukturami bohatými na Al, Fe, Si a Mn.

Intermetalická vrstva je složena dle očekávání fázemi obsahujícími primárně hliník a železo. Kromě těchto dvou majoritních prvků byla prokázána přítomnost křemíku a manganu. Lokalizované měření mikroanalýzou EDS, na obrázku Obr. 83 jsou tato místa označena čísly (1) až (3), je shrnuto do tabulky Tab. 23.

Tab. 23: Výsledky mikroanalýzy EDS zvolených oblastí IMF

Prvkové složení [hm. %]			
Prvek/Oblast	1	2	3
Al	53,3	54,0	52,8
Si	2,5	2,9	2,9
Cr	0,2	0,3	0,3
Mn	0,8	1,0	1,0
Fe	43,2	41,8	43,0

I když je na základě prvkového složení přítomnost fáze typu Fe_2Al_5 velmi pravděpodobná, není principiálně možné z tohoto měření vyvozovat závěry o fázovém složení vrstvy IMF. Dále je nutné zdůraznit, že drobné rozdíly hodnot prvkového složení mohou být způsobeny odchylkami měření lokální mikroanalýzy a rovněž nedostatečnou lokalizací tohoto měření, které poskytuje informace z podpovrchových vrstev zkoumaného materiálu. V této souvislosti nelze vyloučit, že vrstva IMF má „sendvičovou“ strukturu a jednotlivé intermetalické fáze se v podpovrchových vrstvách vzájemně střídají a prolínají.

Z šetření plošnou mikroanalýzou je dále patrná absence zinku, který původně pokrýval povrch oceli. Je zřejmé, že tato zinková vrstva byla natavena a částečně odpařena do okolí. Dalšími mikroanalýzami bylo prokázáno, že zinek je kromě špičky a kořene spoje v omezené míře přítomen v mikrodefektech svarového kovu a je tedy významným činitelem podílejícím se na tvorbě mikro i makro pórovitosti svarového kovu.

Na rozhraní obou materiálů spoje a v přilehlých oblastech svarového kovu byl rovněž v relevantním množství detekován mangan, jehož zdrojem je primárně základní materiál oceli, který jej, na rozdíl od přídatného materiálu báze $AlSi_5$ (ověřeno XRF spektrometrickou analýzou), obsahuje v míře 1,8 hm. %.

Pro všechny materiálově-technologické varianty bylo provedeno měření tloušťky vrstvy IMF a to vždy na patnácti náhodných místech spoje převážně ve středu podhousenkové oblasti. Výsledky tohoto měření jsou shrnuty v Tab. 24 jako střední hodnota tloušťky IMF a výběrová směrodatná odchylka těchto měření.

Tab. 24: Výsledky měření tloušťky IMF

Tloušťka vrstvy IMF			
Vzorek	\bar{X} [μm]	σ (x) [μm]	σ (x) rel [%]
Wfs3,0	0,4	0,2	46
Wfs3,2	1,2	0,5	44
Wfs3,5	2,3	1,1	49
Wfs4,0	3,4	1,4	41

Se zvyšujícím se tepelným příkonem do spoje vzrůstá i tloušťka vrstvy IMF. Dle provedených měření dosáhla hodnot od $0,4 \pm 0,2 \mu\text{m}$ varianty Wfs3,0 po $3,4 \pm 1,4 \mu\text{m}$ u varianty Wfs4,0. Hodnoty relativních odchylek měření se pohybují mezi 41 až 49 %, což je především důsledek tvarově členitého rozhraní IMF – svarový kov. Morfologie těchto vrstev sejevila u všech pozorovaných vzorků obdobně.

Shrnutí

- Makroskopické pozorování umožnilo definovat základní oblasti spoje a jejich rozměry.
- V oblasti svarového kovu byly pozorovány imperfekce typů póry a jejich shluky.
- Oblast pájeného spoje byla u všech pozorovaných spojů z části dekohezní.
- Fúzní zóna svaru se u všech vzorkůjevila bez imperfekcí. Ojediněle byl v její blízkosti nalezen shluk pórů.
- Mikroskopické pozorování umožnilo analyzovat oblasti špičky a kořene spoje. Pro tyto oblasti byla provedena lokální a plošná mikroanalýza prvkového složení. Bylo zjištěno, že tyto oblasti jsou obohaceny zinkem, který se nevyskytoval na rozhraní svarové housenky a ocelového plechu.
- Na základě měření byly pro jednotlivé technologické varianty určeny tloušťky vrstvy IMF.
- Pro identifikaci fázového složení vrstvy IMF lze vzhledem k její omezené tloušťce a značné heterogenitě doporučit transmisní elektronovou mikroskopii s vysokým rozlišením (HrTEM). Příprava vzorků tohoto typu však představuje nemalé nároky na metalografickou laboratoř.

6.4 Počítačová tomografie

Počítačová tomografie (CT¹⁹) představuje v oblasti strojírenství moderní metodu nedestruktivního testování, která je v současné době užívána nejen pro výzkumné účely, ale v omezené míře i pro průmyslovou praxi.

¹⁹ CT - Computed Tomography, někdy označovaná jako X-ray Computed Tomography

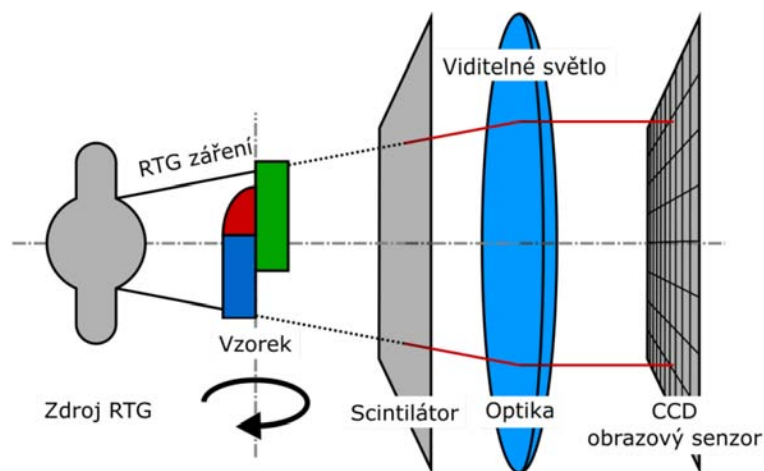
Její princip, viz Obr. 84, je založen na průchodu RTG záření zkoumaným vzorkem. Prošlé záření je následně scintilátorem převedeno do oblasti viditelného, popřípadě IR světla, které dále prochází optickou soustavou k CCD detektoru. Ten umožňuje ve spolupráci s technikou pro zpracování signálu vytvořit obraz – 2D řez vzorkem.

Na rozdíl od obecně známého CT užívaného v lékařství má CT pro účely NDT, někdy označované jako mikro-CT, odlišné uspořádání. Kromě specifických detektorů záření je CT pro technické potřeby odlišné v systému polohování analyzovaného vzorku, které je prováděno jeho řízenou rotací, zatímco zdroj RTG záření a detektor jsou umístěny fixně.

V první fázi procesu je během snímání vytvořena řada 2D řezů (RTG snímků) z různých úhlů vůči analyzovanému vzorku.

V druhé fázi procesu (tj. po kompletním nasnímání vzorku) dochází počítačovou rekonstrukcí k tvorbě volumetrické reprezentace dat ze získaných 2D řezů, kterých bývá v závislosti na potřebách analýzy pořízeno v řádech stovek až tisíců. Tato volumetrická data jsou za využití výkonných počítačů dále upravována a analyzována.

Mikro-CT je špičkový nástroj pro výzkum nejen v oblasti svařování, neboť může poskytnout komplexní a zároveň velmi detailní informace o zkoumaném objektu bez jeho porušení.



Obr. 84: Schematické uspořádání mikro-CT

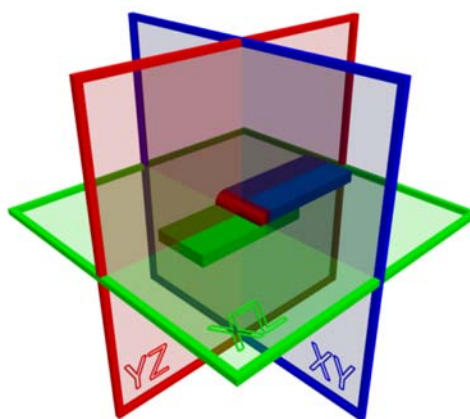
6.4.1 Specifikace zařízení a metodika měření

Vybraný zástupce spoje Wfs3,5T6 byl analyzován na mikro-CT firmy Xradia, model XCT400. Energie rentgenového záření byla určena napětím zdroje 90 kV. Expoziční čas jednotlivého snímku byl přibližně 3,5 sekundy. Snímání celkového počtu 1800 snímků (2D řezů) probíhalo přibližně 3,5 hodiny. Po nezbytné korekci artefaktů snímků proběhlo vyhodnocení spoje za použití softwarových nástrojů 3Dviewer a 3DSlicer. Velmi rozdílná absorpce rentgenového záření hliníkové slitiny a oceli činila toto měření poměrně komplikovaným a časově náročným.

Cílem této části experimentu bylo zdokumentovat a blíže analyzovat vybraný spoj.

6.4.2 Vyhodnocení

Na základě naměřených dat byly zobrazeny 2D řezy spojem popisující danou oblast zájmu ve třech na sebe kolmých rovinách. Pro rychlou orientaci v prostoru je pozorovaná oblast umístěna vždy na průsečíku rovin onačených červenou, zelenou, a modrou barvou, viz Obr. 85.



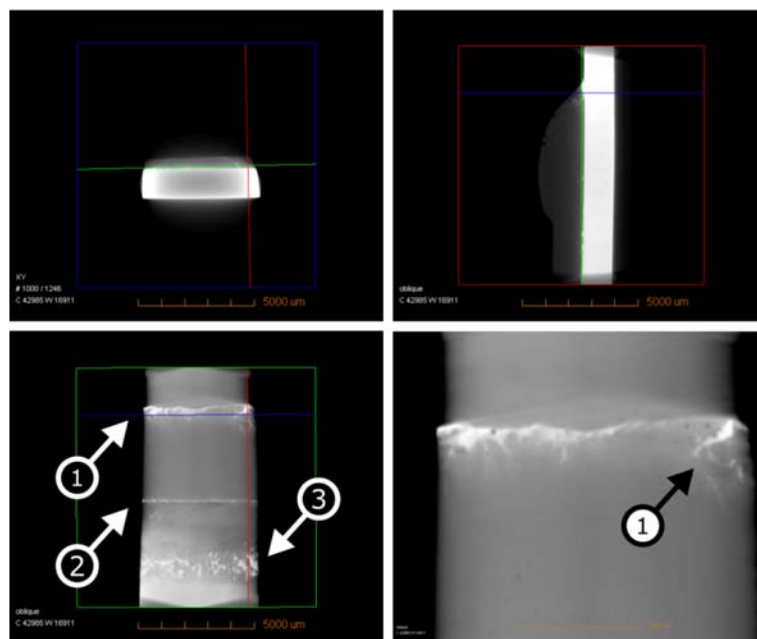
Obr. 85: Schematické znázornění rovin řezů vůči vzorku

Na obrázku Obr. 86 je proveden řez rozhraním pájeného spoje v pravé části špičky svarové housenky. Jde o oblast identifikovanou přítomností struktur bohatých na zinek. Ten se vzhledem k absorpčním vlastnostem (vyšší pohltivost RTG záření, než okolí) projevoval na snímcích světlou barvou. Je patrné, že zinková vrstva není pro analyzovanou délku spoje, tj. ~5 mm, uniformní. Na obrázku vlevo dole je tato oblast spoje označena číslem (1), její detail je uveden na obrázku vpravo dole. Vrstva zinku lokálně zasahuje až 1300 μm od špičky svarové housenky směrem ke kořeni spoje.

Zinek byl v souladu s metalografickým šetřením rovněž pozorován i v oblasti kořene spoje, označení (2). Zde se jeví struktury obohacené zinkem poměrně kompaktní a v daném řezu jde o relativně tenkou (~250 μm) liniovou oblast. Tato část spoje koresponduje s (původní) hranou plechu základního materiálu hliníkové slitiny.

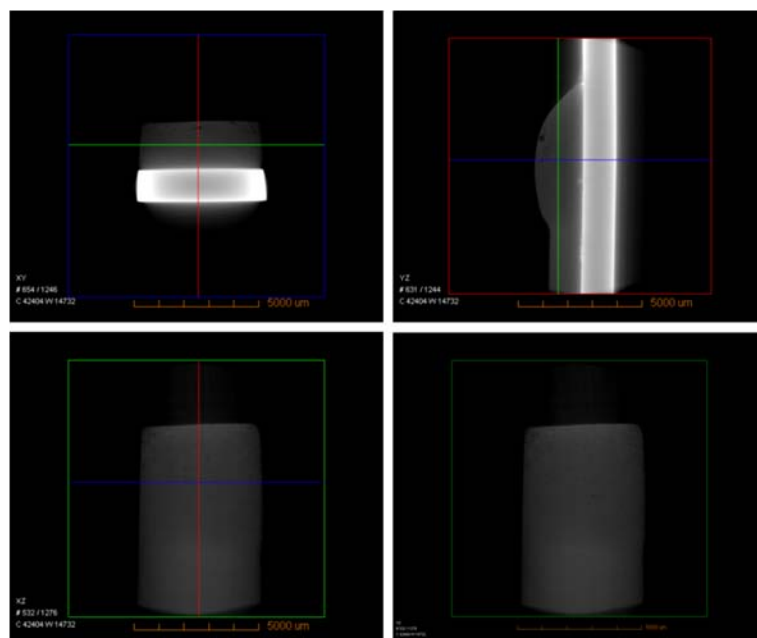
Část spoje mezi na zinek bohatými oblastmi (1) a (2) lze považovat z pohledu mikro-CT analýzy za jakostní pájený spoj. Nebyly indikovány žádné trhliny, pórovitost, vměstky, či jiné nehomogenity s odlišnou absorpcí RTG záření.

Na snímcích je dále pozorovatelná oblast s označením (3), která se projevovala shodným jasem a lze ji rovněž považovat za struktury bohaté na zinek. V této oblasti již není spoj soudržný. Předpokládá se, že zde nastaly vlivem velkého teplotního gradientu podmínky pro kondenzaci zinkových par, které ve snaze uniknout ze spoje během tavného procesu vytvořily pozorované struktury.



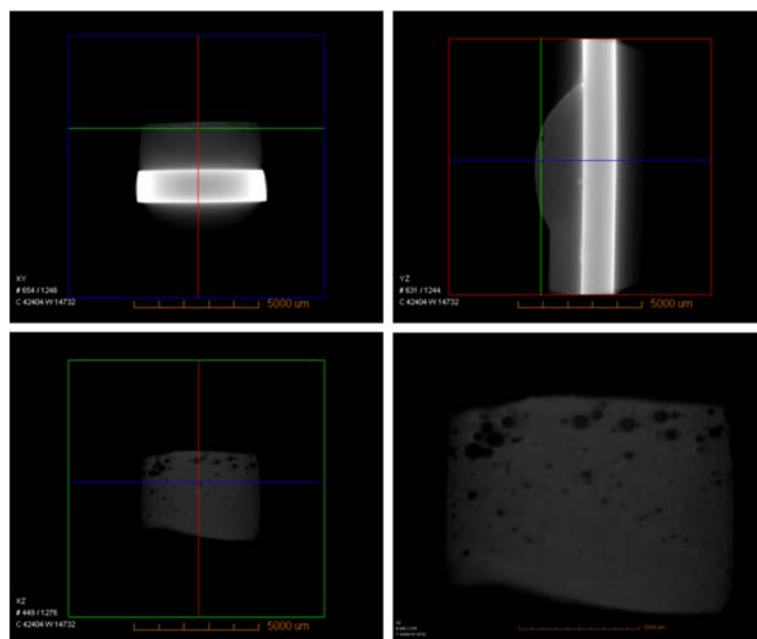
Obr. 86: Řez rovinou pájeného spoje, Wfs3,5T6

Na obrázku Obr. 87 je uveden řez střední oblastí svarové housenky opět ve všech rovinách XYZ. Přibližně 960 µm nad rovinou pájeného spoje nebyla shledána významná pórovitost. Z tohoto řezu je rovněž patrná absence reziduí struktur bohatých na zinek.

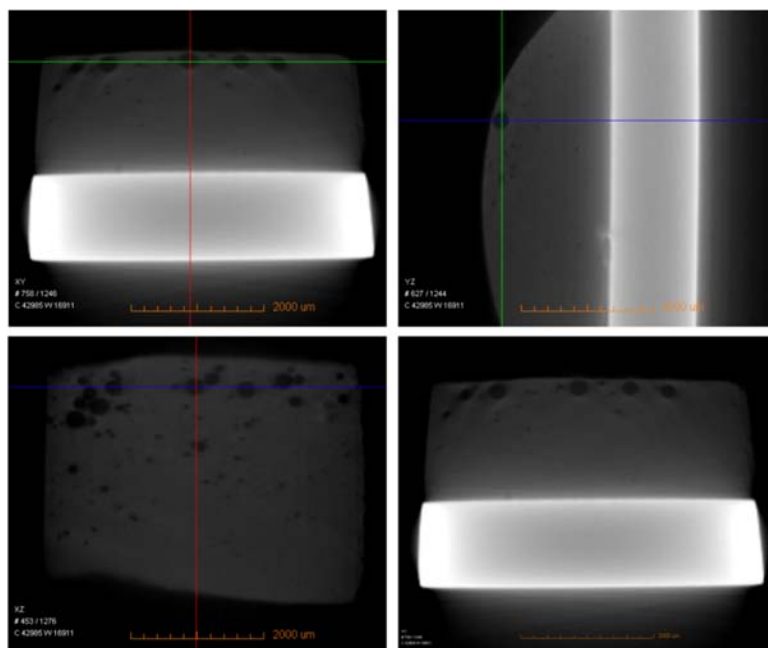


Obr. 87: Řez středem spoje Wfs3,5T6

Na obrázku Obr. 88 a Obr. 89 je zachycena podpovrchová vrstva svarové housenky. Tato oblast, v rovině ve vzdálenosti $\sim 1650 \mu\text{m}$ od paralelní roviny procházející plochou pájeného spoje, je pórovitá formou jednotlivých sférických pórů i jejich shluků. Lze přepokládat, že tyto imperfekce jsou opět způsobeny zinkovými parami, které neměly při vysokých ochlazovacích rychlostech při tuhnutí spoje podmínky proniknout taveninou svarového kovu do okolí. Lokalizace pórů a jejich shluků v těsně podpovrchové vrstvě je zapříčiněna teplotním gradientem při tuhnutí, který předurčuje povrchovou oblast jako rychle krystalizující oproti zbylému objemu svarového kovu.



Obr. 88: Řez podpovrchové vrstvy spoje, Wfs3,5T6



Obr. 89: Řez podpovrchové vrstvy spoje, detail

6.4.3 Shrnutí

- Metoda mikro-CT je vhodný nástroj NDT pro analýzu heterogenních spojů oceli a hliníku.
- Odlišná absorpce RTG záření hliníku a železa však klade na rozdíl od analýzy homogenních spojů zvýšené nároky na volbu expozičních parametrů testování. I tak je nutné přikládat zvýšenou pozornost potlačování vzniklých artefaktů během tvorby volumetrických (rekonstruovaných) dat.
- Ve spoji Wfs3,5T6 byly ve shodě s mikroskopickým pozorováním nalezeny oblasti rozdílné morfologie bohaté na zinek.
- Bylo prokázáno, že struktury bohaté na zinek nemají v oblasti špičky svarové housenky uniformní charakter. Mikroskopická analýza příčného řezu tak nemusí vždy poskytnout dostatečně reprezentativní představu o charakteru této oblasti.
- Řez plochou pájeného spoje a jeho okolím nevykazoval indikace imperfekcí. Tato oblast se jevila jako homogenní.
- Bylo prokázáno, že spoj Wfs3,5T6 není významně porézní přibližně do jedné poloviny výšky svarové housenky. Naopak v podpovrchových vrstvách je pórovitost poměrně značná.

6.5 Zkoušky tvrdosti

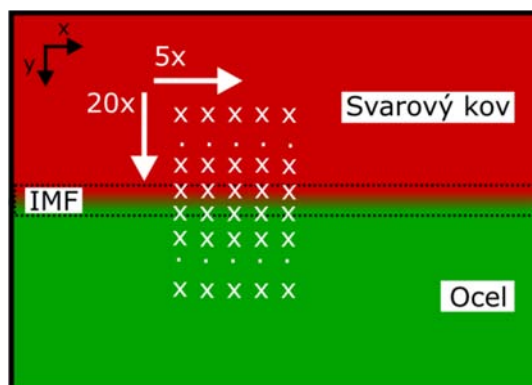
6.5.1 Nanoindentace

Nanoindentace patří k metodám přímého zjišťování elastických a plastických charakteristik mikroobjemu materiálů. Své uplatnění nalézá především v analýze tenkých vrstev a povlaků. Obdobně jako u klasických testů mikrotvrdosti je tato metoda založena na indentaci zkušebního tělesa za definovaných podmínek do zkoumaného materiálu. Zatížení a odlehčování diamantového hrotu je během měření kontinuálně monitorováno. Výstupem měření je závislost kontaktní hloubky vpichu na velikosti zátěžné síly, tzv. indentační křivka, která umožňuje určit řadu veličin popisujících elasticko-plastické a lomové vlastnosti zkoumaného materiálu.

Cílem této části experimentu byla analýza průběhu tvrdosti spoje na rozhraní svarového kovu a základního materiálu oceli a určení tvrdosti IMF vrstvy spoje.

Specifikace zařízení a metodiky měření

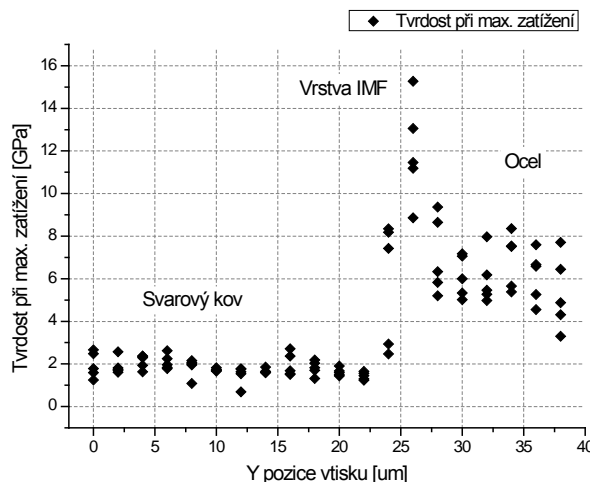
Pro analýzu tvrdosti IMF bylo použito zařízení MTS Nanoindenter XP, které umožňuje automatizovaná nanoindentační měření. Ze vzorku Wfs3,5T6 byl připraven konvenčně broušením a leštěním metalografický výbrus. Na základě dílčího experimentu bylo stanoveno maximální zkušební zatížení o velikosti 0,1 gf, tj. $\sim 0,9806$ mN. Vickersovým tělesem byla následně provedena kvazistatická nanoindentace. Schematické znázornění umístění vtisků v rámci zkoumaného vzorku je uvedeno na Obr. 90. Celkem bylo provedeno sto vtisků v rastru pěti sloupců s rozestupem 10 μm . V každém sloupci bylo provedeno dvacet vtisků s rozestupem 2 μm .



Obr. 90: Umístění vtisků

Vyhodnocení

Průběh tvrdosti rozhraní spoje je uveden na Obr. 91. Svarový kov vykazoval tvrdost $1,75 \pm 0,39$ GPa. Relativně nízká směrodatná odchylka je způsobena tím, že měřené oblasti neobsahovaly, až na výjimky, intermetalické částice hliníkové slitiny.



Obr. 91: Průběh tvrdosti rozhraní spoje, Wfs3,5T6

Průměrná tvrdost oceli dosahovala $6,05 \pm 1,24$ GPa. Vyšší absolutní směrodatná odchylka je přisuzována indentacím do různých strukturních fází tohoto materiálu.

Vrstva IMF na rozhraní dosahuje výrazně vyšší průměrné tvrdosti $10,18 \pm 2,5$ GPa, což je 5,7 krát vyšší hodnota ve srovnání s oblastí svarového kovu a téměř 1,6 krát vyšší v porovnání s ocelí. Maximální naměřená tvrdost dosahovala 15,3 GPa. Je nutné zdůraznit, že dle principu a metodiky měření se nejedná o tvrdost jednotlivých jemně rozložených intermetalických fází, nýbrž jejich směsi.

Nejen vysoká tvrdost na rozhraní spoje, ale i její skoková změna, předznamenává problematickou oblast z pohledu mechanického zatížení a distribuce napjatosti u těchto spojů.

6.5.2 Mikrotvrdost

Zjišťování mikrotvrdosti svarových spojů je vhodnou metodou pro základní určení jejich jakosti. Její výsledky lze v některých případech využít jako kritérium napomáhající hodnocení materiálové svařitelnosti. Jedinečnost této metody testování v oblasti svařování spočívá rovněž v možnosti stanovit liniové průběhy tvrdostí a tím vytvořit představu o degradaci mechanických vlastností spoje.

Cílem této kapitoly je kvantifikovat degradaci hliníkové slitiny spoje ve výchozích stavech T4 a T6.

Specifikace zařízení a metodika měření

Pro měření mikrotvrdomosti byly vzorky spojů připraveny do podoby metalografických výbrusů, bez vyvolání materiálové struktury. Testované spoje byly před měřením tvrdosti minimálně šest měsíců uskladněny za pokojové teploty. Měření tak probíhalo na relativně strukturně stabilních materiálech a nepředpokládala se tudíž další významná změna jejich mechanických vlastností v čase.

Testování probíhalo na tvrdoměru UHL VMHT-002V a Struers Durascan 50. Zkušební zatížení bylo zvoleno empiricky tak, aby vyhovovalo rozdílným materiálovým charakteristikám svarového kovu, TOO a teplem neovlivněnému základnímu materiálu hliníkové slitiny ve stavech T4 a T6. Měření tvrdosti probíhalo kvazistatickou indentací Vickersovým hrotem se zkušebním zatížením 0,05 kgf, což odpovídá zátěžné síle $\sim 0,4903$ N.

V první fázi bylo provedeno opakované měření tvrdosti neovlivněných základních materiálů hliníkové slitiny, svarového kovu a oceli. U každého materiálu bylo provedeno deset vtisků.

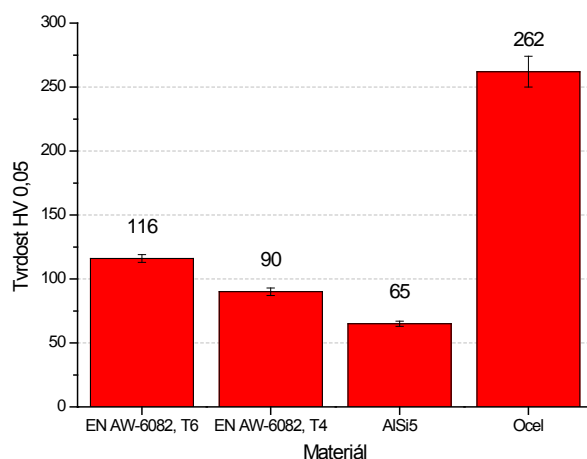
Dále byla provedena indentace na vzorcích jednotlivých materiálově-technologických variant spojů Wfs. Na Obr. 92 je schematicky znázorněno umístění vtisků, které bylo provedeno v linii v ose souměrnosti tloušťky plechu hliníkové slitiny. Vzájemná vzdálenost sousedních vtisků byla určena na 0,25 mm.



Obr. 92: Umístění linie vtisků zkoušky mikrotvrdomosti

Vyhodnocení

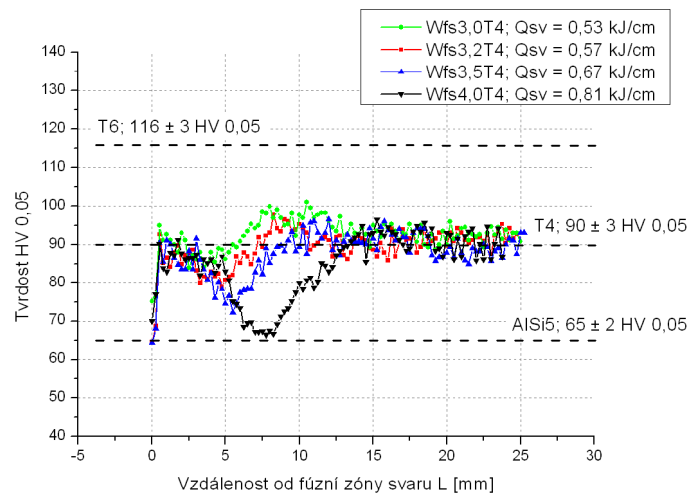
Na obrázku Obr. 93 jsou uvedeny výsledky měření neovlivněných základních materiálů a přídatného materiálu (svarového kovu). Hodnoty tvrdosti hliníkových slitin jsou dále použity jako referenční pro vyjádření míry tepelné degradace spojů.



Obr. 93: Tvrdość základních materiálů a svarového kovu

Degradační proces mechanických vlastností vytvrzených hliníkových slitin při použití tavných metod svařování spočívá ve dvou základních, relativně protichůdných, procesech. Tím prvním jsou strukturní změny vyplývající z omezené teplotní stability precipitátů. Druhým procesem je opětovné formování precipitátů a jejich vazba na okolní strukturu tvořenou převážně hliníkem. Jak bylo prokázáno v kap. 5.6, teplotní pole těchto spojů je poměrně heterogenní, zahrnující vysoké teplotními gradienty. Tato heterogenita sebou pochopitelně přináší i různé podmínky pro strukturní změny vytvrzujících precipitátů. Neméně důležitý je i komplexní proces relaxace struktury vycházející z různých dislokačních mechanismů, například anihilace a polygonizace. V konečném důsledku je významně ovlivněna tvrdost základního materiálu hliníkové slitiny, tj. termomechanicky zpracovaného základního materiálu.

Na obrázku Obr. 94 a Obr. 95 jsou zachyceny průběhy tvrdostí základního materiálu hliníkové slitiny EN AW-6082 ve stavu T4 a T6 doplněné o tepelné příkony spojů. Nulovým bodem souřadnicového systému je fúzní zóna konkrétního svaru spoje.

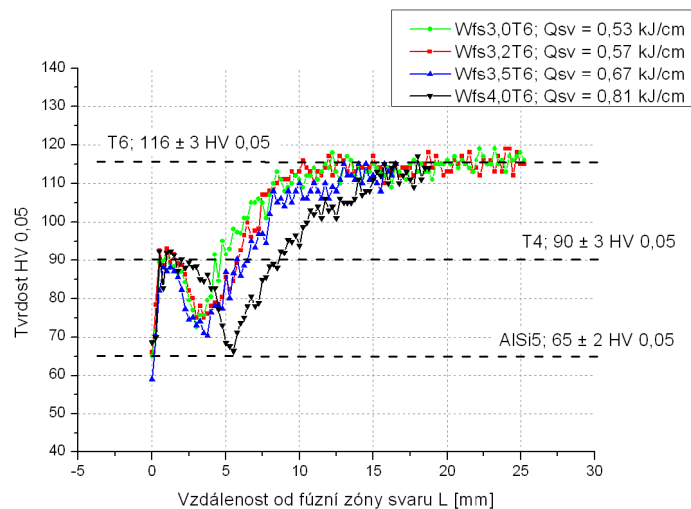


Obr. 94: Průběh mikrotvrlosti spojů, základní materiál ve stavu T4

V oblasti bezprostředně přilehlé k této zóně, tj. hranici ztavení, je patrný nárůst tvrdosti z průměrné hodnoty svarového kovu 65 ± 2 HV 0,05 na hodnotu odpovídající neovlivněnému základnímu materiálu ve stavu T4, 90 ± 3 HV 0,05. Lze tedy předpokládat, že v této oblasti vznikly podmínky pro rozpuštění precipitátů a následně došlo k jejich opětovnému zformování do strukturní podoby v návaznosti na teplotní cyklus technologie a následných podmínkách skladování spojů, například při pokojové teplotě. V této oblasti T00 došlo k přirozenému stárnutí. Oblast ve větší vzdálenosti od fúzní zóny spoje je specifická poklesem tvrdosti a to rozdílně dle jednotlivých Wfs. Tento jev, někdy nazývaný jako přestárnutí, je spojován s výskytem hrubších semikoherentních precipitátů β' , jejich nově definovaných rozpadových fází a plně nekoherentních β precipitátů, které se mohou formovat již od teplot 250 resp. 290 °C [96,97].

Oblast postupného návratu tvrdostí k hodnotám základních materiálů je specifická změnami v zastoupení metastabilních a stabilních precipitátů, jejich morfologie a rozložení ve spoji. V oblasti spoje exponované teplotami pod 240 °C jde primárně o morfologické změny precipitátů mající maximální účinek na vytvrzení - β'' [98]. U stavu T4 je tato oblast odlišná lokálním mírným vytvrzením nad hodnoty tvrdosti základního materiálu.

Lokální minima průběhů tvrdostí a jejich vzdálenost od fúzní zóny svarů se logicky liší. Tento posun je vyjádřen souhrnně pro oba stavy v Tab. 25.



Obr. 95: Průběh mikrotvrdosti spojů, základní materiál ve stavu T6

Maximální pokles tvrdosti v TOO byl změřen u variant Wfs4,0 a dosahuje prakticky hodnot tvrdosti svarového kovu. Ve vztahu k neovlivněným základním materiálům vykazovaly tyto spoje pokles tvrdosti o 26 % pro stav T4 a 43 % u varianty T6.

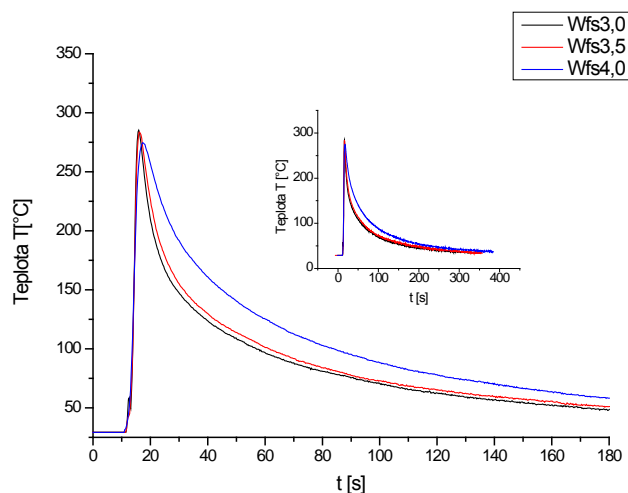
Tab. 25: Lokální minima tvrdostí HV 0,05

Lokální minima mikrotvrdosti TOO				
Varianta	HV 0,05 [-]	Pokles tvrdosti v TOO vůči ZM [%]	Tvrdost v TOO vůči PM [%]	Vzdálenost od FZ [mm]
Wfs3,0T4	84	7	129	3,25
Wfs3,2T4	79	12	121	4,75
Wfs3,5T4	72	20	111	5,50
Wfs4,0T4	66	26	102	7,75
Wfs3,0T6	75	35	115	3,00
Wfs3,2T6	73	38	112	3,50
Wfs3,5T6	70	40	108	3,75
Wfs4,0T6	66	43	102	5,50

Pokud vyjádříme TOO jako oblast spoje, která nebyla natavena, ale její struktura a vlastnosti byly významně ovlivněny teplem procesu spojování, pak lze konstatovat, že na základě mikrotvrdosti spojů WfsT6 dosahuje velikost TOO u materiálů-technologických variant hodnot od $12,25 \pm 0,5$ mm pro Wfs3,0; $14,0 \text{ mm} \pm 0,5$ pro Wfs3,5 a $16,25 \pm 0,5$ pro Wfs4,0. Při uvažování nejistot tohoto měření lze tyto vzdálenosti rovněž využít pro varianty WfsT4.

Ze znalosti polohy fúzní zóny, tj. počátku souřadnicového systému pro linie tvrdosti, a polohy (původní) hrany plechu před spojením, tj. počátku souřadnicového systému

pro určení teplot, lze na základě provedených termografických měření, viz kap. 5.6, stanovit teplotní cykly v těchto oblastech spoje. Na obrázku Obr. 96 je znázorněn časový průběh teplot pro vybrané varianty spoje v různých vzdálenostech od fúzní zóny, které odpovídají koncům TOO spojů určených na základě průběhů tvrdostí.



Obr. 96: Teplotní cykly pro oblasti konců TOO pro různé Wfs

Jak je z průběhu teplotních křivek zřejmé, bylo v těchto oblastech dosaženo prakticky shodné maximální teploty – Wfs3,0 285,3 °C, Wfs3,5 283,6 °C a Wfs4,0 283 °C. Měření definuje teplotní cykly, při kterých již nedochází k poklesu tvrdosti TOO. Základní materiály exponované tepelnému účinku procesu spojování jsou v této oblasti citlivé především na výši maximální teploty. Rozdílná rychlost poklesu teploty na teplotu okolí nemá pro konečnou oblast TOO významný vliv.

Shrnutí

- Prostřednictvím zkoušky mikrotvrdomosti byla kvantifikována míra degradace hliníkové slitiny spoje pro jednotlivé materiálově-technologické varianty v návaznosti na tepelný příkon do spoje.
- Pro jednotlivé varianty byla určena vzdálenost od fúzní zóny svaru, která odpovídá konci tepelné degradace. V této oblasti byla stanovena maximální teplota a teplotní cyklus, kterému byl spoj vystaven. Tato teplota se pohybovala napříč všemi variantami na hodnotě ~284 °C.

6.6 Zkouška tahem

Tahová zkouška je základní destruktivní metodou testování materiálů, která poskytuje informace o chování zkoušených těles při mechanickém zatížení. Vzhledem ke geometrii překlátovaných spojů a výskytu jejich imperfekcí je obtížné exaktně stanovit napětově-deformační charakteristiky pro konkrétní oblast spoje. Značně rozdílné materiálové vlastnosti spojovaných plechů hliníkové slitiny a oceli s velmi tvrdou heterogenní intermetalickou vrstvou na jejich rozhraní, viz 6.5.1, tuto situaci ještě více znesnadňují. Za vhodnou určující mechanickou vlastnost zkoumaných spojů lze tak považovat především maximální zatížení F_m zkušebního tělesa. Stanovení velikosti a distribuce napětí a deformací v těchto spojkách při zatížení je předmětem numerických simulací a není v současné době uspokojivě vyřešeno.

6.6.1 Specifikace zařízení a metodiky měření

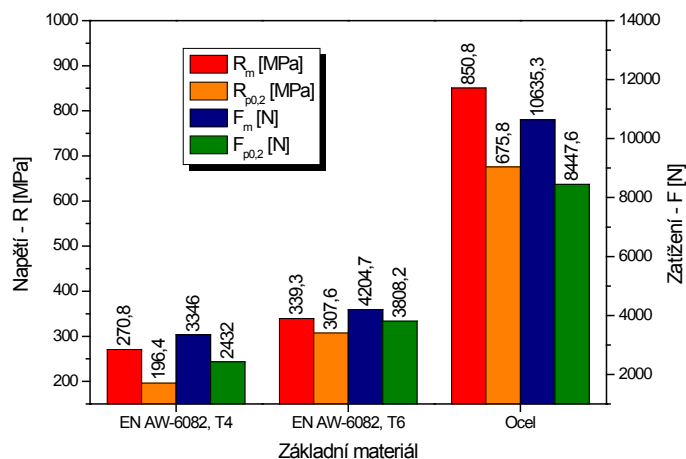
Pro zkoušku tahem ve střihu byla dělením vodním paprskem vytvořena zkušební tělesa orientovaná svou podélnou osou ve směru kolmém na podélnou osu spojů, tj. i na směr válcování základních materiálů. Celková délka zkušebního tělesa L_t byla stanovena na $160 \pm 0,2$ mm, zkoušená délka L_c byla $60 \pm 0,2$ mm. Počáteční šířka zkoušené délky zkušebního tělesa b_0 činila $10 \pm 0,1$ mm, měřená délka průtahoměru L_e činila 50 mm.

Měření bylo prováděno na zařízeních Zwick Roell Z250 a Zwick Roell Z005. Zatížení vyvolávající dle předpokladu kombinované namáhání zkušebních vzorků probíhalo kvazistaticky s rychlostí zatěžování dle podmínek uvedených v ČSN EN ISO 6892-1 [98]. Testována byla vždy minimálně 3 zkušební tělesa od každé varianty Wfs. Uvedené číselné charakteristiky mechanických vlastností jsou tak vždy vyjádřeny jako průměrná hodnota sledované veličiny.

6.6.2 Vyhodnocení

Zkoušky základních materiálů

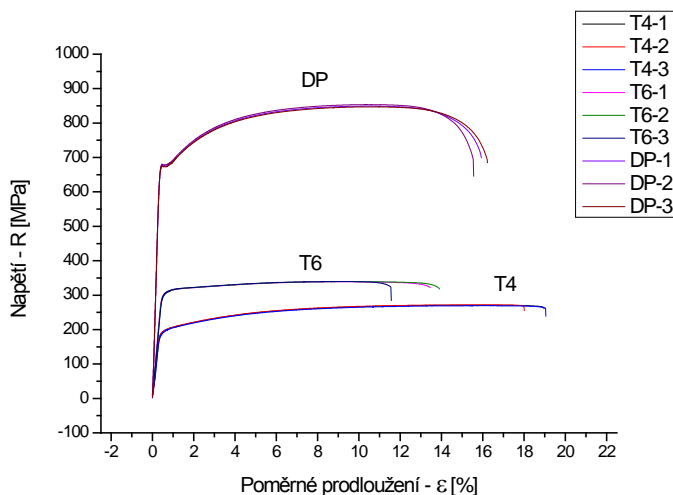
Na obrázku Obr. 97 jsou uvedeny smluvní hodnoty mechanických charakteristik základních teplem neovlivněných materiálů, konkrétně meze pevnosti a kluzu a jim odpovídající velikosti zatížení. Jak je z údajů patrné, ocel dosáhla o 314 % vyšší mez pevnosti ve srovnání s hliníkovou slitinou ve stavu T4 a o 251 % oproti stavu T6. Velikost meze pevnosti hliníkové slitiny ve stavu T6 je o 125 % vyšší v porovnání se stavem T4.



Obr. 97: Mechanické charakteristiky základních materiálů

Na základě naměřených hodnot lze konstatovat, že jsou v relativně dobré shodě s informacemi od dodavatelů materiálů. U oceli je dle měření patrný pokles meze kluzu/pevnosti 675,8/850 MPa. Výrobce uvádí vyšší hodnoty 732/902 MPa. Je však nutné zdůraznit, že i tak jsou naměřené hodnoty stále nad minimálními, výrobcem garantovanými, hodnotami 620/800 MPa.

Na obrázku Obr. 98 je uveden smluvní diagram zkoušky tahem pro základní materiály. Dle očekávání mají poměrně vysokou plasticitu projevující se na celkovém poměrném prodloužení (deformaci) vzorku.



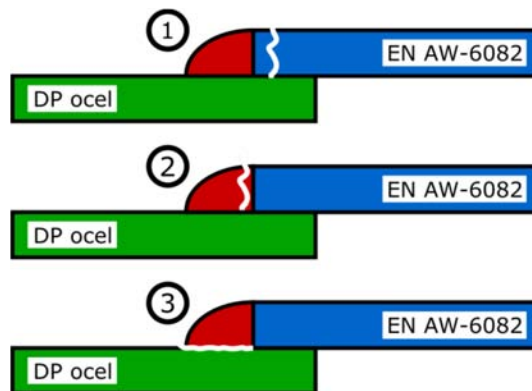
Obr. 98: Smluvní diagram zkoušky tahem základních materiálů

Zkoušky spojů

Velikost maximálního zatížení nutného k dosažení lomu byla u jednotlivých variant naměřena s rozptylem vnášejícím do výsledků nejistotu. Její příčina byla shledána v rozdílných koncentrátorech napětí. Poloha magistrální trhliny byla různá a definovala tak typy (oblasti) porušení zkušebních těles.

Jak ilustruje obrázek Obr. 99, k lomu docházelo v:

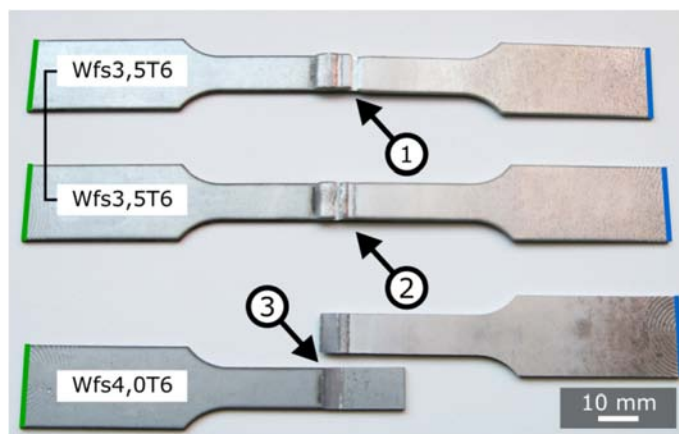
1. Oblasti T00 svarového spoje.
2. Oblasti svarového kovu, v těsné blízkosti fúzní zóny.
3. Oblasti pájeného spoje, tj. výskytu intermetalické vrstvy mezi svarovým kovem a ocelí.



Obr. 99: Typy porušení zkušebních těles

Spoje variant WfsT6 nevykazovaly s uvažováním nejistoty měření významný nárůst maximálního zatížení do lomu oproti variantám WfsT4.

Na základě provedených měření lze konstatovat, že kritických míst je z pohledu pevnosti spojů několik. Pro varianty Wfs3,0 až Wfs3,5 jde, bez významného rozdílu stavů T4 a T6, primárně o typ porušení (2) podporovaný vrubovým účinkem kořene spojů. V omezené míře se v ojedinělých případech na destrukci zkušebního tělesa podílel typ porušení (1), viz Obr. 100.

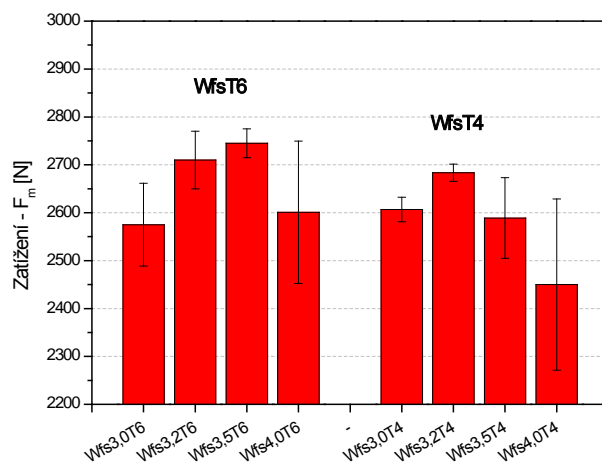


Obr. 100: Zkušební tělesa vybraných variant a jejich typ porušení

V tomto rozsahu Wfs se nevyskytovalo porušení typu (3). Při orientačním porovnání (bez uvažování distribuce napjatosti) s průběhy mikrotvrdomosti, viz kap. 6.5.2, se jeví typ porušení (1) jako méně očekávaný, neboť maximální pokles mikrotvrdomosti základního materiálu hliníkové slitiny nedosahoval u těchto variant úrovně mikrotvrdomosti svarového kovu.

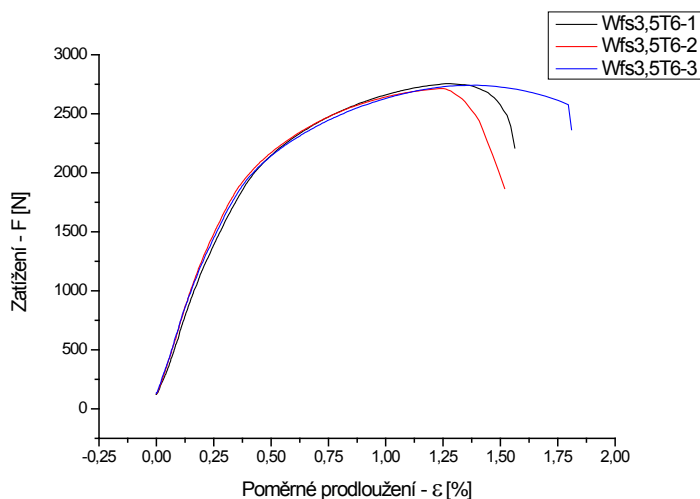
Pro varianty Wfs4,0 bylo z pohledu vzniku a šíření lomu kritické rozhraní s vrstvou IMF. Prioritně docházelo k porušení zkušebních těles v oblasti (3). Tento jev je dán do souvislosti s přítomností větší tloušťky křehké vrstvy IMF na rozhraní. Dále se předpokládá negativní vliv zvýšené vnitřní napjatosti spoje, která je způsobená účinkem zvýšeného tepelného příkonu při tvorbě spoje. Předpoklad zvýšené vnitřní napjatosti rovněž vychází z odlišných koeficientů objemové teplotní roztažnosti materiálů při krystalizaci svarového kovu, tj. včetně tvorby vrstvy IMF.

Obrázek Obr. 101 sumarizuje velikost maximálního zatížení F_m pro jednotlivé varianty Wfs.



Obr. 101: Maximální zatížení spojů

Nevyššího zatížení F_m dosáhla varianta Wfs3,5T6 – 2835 ± 65 N. Na obrázku Obr. 102 je znázorněn diagram zatížení versus (celkové) poměrné prodloužení zkušebních těles této materiálově-technologické varianty. K porušení došlo po celkové deformaci od $\sim 1,2$ až $\sim 1,5$ %, což je ve vztahu k neovlivněnému základnímu materiálu hliníkové slitiny možné považovat za hodnotu relativně nízkou. Lokalizace lomu do TOO, na obrázku Obr. 102 jde o křivku Wfs3,5T6-3, však nepřinesla výrazné zlepšení ve smyslu nárůstu plasticity zkušební vzorku.



Obr. 102: Graf maximálního zatížení vs. poměrné prodloužení, Wfs3,5T6

Je tedy zřejmé, že vrstva IMF není pro tento typ namáhání zkušební tělesa významná. Faktorem ovlivňujícím pevnost spoje je hrubozrnná struktura svarového kovu báze AlSi5, popřípadě snížení pevnosti degradačními pochody v TOO základního materiálu hliníkové slitiny.

Vzhledem ke značné rozdílnosti typů porušení nelze vytvořit komparativní závěry nad deformační prací a únavovými charakteristikami spojů. Tato šetření, za využití přístupů lomové mechaniky, vyžadují dostatečný počet zkušebních těles pro měření a následné statistické vyhodnocení. Tyto časově náročné analýzy jsou naplánovány jako experimentální program 3, který navazuje na experiment této disertační práce.

7 Shrnutí výsledků a závěry

Literární rešerše

Společným jmenovatelem řešení svařitelnosti hliníkových slitin s ocelí je uspokojení zvyšujících se technických nároků na konstrukce a jejich užité vlastnosti nejen v automobilovém průmyslu.

Literární rešerše disertační práce uvádí hlavní faktory ovlivňující svařitelnost hliníkových slitin s ocelí. Vychází z předpokladu, že pro úspěšné řešení této problematiky je nutná její dekompozice na dílčí relevantní aspekty svařitelnosti a jejich rozbor. Tento přístup představuje vhodnou metodu, jejímž závěrem může být určení hlavních úskalí svařitelnosti jako celku. Literární rešerše tak nejprve poukazuje na hlavní faktory ovlivňující materiálovou svařitelnost se zaměřením na homogenní spoje hliníku a jeho slitin. V návaznosti na tuto problematiku následně akcentuje děje, které mohou zásadně ovlivnit svařitelnost hliníku a jeho slitin s ocelí. Jde především o vznik intermetalických fází systému Fe-Al, které tvoří obecně vnímanou komplikaci svařitelnosti těchto materiálů. Komplexní děje při tvorbě těchto struktur mají podstatu v difuzních pochodech. Literární rešerše se z tohoto důvodu zaměřuje na technologie, které jsou specifické nízkým tepelným příkonem do spoje a jeho dobrou kontrolou pomocí technologických parametrů. Jako klíčové pro budoucí vývoj jsou zmíněny technologie FSW, LBW, (RSW) a MIG. Vzhledem k zaměření práce provádět výzkum kontinuálních spojů (na dostupném zařízení) je preferována technologie MIG, resp. její modifikace s komerčním označením CMT™. Tato metoda má dle mnoha autorů široký potenciál nejen pro spoje hliníku s ocelí, ale i pro další materiálové kombinace. Tím napomáhá otevření nových aplikací ve strojírenství založených na tvorbě speciálních konstrukcí.

Experimentální program 1

Experimenty této disertační práce byly založeny na výzkumu materiálové a technologické svařitelnosti tenkých plechů hliníkové slitiny EN AW-6082 ve stavech T4 a T6 s DP (AHSS) ocelí. Základem experimentu bylo určení procesních parametrů technologie MIG (CMT) vycházející ze změny rychlosti posuvu drátové elektrody hliníkové slitiny báze AlSi5 při zachování rychlosti spojování. Tím bylo dosaženo rozdílných fyzikálně-chemických dějů ovlivňujících vlastnosti tvořených spojů.

Experimentální program došel k těmto závěrům:

Zkoumané spoje hliníkové slitiny s ocelí jsou citlivé na nastavení polohy svařovacího hořáku, především jeho umístění vůči hraně plechu hliníkové slitiny určené k natavení. Nesoulad dosahující řádově několika desetin milimetru může zapříčinit absenci spojení.

V případě, že je drátová elektroda (průměru 1,2 mm) umístěna blíže ocelovému plechu, dochází k intenzivnímu odpařování zinkové vrstvy na jeho povrchu. To vede k zásadnímu zhoršení jakosti spojů, změně geometrie a v extrémním případě i k dekohezi obou spojovaných plechů. Hoření elektrického oblouku na oceli se současným odpařováním zinkové vrstvy je značně nestabilní a technologicky nevyužitelné.

Umístění hořáku blíže plechu hliníkové slitiny má za následek opět změnu geometrie svarové housenky. Jde primárně o zvýšení jejího převýšení a snížení šířky pájeného spoje. Větší odchylky v tomto smyslu mají za následek dekohezi vznikajícího spoje. Hoření oblouku je v tomto případě stabilní, spojeno s klidným přestupem taveného přídavného materiálu – dochází k tvorbě návaru. Pro rozsah zvolených procesních parametrů byla akceptovatelná odchylka umístění hořáku vůči hraně hliníkového plechu experimentálně určena na $\pm 0,3$ mm.

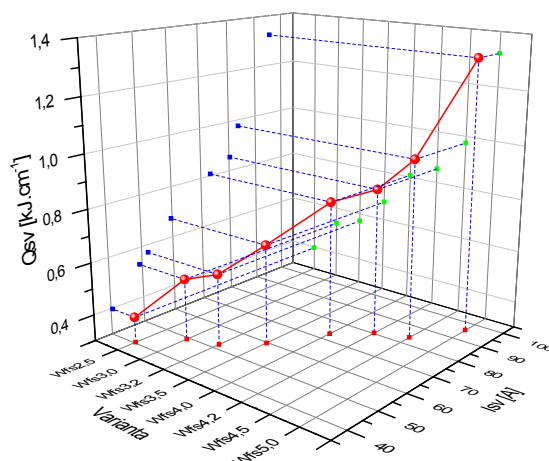
Pro určení elektrických parametrů lze doporučit kombinaci empirie získané z tvorby homogenních spojů hliníkových slitin a experimentálního přístupu. V experimentální práci se nejprve vycházelo z tvorby návarů na hliníkový plech a následného určení parametrů při tvorbě přeplátovaného spoje hliníkové slitiny s ocelí. Svařovací (elektrické) napětí a proud byly zpětně monitorovány a analyzovány. Odtavování drátové elektrody bylo provedeno pulzně ($I_{\text{PeakMax}} \sim 150$ A) speciálním zkratovým režimem. Natavení různého objemu drátové elektrody bylo zajištěno komplexně změnou frekvence pulzace, změnou délky pulzní fáze, velikostí a délkou základního proudu. Tím byly určeny procesní parametry pro technologické varianty Wfs2,5 až Wfs5,0.

Na základě záznamu vysokorychlostní kamery bylo zjištěno, že zvolené parametry vedou k axiálnímu přestupu jedné kapky nataveného přídavného materiálu za jeden proudový pulz, a že nedocházelo k volnému letu pozorovaných kapek. Tím byl potvrzen předpoklad stanovený na základě pozorování průběhu elektrického (svařovacího) napětí, které nevykazovalo významné změny v jeho velikosti před zkratovou fází přestupu kovu. To se pozitivně projevilo na minimálním, technologicky nevýznamném, rozstříku svarového kovu. Pozorováním bylo potvrzeno, že zvýšená délka pulzní fáze cyklu vede ke zvýšenému objemu natavené kapky přídavného materiálu. Lze tedy dosáhnout odtavení většího objemu drátové elektrody shodným počtem přestoupených kapek. Limitující je však výslednice silového účinku na přestupující kapku, která při dalším navyšování objemu může přestoupit bezzkratově, tj. volným letem.

Výpočet tepelného příkonu kvantifikoval tepelné zatížení spojovaných materiálů, které dosahovalo v porovnání s konvečními technologiemi MIG relativně nízkých hodnot od $0,4 \text{ kJ}\cdot\text{cm}^{-1}$ (Wfs2,5) do $1,32 \text{ kJ}\cdot\text{cm}^{-1}$ (Wfs5,0).

Nejistota tohoto měření byla ovlivněna konstantní hodnotou součinitele tepelné účinnosti. Tato veličina, souhrnně vyjadřující tepelné ztráty procesu, může vzhledem k použití rozdílných elektrických parametrů kolísat. Jelikož jsou však odchylky použitých procesních parametrů relativně nízké, předpokládá se, že použitá hodnota koeficientu tepelné účinnosti $\eta = 0,8$ nebude kolísat o více než $\pm 10\%$. Tento předpoklad je však nutné experimentálně ověřit.

Na obrázku Obr. 103 jsou sumarizovány výsledky závislosti střední hodnoty svařovacího proudu I_{sv} na tepelném příkonu Q_{sv} pro jednotlivé varianty Wfs.



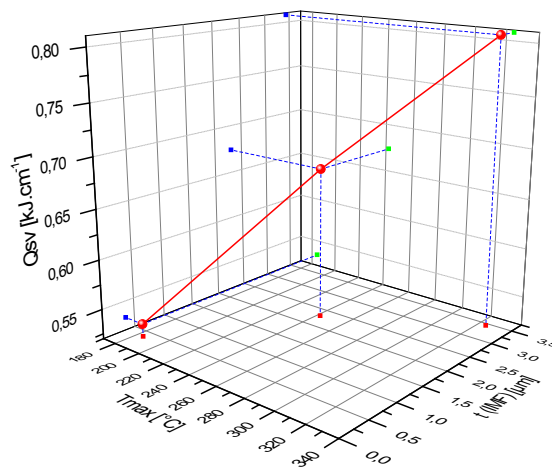
Obr. 103: Závislost I_{sv} na Q_{sv} pro jednotlivé varianty Wfs

S ohledem na kvantifikování teplotního účinku a další vývoj v oblasti numerických modelů procesů MIG svařování bylo provedeno měření teplotních polí spojů infračervenou termografií doplněnou o termočláňková měření. Tato část práce umožnila vyjádřit teplotní pole spojů v závislosti na použitých elektrických parametrech, respektive tepelných příkonech technologie do spojů. Byl stanoven předpoklad, že tepelná degradace se významně projeví především v TOO hliníkové slitiny, která kromě vrstvy IMF na rozhraní oceli a hliníku může zásadně ovlivnit pevnost spoje. I přes tepelné zatížení ocelového plechu teplotami minimálně nad $\sim 573\text{ }^{\circ}\text{C}$ (teplota likvidu použitého přídatného materiálu AlSi5²⁰) nebyla jeho materiálová degradace považována za významnou. Tento předpoklad byl potvrzen mechanickými zkouškami spojů.

Na základě dosažených výsledků experimentu lze pro budoucí průmyslové aplikace těchto spojů doporučit infračervenou termografii jako vhodný nástroj pro stanovení konce TOO hliníkové slitiny EN AW-6082, T4 a T6. Pro zvolenou technologii lze

²⁰ Změřeno diferenční termickou analýzou (DTA).

detekovat izotermu $\sim 284\text{ }^{\circ}\text{C}$ na plechu hliníkové slitiny snímané shora. Tato izoterma ohraničí TOO. Tím bude usnadněn výběr zkušebnímu materiálu konstrukce pro analýzy mechanických vlastností. V neposlední řadě tento poznatek napomůže k zaměřování laserového paprsku v reálném čase, pro vyvíjené speciální režimy tepelného zpracování hliníkových slitin. Analýza teplotních polí přelátovaného spoje, snímaného zdola, má význam především pro ucelenou představu o prostupu tepla zkoumanou (spojovanou) dvojicí materiálů. Poskytuje cenná data pro optimalizaci parametrů (virtuálního) tepelného zdroje při numerickém modelování této technologie. Sekundárně lze tato data využít pro vyjádření vztahu mezi maximální teplotou ocelového plechu (snímaného zdola), tepelným příkonem Q_{sv} a tloušťkou vrstvy IMF pájeného spoje mezi hliníkovou slitinou a ocelí, viz Obr. 104.



Obr. 104: Závislost Q_{sv} na T_{max} a tloušťce vrstvy IMF pájeného spoje

Vyvinutá metoda měření infračervenou termografií poskytla relevantní výsledky srovnatelné z pohledu přesnosti s průmyslově etablovaným termočlávkovým měřením. Infračervená termografie však navíc poskytuje komplexní data o teplotním poli, která mohou být využita nejen pro další výzkum, ale například i pro průmyslovou kontrolu jakosti spojů.

Experimentální program 2

Na základě určení technologických parametrů a dat získaných z experimentálního programu 1 byly v druhé části experimentu vytvořeny rozměrnější vzorky spojů pro analýzy vybraných vlastností. Rovněž byla ověřena možnost provádět tyto spoje bez zinkové vrstvy na povrchu oceli.

Experimentálně bylo prokázáno, že nelze dosáhnout spojení hliníkové slitiny s ocelí bez zinkové vrstvy. Tento závěr byl vytvořen na základě experimentu, který využíval

totožné technologické parametry užívané pro spojování hliníkové slitiny s pozinkovanou ocelí. Vyhovujících výsledků nebylo dosaženo ani při změnách úhlování svařovacího hořáku vůči základním materiálům. Bylo potvrzeno, že zinek představuje významný faktor pro realizaci spoje nehledě na tepelný příkon, respektive objem nataveného přídavného materiálu. Je zřejmé, že natavení zinkové vrstvy během přestupu kovu vytváří vhodné podmínky pro smáčení oceli hliníkovou slitinou. V této souvislosti lze konstatovat, že drsnost povrchu ocelového plechu ($R_a \sim 0,21$ až $\sim 0,25 \mu\text{m}$) má v daném rozsahu užitých parametrů marginální vliv.

Provedené zkoušky NDT, VT a PT (rozměrnějších vzorků; $t \times 150 \times 450 \text{ mm}$) napomohly výběru materiálově-technologických variant pro další výzkum. Varianty Wfs2,5 s $0,4 \text{ kJ}\cdot\text{cm}^{-1}$ netvořily souvislé spojení hliníkové slitiny s ocelí. Varianta s takto sníženým tepelným příkonem, respektive nataveným objemem drátové elektrody, je využitelná pouze pro krátké spoje a to především s ohledem na zvýšenou citlivost nastavení hořáku vůči spojovaným plechům.

Varianty Wfs4,2 až Wfs5,0 nevyhověly stanoveným kritériím jakosti. Zvýšený tepelný příkon nad $0,81 \text{ kJ}\cdot\text{cm}^{-1}$ (Wfs4,0) a jemu odpovídající nárůst teploty v oblasti spoje způsoboval zvýšenou degradaci zinkové vrstvy. Ta nemohla napomoci smáčení svarového kovu a spoj vykazoval imperfekce.

Spoje, které vyhověly kritériím NDT (Wfs3,0 až Wfs4,0), byly dále analyzovány makroskopickým pozorováním.

Bylo prokázáno, že zvýšený objem nataveného přídavného materiálu vede dle očekávání k nárůstu šířky pájeného spoje. Efektivní šířka, tj. oblast, kde k připájení skutečně došlo, se však pohybovala od ~ 60 do $\sim 70 \%$ z (celkové) šířky pájeného spoje. Důvodem byla přítomnost dekohezní oblasti přiléhající vždy ke kořeni spoje, a to u všech spojů variant Wfs.

Absolutní hodnoty efektivní šířky pájeného spoje s variantami Wfs vzrůstaly. Na základě výsledků tohoto měření by mohla být preferována varianta Wfs4,0, která disponovala nejdelším pájeným spojem. Tento předpoklad se však mechanickými zkouškami nepotvrdil.

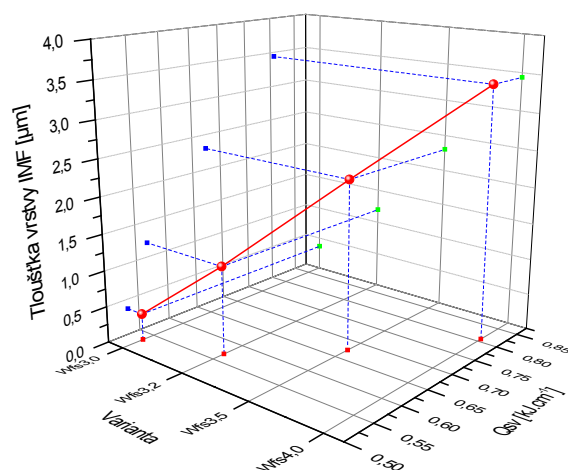
V návaznosti na změnu úhlů smáčení docházelo se zvýšením tepelného příkonu, respektive objemem nataveného svarového kovu, ke snížení převýšení spoje (Wfs3,0 $\sim 900 \mu\text{m}$; $\theta = 62^\circ$ až Wfs4,0 $\sim 430 \mu\text{m}$; $\theta = 35^\circ$). Vzhledem ke změně geometrie průřezu svarové housenky lze očekávat rozdílné únavové charakteristiky spojů.

Makroskopické pozorování umožnilo rovněž detekovat póry, bez preferované oblasti výskytu (nahodile), v celém průřezu svarové housenky. Oblasti kořene a špičky spoje se jevily dle makroskopického pozorování odlišným jasnem u všech variant Wfs. Fúzní zóny svarů všech spojů nevykazovaly imperfekce.

Mikrostruktura jemnozrnné DP (AHSS) oceli byla tvořena zrny o velikosti $3 \pm 1 \mu\text{m}$. Hliníková slitina EN AW-6082 byla relativně hrubozrnná s průměrnou velikostí zrna

12±8 μm. Svarový kov byl u všech variant Wfs charakteristický hrubozrnnou strukturou s přítomností eutektických fází na rozhraní jednotlivých zrn. Kompenzace trhlin za horka eutektikem byla vyhovující a ve svarových kovech tedy nebyly pozorovány trhliny. U všech spojů byly dále analyzovány oblasti špičky a kořene spoje, které obsahovaly struktury bohaté na zinek. Analýzou prvkového složení byly detekovány koncentrace zinku i nad 80 %. Původní zinková vrstva (tloušťky ~8,5 μm) nebyla na ocelovém plechu detekována. Stanovený předpoklad, že tato vrstva byla částečně odpařena do okolí, byl následně potvrzen přítomností reziduí zinku v pórech svarového kovu. Zbytek zinkové vrstvy ($T_t = 419 \text{ °C}$ [31]) byl koncentrován do oblasti špičky a kořene spoje účinkem taveniny svarového kovu na bázi AlSi5 ($T_t = 573 \text{ °C}$). Tento značně dynamický jev však nemohl být zvolenou metodou vysokorychlostního záznamu videa zaznamenán. Pro jeho výzkum metodami HSV lze doporučit přisvětlení oblasti zájmu laserem, popřípadě užít techniku vysokorychlostního RTG snímání.

Rozhraní oceli a hliníkové slitiny bylo tvořeno vrstvou, dle literární rešerše, složenou z intermetalických fází. Tato vrstva byla pro všechny varianty relativně heterogenní, tvořená, na základě pozorování SEM, dvěma odlišnými oblastmi. Kolumnárními, místy ekviaxiálními, submikronovými krystaly od ~100 nm, jež se morfologicky jeví jako fáze Fe_2Al_5 . Zbytek vrstvy nebyl na základě morfologie určitelný. Vrstva IMF byla podrobena lokálním i plošným prvkovým analýzám EDS, které detekovaly především struktury bohaté na železo, hliník, křemík a mangan. Identifikace fázového složení vrstvy IMF nebyla vzhledem k jejím rozměrům a značné heterogenitě provedena. Tloušťka vrstvy IMF dosahovala hodnot ~400 nm pro variantu Wfs3,0 s $Q_{sv} = 0,53 \text{ kJ}\cdot\text{cm}^{-1}$ po ~3,4 μm pro variantu Wfs4,0 s $Q_{sv} = 0,81 \text{ kJ}\cdot\text{cm}^{-1}$. Téměř lineární nárůst tloušťky vrstvy IMF v návaznosti na tepelný příkon variant Wfs je patrný na Obr. 105. Vzhledem k absenci detailní analýzy fázového složení vrstvy IMF byla nad původní rámec experimentu provedena nanoindentace této vrstvy, která prokázala její značnou tvrdost dosahující až ~15 GPa. Tím byla nepřímou potvrzena shoda s ostatními autory, že se jedná o tvrdé intermetalické fáze, jejichž nízká houževnatost může být limitující pro mechanické charakteristiky spojů.



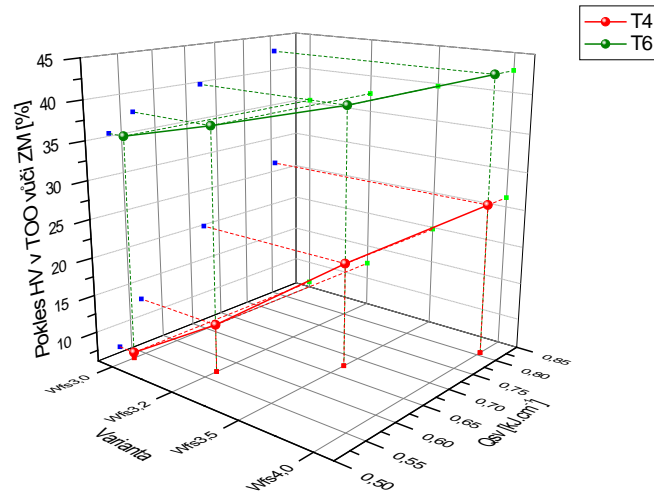
Obr. 105: Závislost Q_{sv} na tloušťce vrstvy IMF pro jednotlivé varianty Wfs

Pro bližší analýzu distribuce zinku byla provedena počítačová tomografie (CT) spojů. V disertační práci jsou prezentovány výsledky vybraného spoje – Wfs3,5T6. Byla potvrzena distribuce zinku ve smyslu jeho preferovaného výskytu v oblasti špičky a kořene spoje. Rovněž bylo zjištěno, že metalografické pozorování příčného řezu spoje nemusí být vzhledem k heterogenitě struktur obsahující zinek dostatečně reprezentativní. Je zde tedy reálná možnost vytvořit metalografický vzorek příčného řezu, jenž bude o struktury obsahující zinek výrazně ochuzen.

Počítačová tomografie rovněž detekovala póry svarového kovu ve svrchní a těsně podpovrchové oblasti spoje. Jak bylo následně potvrzeno, tyto póry vytvořené zinkovými parami však nejsou klíčovým faktorem omezujícím pevnost spojů. Zinkové páry se však negativně podílejí na poklesu efektivní šířky pájeného spoje, která byla zřejmá z analýzy makrostruktury. V oblasti těsné blízkosti fúzní zóny je dosaženo maximálních teplot vlivem působení elektrického oblouku a prvotní dynamické interakce přestupujícího přídavného materiálu se zinkem. Ten je následně intenzivně odpařován ($T_v = \sim 907^\circ\text{C}$ [31]). V této oblasti tak není zajištěno smáčení oceli přestupujícím kovem. Zinkové páry dále postupují rozhraním spoje a kondenzují v jeho chladnějších oblastech – přeplátování. Tento předpoklad byl potvrzen analýzou CT, která umožnila detekovat prostorové rozložení reziduí zinku právě v oblasti přeplátování za fúzní zónou svaru.

Heterogenní spoje byly dále podrobeny analýze mikrotvrdosti a to s cílem vyjádřit degradaci základního materiálu hliníkové slitiny (ve stavech T4 a T6) v T00 v návaznosti na tepelný příkon Q_{sv} . Liniově umístěné Vickersovy vtisky umožnily kvantifikovat tuto degradaci v závislosti na vzdálenosti od fúzní zóny spoje. Vybrané výsledky těchto měření jsou uvedeny na Obr. 106, který vyjadřuje procentuální pokles

tvrdosti v TOO variant WfsT4 a WfsT6 vůči základnímu, tepelně neovlivněnému, materiálu EN AW-6082, T4 a T6.



Obr. 106: Závislost Q_{sv} na poklesu HV 0,05 v TOO hliníkové slitiny

Měřením bylo rovněž prokázáno, že ani varianty s vyšším tepelným příkonem nezpůsobí pokles tvrdosti v TOO pod hodnoty tvrdosti hrubozrnného svarového kovu báze AlSi5. S uvažováním přirozeného vrubového účinku kořene přeplátovaných spojů s heterogenní, zinkem obohacenou, strukturou bylo očekáváno a částečně tahovou zkouškou potvrzeno, že k lomům bude docházet i v oblasti svarového kovu.

Analýzy mikrotvrdości spojů rovněž umožnily detekovat hranici konce TOO, definovanou v tomto smyslu, jako vzdálenost, za kterou již nedochází k významným změnám hodnot HV. Ze znalosti pozice původní (nenatavené) hrany plechu hliníkové slitiny a fúzní zóny spoje po natavení byly pro jednotlivé koncové oblasti TOO variant Wfs stanoveny teplotní cykly procesu spojování. Závěry těchto analýz budou využity pro další výzkum těchto spojů tak, jak již bylo uvedeno v této kapitole.

V závěrečné části experimentálního programu 2 jsou provedeny tahové zkoušky zkoumaných spojů. Přeplátovaná konfigurace plechů vede při prostém (jednoosém) tahu zkušebního stroje ke vzniku kombinovaného namáhání spoje. Tento fakt je umocněn odlišnostmi materiálových vlastností spoje a rovněž různou geometrií svarových housenek. Přesné určení napětově-deformačního pole ve spoji je tímto značně komplikováno. Z těchto důvodů byla zvolena méně obvyklá charakterizace mechanických vlastností spojů založená na vyjádření maximálního zatížení – F_m . I když by v této souvislosti bylo možné provést přepočítání zátěžné síly na reálnou (efektivní) šířku pájeného spoje, jednalo by se, z výše zmíněných důvodů, o značnou idealizaci problematiky. Získané hodnoty smykového napětí by pak byly principálně zatíženy velkou nejistotou.

Zkoušky tahem prokázaly, že u zkušebních těles zkoumaných spojů dochází k různému typu porušení ve smyslu pozice magistrální trhliny.

U spojů Wfs3,0 až Wfs3,5 bez významného rozdílu stavů T4 a T6 docházelo k porušení prioritně v oblasti fúzní zóny svarového spoje. Vrstva IMF dosahující průměrné tloušťky od 0,4 μm pro Wfs3,0 ($Q_{sv} = 0,53 \text{ kJ}\cdot\text{cm}^{-1}$) do 2,3 μm pro Wfs3,5 ($Q_{sv} = 0,67 \text{ kJ}\cdot\text{cm}^{-1}$) tedy nebyla limitujícím faktorem pevnosti spojů.

U variant Wfs4,0; $Q_{sv} = 0,81 \text{ kJ}\cdot\text{cm}^{-1}$ s tloušťkou vrstvy IMF 3,4 μm již docházelo k lomu zkušebních těles pouze v oblasti pájeného spoje. Tento jev je dán do souvislosti s větší tloušťkou vrstvy IMF při větším tepelném zatížení. Lze předpokládat, že tento typ porušení má rovněž souvislost se zvýšeným objemem svarového kovu, který na základě vzájemně rozdílných koeficientů teplotní objemové roztažnosti může vyvolávat větší napjatost právě v oblasti tvrdé a křehké vrstvy IMF.

Na základě výsledků tahových zkoušek byl vyvrácen předpoklad, že větší efektivní pájená šířka spojů variant Wfs4,0 se projeví větším maximálním zatížením do lomu. Strukturní a napěťové faktory tak převažují nad vlivem geometrie těchto spojů.

Experimentálně bylo prokázáno, že největších zatížení do lomu dosahuje varianta Wfs3,5T6 – $2835 \pm 65 \text{ N}$ ($Q_{sv} = 0,67 \text{ kJ}\cdot\text{cm}^{-1}$; $t_{(IMF)} = 2,3 \mu\text{m}$).

Shrnutí

Wfs3,5T6 je spojením hliníkové slitiny EN AW-6082, T6 s pozinkovanou DP (AHSS) ocelí. Spojení bylo vytvořeno řízeným odtavováním drátové elektrody na bázi AlSi5, průměrnou podávací rychlostí 3,5 m/min. Potřebný odtavovací výkon byl zajištěn průměrnou hodnotou svařovacího proudu $I_{sv} = 59,7 \text{ A}$ a napětím $U_{sv} = 12,2 \text{ V}$. Přestup nataveného přídavného materiálu byl proveden pulzně, řízeným zkratovým režimem, bez volného letu kapek:

$$I_{\text{peakmax}} = 152,68 \pm 3,08 \text{ A} / 1,604 \pm 0,004 \text{ ms};$$

$$I_{\text{Bg}} = 47,9 \pm 6,31 \text{ A} / 13,367 \pm 0,671 \text{ ms};$$

$$U_{sv} = 17,00 \pm 2,79 \text{ V} / 11,627 \pm 0,147 \text{ ms}.$$

Při pozorování děje byl zaznamenán přestup 61 kapek / s. Hlavní a vedlejší technologické parametry se projeví na tepelném příkonu do spoje $Q_{sv} = 0,67 \text{ kJ}\cdot\text{cm}^{-1}$. Tato tepelná energie následně zajistila vytvoření spoje a rovněž se podílela na degradaci spojovaných materiálů.

Spoj Wfs3,5T6 dosahoval efektivní šířky pájeného spoje 3475 μm při relativně nízkém smáčecím úhlu 47° a převýšení 523 μm . Tloušťka značně tvrdé (15,3GPa) heterogenní vrstvy IMF na rozhraní spoje dosahovala pouze 2,3 \pm 1,1 μm .

Tepelný příkon této varianty se projevil na poklesu tvrdosti v TOO o 40 % vůči ZM. I přes tento pokles degradační účinek neznamenal snížení tvrdostí pod hodnoty PM (108 %). Délka této TOO ohraničená teplotou 283,6 °C dosahovala 14,0 \pm 0,5 mm. Mechanické zkoušky prokázaly, že kritickou oblastí tohoto spoje není vrstva IMF, ale hrubozrnná struktura svarového kovu a TOO hliníkové slitiny.

Na základě dosažených závěrů lze konstatovat, že technologie, která vedla k vytvoření spoje Wfs3,5T6, zajistila vhodnou kombinaci jeho strukturních a mechanických vlastností.

Budoucí práce experimentu a náměty pro další výzkum

- Detailní analýza rozhraní pájeného spoje oceli a hliníkové slitiny metodou transmisní elektronové mikroskopie s vysokým rozlišením HrTEM. (r. 2015)
Očekávané výstupy: Identifikace a rozbor fázového složení vrstvy IMF.
- Tepelná analýza přestupujícího přídavného materiálu do tavné lázně za využití vysokorychlostní infračervené termografie. (r. 2014)
Očekávané výstupy: Kvantifikace tepelného zatížení na úrovni přestupujících kapek nataveného přídavného materiálu.
- Identifikace mechanismů ovlivňujících růst vrstvy IMF. (r. 2016)
Očekávané výstupy: Určení vztahu mezi teplotním polem na úrovni přestupujících kapek, tloušťkou a strukturou vrstvy IMF na základě difuzních pochodů.
- Mechanické zkoušky spojů. (v řešení)
 1. Únavové zkoušky, fraktografická šetření.
 2. Analýza křehkolomových vlastností spojů.
 3. Tahové zkoušky za zvýšené rychlosti.*Očekávané výstupy: Bližší určení mechanických charakteristik spojů.*
- Vývoj laserového hybridního procesu pro optimalizaci vlastností spojů. (v řešení)
Očekávané výstupy: Vývoj technologie „Laser+CMT“ s možností ovlivňovat geometrii spojů a jejich vlastnosti.
- Optimalizace numerického modelu spojů. (r. 2017)
Očekávané výstupy: Tvorba numerického modelu korespondujícího s vybraným představitelem spoje. Vytvoření vazby mezi numerickým výpočtem a experimentálním měřením.

8 Závěr

Disertační práce se věnovala problematice metalurgicko-technologických aspektů spojování hliníkových slitin s ocelí. Rozsáhlým experimentálním programem byl proveden kompletní technologický návrh a realizace obloukového MIG spojování ve variantních řešeních.

Pro výzkum této aktuální problematiky byly zvoleny moderní materiály a techniky analýz z různých vědních oborů. Pouze tímto přístupem mohl být realizován komplexní experimentální program, který popsal hlavní technologické a metalurgické aspekty tvorby těchto spojů. Nutnost užití finančně náročných experimentálních technik si vyžádala spolupráci se zahraničními partnery. Tím bylo zároveň dosaženo mezinárodního transferu poznatků této práce. Dosažené výsledky budou, mimo jiné, prezentovány i mezinárodním svářečským inženýrům (IWE).

Experimentální program byl na rozdíl od řady publikací z oblasti výzkumu svařování jedinečný právě ve své komplexnosti. Jeho realizace tak poskytla ucelený náhled na problematiku z různých úhlů pohledu. Tento časově i finančně náročný přístup lze pokládat za přínosný i z důvodů možného pokračování výzkumu ve kterékoliv oblasti experimentálního programu s přihlédnutím na ostatní faktory ovlivňující tyto spoje.

Cíle disertační práce byly splněny nad jejich původní rámec. I přes zjištěná metalurgicko-technologická omezení tavného spojování hliníkových slitin s ocelí lze konstatovat, že aplikace těchto spojů mohou být s ohledem na jejich vlastnosti průmyslově realizovány. Jejich širší průmyslové využití však nutně vyžaduje další výzkum materiálového, technologického a konstrukčního hlediska svažitelnosti a s tím související analýzy dlouhodobé životnosti těchto spojů.

9 Literatura

- 1 *International Iron and Steel Institute (IISI) : High-strength steels* [online]. IISI, [2007] [cit. 2007-07-10]. Dostupný z WWW: <<http://www.worldsteel.org>>.
- 2 *International Aluminium Institute : Improving Sustainability in the Transport Sector* [online]. London : c2010 , 2008 [cit. 2010-10-10]. Dostupný z WWW: <<http://www.world-aluminium.org/>>.
- 3 *Lightweight Design - It's an Art: The Audi ASF Design Principle. AutomobilesReview* [online]. 2010 [cit. 2010-2-10]. Dostupný z WWW: <<http://www.automobilesreview.com/auto-news/lightweight-design-it%E2%80%99s-an-art-the-audi-asf-design-principle/7386/>>.
- 4 THE INTERNATIONAL ALUMINIUM INSTITUTE. *PRIMARY ALUMINIUM PRODUCTION* [online]. 2013 [cit. 2013-10-16]. Dostupné z: <http://www.world-aluminium.org>.
- 5 MICHNA, Štefan, et al. *Encyklopedie hliníku*. Prešov : Adin, s.r.o., 2005. 700 s. ISBN 80-89041-88-4.
- 6 ČSN EN 573-1. *Hliník a slitiny hliníku - Chemické složení a druhy tvářených výrobků - Část 1: Číselné označování*. 2005. Praha: Český normalizační institut, 2005.
- 7 ČSN EN 573-2. *Hliník a slitiny hliníku. Chemické složení a druhy tvářených výrobků. Část 2: Označování chemickými značkami*. Praha: Český normalizační institut, 1996.
- 8 ČSN EN 573-3. *Hliník a slitiny hliníku - Chemické složení a druhy tvářených výrobků - Část 3: Chemické složení a druhy výrobků*. Praha: Český normalizační institut, 2009.
- 9 ČSN EN 1706. *Hliník a slitiny hliníku - Odlitky - Chemické složení a mechanické vlastnosti*. Praha: Český normalizační institut, 2010.
- 10 STAUFER, Herbert. *Laser Hybrid Welding in the Automotive Industry. The American Welding Society and Welding Journal* [online]. 2007, no. 11 [cit. 2008-12-10], s. 36-40.
- 11 KAZAKOV, Nikolaj Fedotovič. *Difúzní svařování*. Vladimír Pešl; Petr Košek. 1. vydanie. Praha : SNTL, 1983. 272 s.
- 12 TURŇA, Milan. *Špeciálne metódy zvarovania*. Milena Kupková. 1. vyd. Bratislava : ALFA, 1989. 384 s. ISBN 80-05-00097-9.
- 13 ALIA, Bruno, et al. *ASM Handbook : Welding, Brazing, and Soldering*. Theodore B. Zorc. 4th rev. edition. United States of America : ASM International, 1997. 1299 s. ISBN 0-87170-382-3.

- 14 AMBROŽ, Oldřich, KANDUS, Bohumil, JAROSLAV, Kubíček. *Technologie svařování a zařízení*. Rostislav Zeman. 1. vyd. Ostrava : Zeross, 2001. 395 s. ISBN 80-85771-81-0.
- 15 *Aluminum and aluminum alloys*. J. R. Davis. USA : Materials Park, OH, 1993. 784 s. ISBN 087170496X.
- 16 LANCASTER, J.P. *The Physics of Welding*. 1st edition. [United Kingdom] : Pergamon, 1984. ISBN 0080305547. s. 115-157.
- 17 JÖNSSON, P.G., MURPHY, A.B., SZEKELY, J. The influence of oxygen additions of argon-shielded gas metal arc welding processes. *Welding journal*. 1995, vol. 74, no. 2, s. 48-s.
- 18 SCOTTI, Américo, DUTRA, Jair Carlos, FERRARESI, Valtair Antonio. The influence of parameter settings on cathodic self-etching during aluminum welding. *Journal of Materials Processing technology* . 2000, no. 100, s. 179-187.
- 19 MATHERS, Gene. *The welding of aluminium and its alloys*. 1st edition. Cambridge : Woodhead Pub Ltd, 2002. 248 s. ISBN 1855735679.
- 20 KILLING, Robert. *Welding processes and thermal cutting*. Düsseldorf : Verlag für Schweissen und verwandte Verfahren DVS-Verlag GmbH, 2001. 199 s. ISBN 3871557900.
- 21 LUIJENDIJK, T. Welding of dissimilar aluminium alloys. *Journal of Materials Processing Technology*. 2000, no. 103, s. 29-35.
- 22 ANYALEBECHI, N. Analysis of the Effects of Alloying Elements on Hydrogen Solubility in Liquid Aluminum Alloys. *Scripta Metallurgica et Materialia*. 1995, vol. 33, no. 8, s. 1209-1216.
- 23 KUNCIPÁL, Josef, et al. *Teorie svařování*. Praha : SNTL, 1986. 265 s.
- 24 ESKIN, D.G., SUYITNO, KATGERMAN, L. Mechanical properties in the semi-solid state and hot tearing of aluminium alloys. *Progress in Materials Science*. 2004, vol. 49, no. 5, s. 629-711.
- 25 ANDERSON, Tony. Preventing Hot-Cracks in Aluminum Welding . *Fabricating & Metalworking* [online]. 2007, vol. 6, no. 3 [cit. 2008-12-10].
- 26 CICALĂ, E., et al. Hot cracking in Al-Mg-Si alloy laser welding – operating parameters and their effects . *Materials Science and Engineering A*. 2005, vol. 369, no. 1-2, s. 1-9.
- 27 TEICHMANN, Katharina, Calin D. MARIOARA, Sigmund J. ANDERSEN a Knut MARTHINSEN. TEM study of β' precipitate interaction mechanisms with dislocations and β interfaces with the aluminium matrix in Al –Mg–Si alloys. *Materials Characterization*. 2013, vol. 75, s. 1-7.

- 28 CONIGLIO, N., et al. Defining a Critical Weld Dilution to Avoid Solidification Cracking in Aluminum. *Welding journal*. 2008, no. 87, s. 237-247.
- 29 ELLIS, Michael, MICHAEL, Gittos, ISABEL, Hadley. Significance of liquation cracks in thick section welds in Al-Mg-Si alloy plate. *Joints in Aluminium - Inalco*. 1998, no. 1, s. 320-340.
- 30 HUANG, C., KOU, S. Liquation Cracking in Full-Penetration Al-Mg-Si Welds. *Welding journal*. 2004, no. April, s. 111-122.
- 31 *MatWeb : Material Property Data* [online]. 1996 [cit. 2012-10-10]. Dostupný z WWW: <<http://www.matweb.com/index.aspx>>.
- 32 TIMOKHINA, I.B., P.D. HODGSON a E.V. PERELOMA. Transmission Electron Microscopy Characterization of the Bake-Hardening Behavior of Transformation-Induced Plasticity and Dual-Phase Steels. In: *Metallurgical and Materials Transactions A: Chemistry and Materials Science*. Boston: Springer, 2007.
- 33 COLLA, V, M. DE SANCTIS, A. DIMATTEO, G. LOVICU, A. SOLINA. a R. VALENTINI. Strain Hardening Behavior of Dual-Phase Steels. *Chemistry and Materials Science*. Boston: Springer, 2009, 40(11), 2557-2567.
- 34 *AHSS Guidelines* [online]. 4.1. 2007 [cit. 2012-01-11]. Dostupné z: www.worldautosteel.org
- 35 DAS, S., S.B. SINGH, O.N. MOHANTY a H. K. D. H. BHADESHIA*. Understanding the complexities of bake hardening. *Materials Science and Technology*. 2008, 24(1), 107-111.
- 36 TIMOKNINA, I.B., P.D. HODGSON, S.P. RINGER, R.K. ZHENG a E.V. PERELOMA. Understanding Bake-Hardening in Modern High Strength Steels for the Automotive Industry Using Advanced Analytical Techniques. In: *New Developments on Metallurgy and Applications of High Strength Steels*. Baltimore, USA: TMS Publishing Company, 2008.
- 37 STERGIOUDIS, G. Homogenization process of the intermetallic compound layers of Al-clad iron. *Journal of Alloys and Compounds*. 2005, vol. 403, no. 1-2, s. 143-146.
- 38 KOBAYASHI, Shigeaki, YAKOU, Takao. Control of intermetallic compound layers at interface between steel and aluminum by diffusion-treatment. *Materials Science and Engineering*. 2002, vol. 338, no. 1-2, s. 44-53.
- 39 YAJIANG, L., JUAN, L., HUIQIANG, W. XRD and TEM analysis of Fe₃Al alloy layer on the surface of the calorized steel . *Material Research Bulletin*. 2001, vol. 36, no. 13, s. 2389-2394.
- 40 BAHARUD, Aruna, MOHANTY, O.N. Aluminium diffusion coatings on medium carbon steel. *Materials Transactions, JIM*. 1995, vol. 36, no. 9, s. 1170-1175.

- 41 CHEN, Z.W., FRASER, D.T., JAHEDI, M.Z. Structures of intermetallic phases formed during immersion of H13 tool steel in an Al-11Si-3Cu die casting alloy melt. *Materials Science and Engineering A*. 1998, vol. 260, no. x, s. 188-196.
- 42 DU, Yong, et al. A thermodynamic description of the AlFeSi system over the whole composition and temperature ranges via a hybrid approach of CALPHAD and key experiments. *Intermetallics*. 2008, vol. 16, no. x, s. 554-570.
- 43 LIANG, D., KORÇUL, P., JONES, H. Composition and solidification microstructure selection in the interdendritic matrix between primary AlFe dendrites in hypereutectic AlFe alloys. *Composition and solidification microstructure selection in the interdendritic matrix between primary AlFe dendrites in hypereutectic AlFe alloys*. 1995, vol. 44, no. 7, s. 2999-3004.
- 44 NAOI, D., KAJIHARA, M. Growth behavior of Fe₂Al₅ during reactive diffusion between Fe and Al at solid-state temperatures. *Materials Science and Engineering A*. 2007, vol. 459, no. x, s. 375-382.
- 45 SCHNEIBEL, J. H., DEEVI, S.C. Processing and mechanical properties of iron aluminide composites containing oxide particles. *Materials Science and Engineering A*. 2004, vol. 364, no. 1-2, s. 166-170.
- 46 LILLY, A.C., DEEVI, S.C., GIBBS, Z.P. Electrical properties of iron aluminides. *Materials Science and Engineering A*. 1998, no. 258, s. 42-49.
- 47 RATHOD, M.J., KUTSUNA, M. Joining of Aluminum Alloy 5052 and Low-Carbon Steel by Laser Roll Welding. *Welding Journal*. 2004, no. 1, s. 16-26.
- 48 AGUDO, Leonardo, et al. Intermetallic Fe x Al y -phases in a steel/Al-alloy fusion weld. *Journal of Materials Science*. 2007, vol. 42, no. 12, s. 4205-4214.
- 49 BRUCKNER, Jürgen. Der Cold Metal Transfer (CMT) - Prozess von Stahl - Alu Verbindungen und seine Möglichkeiten. In *Eurojoin 5 : Internationaler Kongress der EWF*. Wien : [s.n.], 2005. s. V17-1-V17-8.
- 50 ZHANG, Hongtao, et al. Interfacial microstructure and mechanical properties of aluminium-zinc coated steel joints made by a modified metal inert gas welding-brazing process. *Materials Characterization*. 2007, vol. 58, s. 588-592.
- 51 *ASM Handbook Volume 3: Alloy Phase Diagrams*. Hugh Baker. [USA]: ASM International, 1992. 512 s.
- 52 YAJIANG, L., et al. XRD and TEM Analysis in the Interface of Diffusion Bonding for Fe₃Al/Q235 Dissimilar Metals. *Journal of Materials Science and Technology*. 2003, vol. 19, no. 1, s. 81-84.
- 53 BOUAYAD, A., et al. Kinetic interactions between solid iron and molten aluminium. *Materials Science and Engineering A*. 2003, vol. 363, no. 1-2, s. 53-61.

- 54 BOUCHÉ, K., BARBIER, F., COULET, A. Intermetallic compound layer growth between solid iron and molten aluminium . *Materials Science and Engineering A*. 1998, vol. 249, no. 1-2, s. 167-175.
- 55 EGGELER, Gunther, AUER, Werner, KAESCHE, Helmut. Reactions between low alloyed steel and initially pure as well as iron-saturated aluminium melts between 670 and 800 degree C.. *Zeitschrift fuer Metallkunde/Materials Research and Advanced Techniques*. 1986, vol. 77, no. 4, s. 239-244.
- 56 SHAHVERDI, H.R., et al. Microstructural analysis of interfacial reaction between molten aluminium and solid iron. *Journal of Materials Processing Technology*. 2002, vol. 124, no. 3, s. 345-352.
- 57 W.M. Thomas, E.D. Nicholas, J.C. Needham, M.G. Murch, P. Templesmith, C.J. Dawes, G.B. Patent Application No. 9125978.8 (Prosinec 1991).
- 58 UZUN, Huseyin, et al. Friction stir welding of dissimilar Al 6013-T4 To X5CrNi18-10 stainless steel. *Materials and Design*. 2005, vol. 26, no. 1, s. 41-46.
- 59 CHEN, C.M., KOVACEVIC, R. Joining of Al 6061 alloy to AISI 1018 steel by combined effects of fusion and solid state welding. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*. 2004, vol. 44, no. 11, s. 1205-1214.
- 60 SIERRA, G., et al. Steel to aluminium key-hole laser welding. *Materials Science and Engineering A*. 2007, vol. 447, no. 1-2, s. 197-208.
- 61 ČSN EN ISO 6947 Svařování - Pracovní polohy - Definice úhlů sklonu a otočení. Praha: Český normalizační institut, 1999.
- 62 WAGNER, F.Characterization and Properties of Dissimilar Metal Combinations of Fe/Al an, et al. Characterization and Properties of Dissimilar Metal Combinations of Fe/Al and Ti/Al-Sheet Materials. In Laser Institute of America. *International Congress on Applications of Lasers & Electro-Optics*. Orlando : [s.n.], 2001. s. 365-374. ISBN 0912035730.
- 63 KATAYAMA, S. Laser welding of aluminium alloys and dissimilar metals. *Welding international*. 2004, vol. 18, no. 8, s. 618-625.
- 64 SIERRA, G., et al. Galvanised steel to aluminium joining by laser and GTAW processes. *Materials Characterization*. 2008, vol. 59, no. 12, s. 1705-1715.
- 65 MATHIEU, Alexandre, et al. Laser brazing of a steel/aluminium assembly with hot filler wire (88% Al, 12% Si). *Materials Science and Engineering: A*. 2005, vol. 435-436, no. 5, s. 19-28.
- 66 MATHIEU, Alexandre, et al. Dissimilar material joining using laser (aluminum to steel using zinc-based filler wire). *Optics & Laser Technology*. 2007, vol. 39, no. 3, s. 652-661.

- 67 MATHIEU, Alexandre, et al. Temperature control in laser brazing of a steel/aluminium assembly using thermographic measurements. *NDT & E International*. 2006, vol. 39, no. 4, s. 272-276.
- 68 STAUBACH, Marten, et al. Joining of steel-aluminium mixed joints with energy-reduced GMA processes and filler materials on an aluminium and zinc basis. *Welding and Cutting*. 2008, vol. 7, no. 1, s. 30-38.
- 69 ČSN EN ISO 4063 *Svařování a příbuzné procesy - Přehled metod a jejich číslování*. Praha: Český normalizační institut, 2001. 20 s.
- 70 FENG, Jicai, ZHANG, Hongtao, HE, Peng. The CMT short-circuiting metal transfer process and its use in thin aluminium sheets welding. *Materials and Design*. 2008.
- 71 Firemní podklady firmy Fronius International GmbH.
- 72 IZUTANI, Shun, et al. Observation and Classification of Droplet Transfer in Gas Metal Arc Welding. *IIW Commission XII Joint Commission XII/SG212 Meeting "Metal Transfer Classification" : IIW Doc. No. SG212-1090-06*. 2006, no. 1, s. 347-359.
- 73 IORDACHESCU, Danut, QUINTINO, Luisa. Steps toward a new classification of metal transfer in gas metal arc welding. *Journal of Materials Processing technology* . 2008, no. 202, s. 391-397.
- 74 ZHANG, Hongtao, et al. The Arc characteristics and metal transfer behaviour of cold metal transfer and its use in joining aluminium to zinc-coated steel. *Materials Science and Engineering*. 2009, no. A499, s. 111-113.
- 75 FRANC, Aleš. Experimentální měření autora.
- 76 FRANC, Aleš. Heterogenní svarové spoje hliník-ocel. In MENTL, Václav, et al. *MATE.O.D - Forum 2007 : Advanced materials libraries for Material Oriented Design*. 1. vyd. Plzeň : Vydavatelství ZČU, 2007. s. 77-86. ISBN 9788070436028.
- 77 ČSN EN 485-1. *Hliník a slitiny hliníku - Plechy, pásy a desky - Část 1: Technické dodací předpisy*. Praha: Český normalizační institut, 2008.
- 78 ČSN EN 485-2. *Hliník a slitiny hliníku - Plechy, pásy a desky - Část 2: Mechanické vlastnosti*. Praha: Český normalizační institut, 2009.
- 79 ČSN EN 485-4. *Hliník a slitiny hliníku. Plechy, pásy a desky. Část 4: Mezní úchylky tvaru a rozměrů pro výrobky tvářené za studena*. Praha: Český normalizační institut, 1996.
- 80 ČSN EN 515. *Hliník a slitiny hliníku. Výrobky tvářené. Označování stavů*. Praha: Český normalizační institut, 1996.
- 81 ISO 6344-3. *Coated abrasives: Grain size analysis -- Part 3: Determination of grain size distribution of microgrits P240 to P2500*. Switzerland: International Organization for Standardization, 1998.

- 82 VEDAT AKDENIZ, M., A. MEKHRABOV a T. YILMAZ. The role of Si addition on the interfacial interaction in Fe-Al diffusion layer. *Scripta Metallurgica et Materialia*. 1994, 31(12), 1723–1728.
- 83 EIVANI, A.R., H. AHMEDA, J. ZHOUB a J. DUSZCZYK. An experimental and theoretical investigation of the formation of Zr-containing dispersoids in Al–4.5Zn–1Mg aluminum alloy. *Materials Science and Engineering: A*. 2010, 527(9), 2418–2430.
- 84 DANG, J., Y. HUANG a J. CHENG. Effect of Sc and Zr on microstructures and mechanical properties of as-cast Al-Mg-Si-Mn alloys. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. 2009, 19(3), 540–544.
- 85 PRASAD RAO, K., N. RAMANAIAH a N. VISWANATHAN. Partially melted zone cracking in AA6061 welds. *Materials & Design*. 2007, 29(1), 179–186.
- 86 SHABESTARI, S.G. The effect of iron and manganese on the formation of intermetallic compounds in aluminum–silicon alloys. *Materials Science and Engineering: A*. 2004, 383(2), 289–298.
- 87 ČSN EN ISO 18273. *Svařovací materiály - Svařovací dráty a tyče pro svařování hliníku a slitin hliníku - Klasifikace*. Praha: Český normalizační institut, 2005.
- 88 ČESKÝ INSTITUT PRO AKREDITACI, o.p.s. *EA 4/02 M: Vyjadřování nejistot měření při kalibracích*. Praha, 2001, 74 s.
- 89 ČSN EN ISO 17637. *Nedestruktivní zkoušení svarů - Vizuální kontrola tavných svarů*. Praha: Úřad pro technickou normalizaci, 2011.
- 90 MRÓWKA-NOWOTNIK, G, J SIENIAWSKI a M WIERZBIŃSKA. Intermetallic phase particles in 6082 aluminium alloy. *Materials Science and Engineering*. 2007, roč. 28, č. 2, s. 69-76.
- 91 ČSN EN ISO 14175. *Svařovací materiály – Plyny a jejich směsi pro tavné svařování a příbuzné procesy*. Praha: Úřad pro technickou normalizaci, 2009.
- 92 ČSN EN ISO 4287. *Geometrické požadavky na výrobky (GPS) - Struktura povrchu: Profilová metoda - Termíny, definice a parametry struktury povrchu*. Praha: Český normalizační institut, 1999.
- 93 ČSN EN ISO 4288. *Geometrické požadavky na výrobky (GPS) - Struktura povrchu: Profilová metoda - Pravidla a postupy pro posuzování struktury povrchu*. Praha: Český normalizační institut, 1999.
- 94 ČSN EN ISO 3274. *Geometrické požadavky na výrobky (GPS) – Struktura povrchu: Profilová metoda – Jmenovité charakteristiky dotkových (hrotových) přístrojů*. Praha: Český normalizační institut, 1999.
- 95 METALLOGRAPHY LABORATORY SSAB STRIP PRODUCTS. *Interní informace*. Sweden, 2013.

- 96 MYHR, O.R., Ø. GRONG, H.G. FJÆR a C.D. MARIOARA. Modelling of the microstructure and strength evolution in Al-Mg-Si alloys during multistage thermal processing. *Acta Materialia*. 2004, vol. 52, issue 17, s. 4997-5008.
- 97 YAO, J.Y., D.A. GRAHAM, B. RINDERER a M.J. COUPER. A TEM study of precipitation in Al-Mg-Si alloys. *Micron*. 2001, vol. 32, issue 8, s. 865-870.
- 98 VERGATA, Tor. Mechanical behaviour of 6082-T6 aluminium alloy welds. *Metallurgical Science and Technology*. 2000, roč. 18, č. 1, s. 12-18.
- 99 ČSN EN ISO 6892-1. *Kovové materiály - Zkoušení tahem - Část 1: Zkušební metoda za pokojové teploty*. Praha: Český normalizační institut, 2010.

Vybrané publikace autora

- 100 FRANC, Aleš, KALOUS, Jan. Arc welding of heterogeneous joints between steel and aluminium. In BARTÁK, Jiří, ČERMÁK, Roman. *5th International PhD Conference on Mechanical Engineering - PhD 2007*. 1st edition. Plzeň: Západočeská univerzita v Plzni, 2007. ISBN 9788070435977.
- 101 FRANC, Aleš. Heterogenní svarové spoje hliník-ocel. In MENTL, Václav, et al. *Mate.o.d. - Forum 2007 : Advanced materials libraries for Materials Oriented Design. 1* : Vydavatelství ZČU, Plzeň, 2007. s. 77-86. ISBN 9788070436028.
- 102 KALOUS, Jan, FRANC, Aleš, KAISER, Jaroslav. Výzkum a vývoj moderních metod svařování In Výzkumná zpráva KMM, ZČU v Plzni, 2007.
- 103 MENTL, Václav, KAISER, Jaroslav, FRANC, Aleš. Provedení instrumentovaných zkoušek rázem v ohybu a rázem v tlaku na instrumentovaném kyvadlovém kladivu v mechanické zkušebně KMM/FST In Výzkumná zpráva KMM, ZČU v Plzni, 2007.
- 104 FRANC, Aleš. Podklady pro předmět Technologie 21. století - Nové směry ve svařování. ZČU v Plzni, 2009.
- 105 FRANC, Aleš. Charakteristické problémy vytváření heterogenních spojů oceli a hliníku. In *Nové předpisy a normy, moderní materiály a technologie svařování*. Plzeň: [s.n.], 2009.
- 106 FRANC, Aleš. Heterogeneous joints between steel and aluminium made by modified MIG process. In *METAL 2010*. Ostrava: TANGER, 2010. s. 586-589. ISBN: 9788087294178
- 107 ŠVANTNER, Michal, FRANC, Aleš. *Funkční vzorek - TBB/AMO-SJV. Zařízení pro měření teplot v průběžné krokové peci Arcelor Mittal Ostrava - Středoječná válcovna*. 2010.

- 108 HONNER, M., FRANC, A., ŠROUB, J., HRUŠKA, M., VOSTŘÁK, M., LANG, V. *Prototyp robotizovaného laserového technologického systému s 5 kW diskovým laserem*. 2011
- 109 FRANC, Aleš a TESAŘ Jiří. The influence of thermal load on properties of heterogeneous joints between steel and aluminium alloy. In: *Metal 2012: Conference proceedings*. Ostrava: Tanger, 2012, s. 987-992. 1st Edition. ISBN 9788087294314.

10 Příloha 1

Grafické znázornění průběhu svařovacího (elektrického) napětí a proudu pro jednotlivé technologické varianty.

