

**ČESKÉ VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V PRAZE
FAKULTA STROJNÍ
ÚSTAV STROJÍRENSKÉ TECHNOLOGIE**



DIPLOMOVÁ PRÁCE

**DIFÚZNÍ SVAŘOVÁNÍ KOMBINOVANÝCH SPOJŮ AL SLITIN A
KOROZIVZDORNÝCH OCELÍ**

**DIFFUSION WELDING OF COMBINED JOINTS OF AL ALLOYS AND
STAINLESS STEELS**

AUTOR: Bc. Matěj Gregor

STUDIJNÍ PROGRAM: Výrobní inženýrství

VEDOUCÍ PRÁCE: doc. Ing. Ladislav Kolařík, Ph.D., IWE

PRAHA 2023

I. OSOBNÍ A STUDIJNÍ ÚDAJE

Příjmení: **Gregor** Jméno: **Matěj** Osobní číslo: **483350**
Fakulta/ústav: **Fakulta strojní**
Zadávací katedra/ústav: **Ústav strojírenské technologie**
Studijní program: **Výrobní inženýrství**
Specializace: **Bez specializace**

II. ÚDAJE K DIPLOMOVÉ PRÁCI

Název diplomové práce:

Difúzní svařování kombinovaných spojů Al slitin a korozivzdorných ocelí

Název diplomové práce anglicky:

Diffusion welding of dissimilar joints of Al alloys and stainless steels

Pokyny pro vypracování:

- 1) Analýza problematiky difúzního svařování kombinovaných spojů, včetně popisu vybraných materiálů a používaných zařízení
- 2) Popis hlavních procesních parametrů difúzního svařování
- 3) Návrh experimentu pro vytvoření svarových spojů – stanovení mezních hodnot svařovacích parametrů
- 4) Vyhodnocení dosažených výsledků

Seznam doporučené literatury:

- [1] Kazakov, N.F.: Difúzní svařování. 1. vyd. Praha: SNTL, 1983
- [2] Turňa, M.: Špeciálne metódy zvarovania, Alfa, Bratislava, 1989, 384 s. ISBN 80-05- 00097-9
- [3] Kolařík, L.: Difúzní svařování titanu s korozivzdornou ocelí v inertní ochranné atmosféře, Habilitační práce, ČVUT v Praze, Praha, 2015
- [4] Shizardi, A.A. Diffusion Bonding Aluminium Alloys and Composites: New Approaches and Modeling, Cambridge, Thesis UoC, 1997

Jméno a pracoviště vedoucí(ho) diplomové práce:

doc. Ing. Ladislav Kolařík, Ph.D. ústav strojírenské technologie FS

Jméno a pracoviště druhé(ho) vedoucí(ho) nebo konzultanta(ky) diplomové práce:

Ing. Miroslav Sahu, Ph.D. ústav strojírenské technologie FS

Datum zadání diplomové práce: **26.04.2023**

Termín odevzdání diplomové práce: **11.08.2023**

Platnost zadání diplomové práce: **31.12.2023**

doc. Ing. Ladislav Kolařík, Ph.D.
podpis vedoucí(ho) práce

doc. Ing. Ladislav Kolařík, Ph.D.
podpis vedoucí(ho) ústavu/katedry

doc. Ing. Miroslav Španiel, CSc.
podpis děkana(ky)

III. PŘEVZETÍ ZADÁNÍ

Diplomant bere na vědomí, že je povinen vypracovat diplomovou práci samostatně, bez cizí pomoci, s výjimkou poskytnutých konzultací. Seznam použité literatury, jiných pramenů a jmen konzultantů je třeba uvést v diplomové práci.

Datum převzetí zadání

Podpis studenta

Prohlášení

Tímto prohlašuji, že jsem svou diplomovou práci vypracoval samostatně pod vedením doc. Ing. Ladislava Kolaříka, Ph.D., IWE, a to pouze s pomocí podkladů uvedených v seznamu použité literatury v souladu s Metodickým pokynem o dodržování etických principů při přípravě vysokoškolských závěrečných prací, vydaným ČVUT v Praze 1. 7. 2009.

Nemám závažný důvod proti užití tohoto školního díla ve smyslu § 60 Zákona č.121/2000 Sb., o právu autorském, o právech souvisejících s právem autorským a o změně některých zákonů (autorský zákon).

V Praze dne 10.8.2023

Bc. Matěj Gregor

Anotace

Tato práce se zabývá difúzním svařováním heterogenních spojů korozivzdorných ocelí a hliníkových slitin. Teoretická část charakterizuje vlastnosti svařovaných materiálů a uvádí základní informace o heterogenních spojích, teorii difúze a technologii difúzního svařování. V experimentální části je popsán návrh a realizace procesu svařování, stejně tak materiálové analýzy a zkoušky, kterým byly podrobeny úspěšně zhotovené difúzní spoje. Výstupem práce je zhodnocení možností a omezení použití difúzního svařování pro heterogenní spoje vybraných druhů korozivzdorných ocelí a hliníkových slitin.

Klíčová slova

Difúzní svařování, heterogenní spoje, korozivzdorná ocel, hliníková slitina, speciální metody svařování

Počet stran textu: 126

Počet obrázků: 75

Počet tabulek: 32

Počet příloh: 1

Annotation

The objective of this thesis is to explore the application of diffusion welding in bonding dissimilar materials, with a specific focus on stainless steels and aluminium alloys. The theoretical part involves characterization of welded materials and introduces key notions concerning heterogeneous joints, diffusion theory, and diffusion welding methodology. The experimental part encompasses planning and implementation of the welding procedure, accompanied by material tests and microstructure analysis conducted on the successfully formed diffusion welds. The findings of this thesis present an evaluation of the potential and limitations tied to employing diffusion welding to fabricate heterogeneous joints involving selected types of austenitic stainless steels and heat-treatable aluminium alloys.

Keywords

Diffusion bonding, diffusion welding, heterogeneous welds, heterogeneous joints, stainless steel, aluminium alloy, solid-state welding

Number of text pages: 126

Number of images: 75

Number of tables: 32

Number of appendix: 1

Poděkování

Mé poděkování patří v první řadě doc. Ing. Ladislavu Kolaříkovi, Ph.D., IWE za neobyčejně profesionální a zároveň lidský přístup k vedení mé práce. Moc děkuji také druhému vedoucímu práce, Ing. Miroslavu Sahulovi, Ph.D., IWE, který mi ochotně pomáhal s experimentální částí práce.

Za pomoc s přípravou vzorků a zodpovězení řady dotazů děkuji doc. Ing. Marii Kolaříkové, Ph.D., IWE a Ing. Martinu Sahulovi, Ph.D. Za zprostředkování přístupu a pomoc s obsluhou elektronového mikroskopu děkuji pracovníkům Ústavu materiálového inženýrství, Ing. Jakubovi Horníkovi, Ph.D. a Ing. Stanislavu Krumovi, Ph.D. V neposlední řadě děkuji prof. Dr. Ing. Antonínu Křížovi, IWE za asistenci při vyhodnocení EDS analýz a Ing. Vítovi Novákovi za provedení tahových zkoušek.

Závěrem chci poděkovat své rodině a svým nejbližším, kteří při mně stáli po celou dobu studia a podporují mě v tom, co v životě dělám.

Obsah

1	Úvod.....	10
2	Motivace vzniku diplomové práce.....	11
2.1	Aplikace heterogenních spojů.....	11
2.2	Využití korozivzdorných ocelí.....	12
2.2.1	Rozdělení a značení korozivzdorných ocelí.....	12
2.2.2	Obecné vlastnosti korozivzdorných ocelí.....	14
2.2.3	Austenitické Cr-Ni korozivzdorné oceli a jejich využití.....	15
2.3	Využití hliníkových slitin.....	16
2.3.1	Obecné vlastnosti hliníkových slitin.....	16
2.3.2	Rozdělení a značení hliníkových slitin.....	17
2.3.3	Slitiny hliníku určené ke tváření a jejich využití.....	18
2.3.4	Slitiny hliníku určené ke slévání a jejich využití.....	19
2.4	Cíle práce.....	20
3	Teorie difúze.....	21
3.1	Atomová teorie difúze.....	22
3.2	Fenomenologická teorie difúze.....	24
3.3	Difúzní mechanismy v kovech.....	26
3.4	Difúzní cesty.....	29
4	Difúzní svařování.....	33
4.1	Podstata difúzního svařování.....	33
4.1.1	Vliv materiálových vlastností na kvalitu difúzního spoje.....	34
4.1.2	Vliv povrchových vlastností na kvalitu difúzního spoje.....	35
4.1.3	Vliv procesních parametrů na kvalitu difúzního spoje.....	37
4.2	Tvorba difúzního spoje.....	39
4.2.1	Počáteční deformace a přiblížování povrchů.....	39
4.2.2	Zanikání kavit a počátek difúzního přenosu hmoty.....	40
4.2.3	Objemová difúze a migrace rozhraní.....	40
4.3	Aplikace difúzního svařování.....	41
4.4	Difúzní svařování heterogenních spojů.....	43
4.4.1	Definice heterogenních spojů.....	43
4.4.2	Zásady difúzního svařování heterogenních spojů.....	44
4.4.3	Difúzní svařování heterogenních spojů hliníkových slitin a ocelí.....	45
5	Návrh experimentu.....	48
5.1	Cíle experimentu.....	48
5.2	Výběr svařovaných materiálů.....	48
5.3	Charakteristika vybrané korozivzdorné oceli.....	49
5.3.1	Základní informace o vybrané korozivzdorné oceli.....	49
5.3.2	Svařitelnost vybrané korozivzdorné oceli.....	50
5.4	Charakteristika vybrané hliníkové slitiny.....	52
5.4.1	Základní informace o vybrané hliníkové slitině.....	52
5.4.2	Svařitelnost vybrané hliníkové slitiny.....	53
5.5	Použité analytické metody.....	57
5.5.1	Zkouška mikrotvrlosti.....	57
5.5.2	Metalografická analýza.....	59
5.5.3	Skenovací elektronová mikroskopie (SEM).....	61
5.5.4	Energiově disperzní spektrometrie (EDS).....	61
5.5.5	Tahová zkouška.....	62
5.6	Realizace experimentu.....	62

6	Příprava svařovacího procesu.....	64
6.1	Příprava vzorků.....	64
6.1.1	Dělení polotovarů.....	64
6.1.2	Vrtání vodicích děr.....	65
6.1.3	Broušení svarových ploch zkušebních vzorků.....	66
6.1.4	Složení sestavy vzorků.....	66
6.2	Použité experimentální svařovací zařízení.....	67
6.2.1	Konstrukce svařovacího zařízení.....	68
6.2.2	Postup práce na svařovacím zařízení.....	69
7	Průběh svařovacího procesu.....	71
8	Příprava vzorků pro analýzy.....	75
8.1	Označení vzorků.....	75
8.2	Dělení vzorků.....	76
8.3	Vytvoření metalografických výbrusů.....	77
8.4	Příprava zkušebních těles pro tahovou zkoušku.....	81
9	Výsledky analýz.....	83
9.1	Měření mikrotvrdomosti.....	83
9.1.1	Popis použitého tvrdoměru.....	83
9.1.2	Průběh mikrotvrdomosti na rozhraní spoje.....	85
9.1.3	Vliv svařovacího procesu na mechanické vlastnosti spoje.....	91
9.2	Metalografické analýzy.....	95
9.2.1	Popis použitého světelného mikroskopu.....	96
9.2.2	Pozorování mikrostruktury v neleptaném stavu.....	96
9.2.3	Pozorování mikrostruktury v leptaném stavu.....	106
9.3	Pozorování na skenovacím elektronovém mikroskopu.....	114
9.3.1	Popis použitého elektronového mikroskopu.....	114
9.3.2	Pozorování zhotovených difúzních spojů.....	116
9.3.3	EDS analýza rozhraní.....	120
9.4	Tahová zkouška.....	126
9.4.1	Popis použitého zkušebního stroje.....	126
9.4.2	Provedení tahové zkoušky.....	128
10	Vyhodnocení experimentu.....	130
10.1	Interpretace výsledků experimentu.....	130
10.1.1	Podmínky vytvoření difúzního spoje korozivzdorné oceli s hliníkovou slitinou.....	130
10.1.2	Optimální parametry svařovacího procesu z hlediska pevnosti spoje.....	130
10.1.3	Vliv svařovacího procesu na strukturu korozivzdorné oceli.....	131
10.1.4	Vliv svařovacího procesu na strukturu hliníkové slitiny.....	131
10.2	Diskuze výsledků experimentu.....	132
10.2.1	Možnosti a omezení difúzního svařování korozivzdorných ocelí a hliníkových slitin.....	132
10.2.2	Potenciál dalšího výzkumu.....	133
11	Závěr.....	135
12	Přílohy.....	136
12.1	Příloha 1 – Měření mikrotvrdomosti.....	136
12.1.1	Grafy zobrazující průběhy mikrotvrdomostí na rozhraní svařovaných vzorků.....	136
12.1.2	Tabulky relativní změny mikrotvrdomosti – měnlivost a směrodatná odchylka pro oba materiály.....	138

13	Seznamy	139
13.1	Seznam použitých literárních zdrojů.....	139
13.2	Seznam obrázků	143
13.3	Seznam tabulek	147
13.4	Seznam rovnic	148
13.5	Seznam zkratk.....	149

1 Úvod

Moderní dobu posledních třiceti let lze charakterizovat intenzivním technologickým rozvojem. Do popředí se dostávají digitální a komunikační technologie, pokroky zaznamenává také oblast umělé inteligence a automatizace. V pozadí nezůstávají průmyslová odvětví jako automotive, aerospace, energetika a zbrojní sektor, kde jsou neustále zvyšovány nároky na strojní součásti. Uspokojení požadavků si v mnoha případech žádá inovativní konstrukční, technologická a materiálová řešení. Vezmou-li se v potaz požadavky environmentální, bezpečnostní a legislativní, objevuje se před novodobými inženýry velká výzva.

Elegantní „všespásné“ řešení přináší v mnoha případech vývoj nových materiálů, které dovedou kompenzovat kompromisní návrhy a posouvají úroveň kvality součástí o stupeň výše. Vývoj nových spolehlivých materiálů je však časově, finančně a znalostně vyčerpávající proces, který se v dynamicky měnícím se prostředí nejeví vždy jako reálná cesta. V praxi se kombinace požadovaných vlastností dosahuje prostřednictvím spojování více materiálů v jeden celek.

V současnosti představuje v průmyslu nejrozšířenější způsob spojování technologie svařování. Konkrétně se jedná o metody tavného svařování, které lze použít pro spojování široké palety materiálů. Slepé místo použití těchto metod vzniká v případě, kdy si náročné aplikace žádají vytvoření spoje skládajícího se z materiálů vzájemně nesvařitelných tavným způsobem. Jedná se o materiály výrazně se lišící fyzikálními a chemickými, potažmo metalurgickými, mechanickými a technologickými vlastnostmi. Z tohoto důvodu vzniká řada speciálních metod svařování, které podstatně rozšiřují možnosti svařování nových materiálových kombinací. Tyto metody využívají k vytvoření spojů principiálně odlišné způsoby, při kterých nedochází k výraznému tepelnému a chemickému ovlivnění spojovaných materiálů.

Mezi takové metody patří například difúzní svařování, které v teoretické rovině umožňuje spojení téměř jakýchkoliv materiálů (kovů i nekovů). Difúzní svařování je možné využít v široké škále aplikací od výroby elektroniky a senzorů až po letectví, kosmonautiku, jaderný průmysl, či specializované vědecké oblasti.

Náplní této diplomové práce je prozkoumat aplikaci difúzního svařování pro vytvoření heterogenního spoje austenitické korozivzdorné oceli a vytvrditelné hliníkové slitiny. První část práce je věnována teoretickým základům difúze a difúzního svařování. Druhá část práce popisuje provedení experiment od návrhu svařovacího procesu a zhotovení spojů po provedení a vyhodnocení materiálových analýz a zkoušek. Poslední kapitola je věnována diskuzi dosažených výsledků.

2 Motivace vzniku diplomové práce

Tato kapitola vysvětluje motivaci vzniku této diplomové práce. Jejím cílem je na úvod práce ukázat aplikační potenciál heterogenních spojů korozi-vzdorných ocelí a hliníkových slitin. Tyto materiálové skupiny jsou dále podrobněji charakterizovány. Závěr kapitoly je věnován stanovení cílů práce.

2.1 Aplikace heterogenních spojů

Podstatou heterogenních spojů je vytvoření jednotného celku složeného ze dvou nebo více materiálů, které kombinují své vlastnosti s cílem dosažení synergického efektu. Heterogenní spoje se v dnešní době objevují např. v automobilovém průmyslu, kde jsou odporově svařovány oceli s hliníkovými slitinami, nebo v leteckém průmyslu, kde jsou hliníkové slitiny svařovány se slitinami titanu využitím laseru. Pro konstrukční aplikace ve stavebnictví a energetice jsou svařovány různé druhy ocelí metodami MIG a MAG. Pro tyto tavné způsoby je zásadním kritériem svažitelnosti „metalurgická kompatibilita“, případně volba správného přídavného materiálu a zajištění ochrany svarové lázně. Vyskytují se však materiálové kombinace, které podmínku metalurgické kompatibility nesplňují, například korozi-vzdorné oceli a hliníkové slitiny. (1) (2), (3), (4), (5), (6)

Uvedená kombinace materiálů je prakticky nesvažitelná tavnými metodami svařování a pro zhotovení takového heterogenního spoje je potřeba přistoupit k alternativním přístupům, které nabízejí speciální technologie svařování. Mezi těmito metodami se pro tento úkol jeví mimořádně vhodná metoda difúzního svařování, která teoreticky uvedené materiály umožňuje spojit. Motivací pro ověření možnosti vytvoření takového spoje je obrovský potenciál, který spočívá v kombinaci vlastností korozi-vzdorné oceli a hliníkové slitiny.

Oba materiály vykazují výbornou odolnost proti korozi v různých korozi-vzdorných prostředích, jsou dobře svažitelné, tvářitelné a poměrně rozšířené a dostupné. Korozi-vzdorné oceli vynikají pevností a houževnatostí, hliníkové slitiny zase nízkou měrnou hmotností a elektrickou/tepelnou vodivostí. Pro experimentální část této práce byly proto vybráni zástupci z nejrozšířenějších skupin uvedených materiálů, austenitická korozi-vzdorná ocel 1.4301 [X5CrNi18-10] a vytvrditelná hliníková slitina EN AW-6082 [AlSi1MgMn].

2.2 Využití korozivzdorných ocelí

Tato kapitola je věnována obecnému popisu korozivzdorných ocelí v návaznosti na jejich fyzikálně-chemické vlastnosti a uvádí možnosti využití těchto slitin v průmyslu. Cílem je představit aplikačního potenciálu druhého z materiálů tvořících heterogenní difúzní spoj, jehož zhotovení je hlavní náplní diplomové práce.

2.2.1 Rozdělení a značení korozivzdorných ocelí

Současně platná norma ČSN EN 10020 pro definici a rozdělení ocelí definuje ocel jako „materiál, jehož hmotnostní podíl železa je větší než kteréhokoliv jiného prvku, obsah uhlíku je všeobecně menší než 2 % a obsahuje další prvky“. V rámci této normy jsou oceli rozděleny do hlavních skupin jakosti na: (7)

- Nelegované
- Korozivzdorné
- Ostatní legované oceli

V tomto dělení jsou korozivzdorné oceli definovány jako „oceli s minimálním obsahem chromu 10,5 % a s maximálním obsahem uhlíku 1,2 %“ a dále se rozdělují podle dvou kritérií: (7)

- Podle obsahu niklu
- Podle základních vlastností

Podle obsahu niklu se korozivzdorné oceli dělí na oceli s obsahem niklu nižším než 2,5 % a oceli s obsahem niklu 2,5 % nebo vyšším. Podle základních vlastností se korozivzdorné oceli dále dělí na korozivzdorné oceli, žáruvzdorné oceli a žárupevné oceli. Dále norma ČSN EN 10020 dělení korozivzdorných ocelí nerozvádí. Velmi podobným způsobem rozděluje korozivzdorné oceli norma ČSN EN 10088-1, která dělí korozivzdorné oceli do tří skupin podle tří kritérií: (7) (8) (9)

- Podle užitečných vlastností
- Podle mikrostruktury
- Podle hlavních legujících prvků

První dělení rozlišuje korozivzdorné oceli podle hlavních užitečných vlastností na tři skupiny ocelí: (8)

- Oceli odolné korozi
- Žáruvzdorné oceli
- Žáropevné oceli

Podrobnější dělení včetně systému značení je pro názornější představu uvedeno v podobě samostatné Tabulky 1 v závěru kapitoly. Druhý způsob dělení rozlišuje 5 skupin korozivzdorných ocelí podle mikrostruktury: (8)

- Feritické oceli
- Martenzitické oceli
- Precipitačně vytvrditelné oceli
- Austenitické oceli
- Austeniticko-feritické (duplexní) oceli

Posledním způsobem dělení dle normy ČSN EN 10088-1 je dělení podle hlavních legujících prvků. V následujícím seznamu je uveden název skupiny a v závorce hlavní legující prvky, který mají zásadní vliv na vlastnosti dané oceli: (8)

- Chromové a chromniklové korozivzdorné oceli (Cr, Ni)
- Korozivzdorné oceli typu CrNiMo (Cr, Ni + Mo)
- Manganové korozivzdorné oceli (Cr, Ni + Mn)
- Nízkouhlíkaté korozivzdorné oceli (Cr, Ni)
- Korozivzdorné oceli se zvýšeným obsahem dusíku (Cr, Ni + N)
- Stabilizované korozivzdorné oceli (Cr, Ni + Ti, Nb, Zr)
- Korozivzdorné oceli se zvýšeným obsahem síry (Cr, Ni + S)

Následující tabulka uvádí skupiny korozivzdorných ocelí odpovídající rozdělení dle hlavních užitných vlastností a značení dle EN 10027-2.

Tab. 1 – Přehled rozdělení a značení korozivzdorných ocelí dle ČSN EN 10088-1 (8)

Vlastnost	Označení EN 10027-2	Specifikace
Korozivzdornost	1.40xx	<2,5 % Ni, bez Mo, bez speciálních přísad
	1.41xx	<2,5 % Ni, s Mo, bez speciálních přísad
	1.43xx	≥2,5 % Ni, bez Mo, bez speciálních přísad
	1.44xx	≥2,5 % Ni, s Mo, bez speciálních přísad
	1.45xx	Obsahuje speciální přísady, např. Ti, Nb, Cu
	1.46xx	Obsahuje speciální přísady, např. Ti, Nb, Cu
Žárovzdornost	1.47xx	<2,5 % Ni
	1.48xx	≥2,5 % Ni
Žáropevnost	1.49xx	Bez specifikace

Systemů značení korozivzdorných ocelí je ve světě rozšířena celá řada, norma ČSN EN 10088-1 uvádí v Příloze A srovnání značek různých běžně používaných systémů. Tabulka 2 naznačuje ekvivalentní označení austenitické Cr-Ni korozivzdorné oceli, která je svařována v rámci experimentu popsaného v praktické části této diplomové práce. (8)

Tab. 2 – Přehled alternativních označení korozivzdorné oceli svařované v rámci experimentu (8)

Označení dle normy				
ISO číselné	ISO značka	ASTM A959/UNS	EN 10088-1:2014	GB/T20878/ISC
4301-304-00-I	X5CrNi18-10	S30400 W	1.4301	S30408

2.2.2 Obecné vlastnosti korozivzdorných ocelí

Hlavní vlastností korozivzdorných ocelí je zvýšená odolnost proti korozi, kterou zajišťuje přítomnost Cr v tuhém roztoku nad hranici 10,5 % až 12 %. Materiálové vlastnosti lze dále ovlivnit množstvím legujících prvků jako např. Ni, Mn, Mo, N a C, jejichž přítomnost se projeví na mechanických, fyzikálních a chemických vlastnostech. Strukturu matrice korozivzdorných ocelí je možné modifikovat změnou chemického složení. Z tohoto důvodu je skupina korozivzdorných ocelí použitelná pro širokou škálu aplikací. (10)

Korozivzdorné oceli mohou být magnetické (feritické, martenzitické) i nemagnetické (austenitické). Dosahují pevností přes R_m 1400 MPa (vytvrditelné), mají vysokou tažnost (A_5 až 45 % pro austenitické oceli) a výborné křehkolomové vlastnosti při nízkých teplotách (nárazová práce až 60 J při teplotě -196 °C).

Co se týče odolnosti proti korozi, odolávají korozivzdorné oceli všem druhům koroze (bodová, důlková, štěrbinová, selektivní, mezikrystalová, pod napětím), korozním činidlům (oxidační, redukční, kyseliny, zásady) ve všech prostředích (přírodní, městské, průmyslové, přímořské). (10)

Z hlediska zpracovatelnosti a technologických vlastností jsou korozivzdorné oceli dobře tvářitelné (feritické, austenitické) se sklony k výraznému deformačnímu zpevnování (austenitické) a relativně těžko obrobitelné (austenitické, martenzitické). Dobře se svařují, ale je třeba brát v potaz jejich vysoký koeficient teplotní roztažnosti (až $19,5 \cdot 10^{-6} \cdot K^{-1}$) a tepelné vodivosti (až $15 W \cdot m^{-1} \cdot K^{-1}$) a přizpůsobit tak svařovací proces (minimalizovat přehřev, limitovat vnesené teplo). (10) (9)

2.2.3 Austenitické Cr-Ni korozivzdorné oceli a jejich využití

Experimentální část diplomové práce je věnována tvorbě heterogenního spoje, kde jeden ze svařovaných materiálů představuje austenitická chromniklová ocel. Tato kapitola popíše základní vlastnosti a využití tohoto druhu oceli.

Chromniklové oceli jsou, jak název napovídá, korozivzdorné oceli, jejichž hlavní legující prvky představují chrom a nikl. Austenitická struktura těchto ocelí je důsledkem kombinace vlivů feritotvorných (Cr) a austenitotvorných (Ni, C) prvků. Ve struktuře je většinou zastoupena austenitická fáze, která ovšem může obsahovat malý podíl feritu (při nízkém obsahu Ni) a karbidů (při vysokém obsahu C). V porovnání s ostatními druhy korozivzdorných ocelí mají austenitické korozivzdorné oceli nižší mez kluzu a pevnost, ale vynikají vysokou tažností a houževnatostí. Z hlediska zpracovatelnosti je většina austenitických korozivzdorných ocelí dobře tvářitelná a svařitelná, ale obtížně obrobitelná. (11)

Kromě chemického složení má na konečnou strukturu a vlastnosti Cr-Ni ocelí vliv také způsob tepelného zpracování. Austenitické oceli se používají ve stavu po rozpouštěcím žhání (při teplotě 1000 až 1100 °C) a ochlazení do vody. V případě Cr-Ni ocelí s nižším obsahem niklu může v důsledku tváření nebo rychlého ochlazení během tepelného zpracování austenit částečně transformovat na martenzit. Tato přeměna se projeví změnou mechanických vlastností (zvýšení pevnosti, snížení houževnatosti). (11) (10)

Martenzitická přeměna může být vynucena také lokálním ochuzením austenitu o přísady a uhlík, které je způsobeno žháním v oblasti 500 až 800 °C, při kterém dochází k vylučování fází σ a precipitaci karbidů chromu po hranicích zrn. Tyto karbidy bohaté na chrom způsobují lokální pokles obsahu chromu v tuhém roztoku pod hodnotu 12 %, čímž je porušena podmínka korozivzdornosti a materiál se tak stává náchylným na vznik mezikrystalové koroze. Tento jev se odehrává v řádu jednotek minut a je typickou součástí teplotních cyklů, kterými jsou korozivzdorné oceli podrobovány během svařování. Riziko vzniku mezikrystalové koroze lze snížit dvěma způsoby. První způsob spočívá v použití základních materiálů se sníženým obsahem uhlíku (pod obsah 0,02 %), kdy precipitaci karbidů chromu není zabráněno, ale jejich velikost a množství je z hlediska šíření mezikrystalové koroze zanedbatelná. Proces výroby ocelí s nízkým obsahem uhlíku je však náročný a nákladný, proto se precipitaci chromových karbidů předchází častěji tzv. stabilizací ocelí. Tento proces představuje druhý způsob snižování rizika vzniku mezikrystalové koroze a spočívá v legování oceli přísadami, které mají větší slučivost s uhlíkem než chrom. Tímto způsobem nedochází při ohřevu do oblasti kolem 700 °C na hranicích austenitických zrn k precipitaci karbidů chromu, nýbrž zde precipitují karbidy stabilizačních přísad (Ti, Nb, Ta). Většina současně vyráběných korozivzdorných ocelí určených ke svařování má snížený obsah uhlíku a je stabilizována. (11)

Austenitické Cr-Ni oceli jsou využívány pro aplikace vyžadující jak korozivzdorné, tak žárovzdorné vlastnosti. Běžně jsou z těchto ocelí vyráběny součásti pro chemický průmysl pracující do teploty 400 °C, které musí odolávat chemickému napadení kyselin. Naopak je použití součástí z austenitických Cr-Ni ocelí nevhodné v redukčních prostředích, které podporují jejich chemickou aktivitu (korozi). Oceli se zvýšeným obsahem Ni jsou díky zvýšené stabilitě austenitické struktury vhodné pro tváření za studena. (11)

Žárovzdornost je zajištěna zvýšeným obsahem Cr (až 27 %) na Ni (až 40 %). Tyto austenitické Cr-Ni oceli mohou pracovat při teplotách dosahujících až 1100 °C, například jako součásti sklářských pecí. (11)

2.3 Využití hliníkových slitin

Tato kapitola si klade za cíl charakterizovat nejvýznamnější skupiny hliníkových slitin v návaznosti na jejich fyzikálně-chemické vlastnosti a nastínit možnosti využití těchto slitin v průmyslu. Usiluje tak o představení aplikačního potenciálu jednoho z materiálů tvořících heterogenní difúzní spoj, jehož zhotovení je hlavní náplní diplomové práce.

2.3.1 Obecné vlastnosti hliníkových slitin

Hliník, tvořící tuhé roztoky s širokou škálou prvků, představuje technicky významný kov, jehož slitiny nacházejí uplatnění v mnoha aplikacích. Technicky čistý hliník se vyznačuje malou měrnou hmotností, dobrou elektrickou a tepelnou vodivostí, výjimečnou korozní odolností a dobrou technologickou zpracovatelností. Technicky čistý hliník je zejména z důvodu nízkých mechanických (pevnostních) vlastností běžně legován, čímž dochází ke vzniku slitin odlišných vlastností. Technicky významné hliníkové slitiny jsou nejčastěji legovány křemíkem (Si), hořčíkem (Mg), mědí (Cu), manganem (Mn) a zinkem (Zn). Není výjimkou použití slitin obsahující zastoupení více než jednoho legujícího prvku. Možnost měnit chemické složení hliníkových slitin poskytuje prostor pro modifikaci vlastností materiálu v souladu s konkrétními požadavky na výrobu a použití. Výbornou korozní odolnost způsobuje tenká souvislá vrstva Al_2O_3 , která se tvoří na povrchu materiálu při kontaktu se vzdušným kyslíkem. Oxidická vrstva chrání materiál před nežádoucím působením atmosférických, tepelných a chemických vlivů (zejména působení kyselin), ale výrazně zhoršuje tavnou svařitelnost těchto materiálů. (11), (12)

2.3.2 Rozdělení a značení hliníkových slitin

Existuje několik způsobů, jak rozdělit hliníkové slitiny. V technické praxi je zažito dělení podle způsobu zpracování, kde jsou slitiny hliníku rozděleny na: (13)

- Slitiny hliníku určené ke tváření
- Slévárenské slitiny hliníku

Slitiny hliníku určené ke tváření mohou být dále rozděleny podle možnosti vytvrzení na: (13)

- Vytvrditelné
- Nevytvrditelné

O tom, zda bude možné danou hliníkovou slitinu vytvrdit, rozhoduje chemické složení dané slitiny. Hlavní typy vytvrditelných a nevytvrditelných hliníkových slitin jsou uvedeny následující Tabulce 3: (13)

Tab. 3 – Rozdělení typů hliníkových slitin dle způsobu zpracování

Vytvrditelné slitiny hliníku	Nevytvrditelné slitiny hliníku
Al-Cu-Mg	Al-Mg
Al-Mg-Si	
Al-Zn-Mg	Al-Mn
Al-Zn-Mg-Cu	

Mezi slévárenské slitiny hliníku patří slitiny typu, Al-Si-Mg, Al-Si-Cu, Al-Si-Cu-Ni, Al-Cu a Al-Mg. Hlavním legujícím prvkem technicky nejvýznamnějších slévárenských slitin je křemík (Si), podle jehož obsahu lze slévárenské slitiny hliníku dělit na: (13)

- Podeutektické (4,5 až 10 % Si)
- Eutektické (10 až 13 % Si)
- Nadeutektické (více než 13 % Si)

Co se týká systému značení, v České republice se v současnosti k označování hliníkových slitin používají normy ČSN EN 573-1,2,3 (pro slitiny hliníku určené ke tváření) a ČSN EN 1706 (pro slévárenské slitiny hliníku). Vzhledem k materiálu použitému v experimentální části této práce je detailněji popsán systém značení hliníkových slitin určených ke tváření. Normy řady ČSN EN 573 představují dva způsoby označování hliníkových slitin – číselným označením a chemickými značkami. Systém číselného označování je přednostní a označování chemickými značkami se uvádí pouze jako referenční.

Oba způsoby značení mají stejný počátek, který je tvořen předponou EN, mezerou a písmeny AW. Písmeno A odpovídá druhu materiálu (hliníku, anglicky „aluminium“) a písmeno W odpovídá způsobu zpracování daného materiálu (tvářený/kovaný, anglicky „wrought“). Dále v případě číselného označení následuje čtyřčíslí, které identifikuje příslušnou hliníkovou slitinu dle chemického složení. Pro základní orientaci má největší význam první cifra čtyřčíslí, která dělí hliníkové slitiny do osmi řad podle hlavních přísadových prvků. Přehled číselného označování představuje Tabulka 4. (14)

Tab. 4 – Přehled řad hliníkových slitin dle číselného značení definovaného normou ČSN EN 573-3

Řada hliníkových slitin	Hlavní slitinové prvky
1000	Žádné, minimální obsah Al 99,00 %
2000	Měď (Cu)
3000	Mangan (Mn)
4000	Křemík (Si)
5000	Hořčík (Mg)
6000	Hořčík (Mg) a křemík (Si)
7000	Zinek (Zn)
8000	Různé

V případě značení chemickými značkami po předponě EN AW následuje výčet chemických prvků včetně číselného vyjádření jejich střední hodnoty procentuálního (hmotnostního) zastoupení. Porovnání uvedených dvou způsobů značení hliníkových slitin uvádí Tabulka 5.

Tab. 5 – Porovnání druhů označení hliníkových slitin definovaných normou ČSN EN 573

Označení číselnými značkami	Označení chemickými značkami
EN AW-6082	EN AW- AlSi1MgMn

Pro větší názornost chemického složení jsou v následující kapitole konkrétní příklady hliníkových slitin označovány také chemickými značkami.

2.3.3 Slitiny hliníku určené ke tváření a jejich využití

Tvářené slitiny hliníku se vyznačují poměrně nízkým obsahem legur (nižší jednotky procent), které přímo souvisí s možností zvyšování hodnot mechanických vlastností prostřednictvím vytvrzování. Neznamená to ale, že úplně všechny slitiny hliníku určené ke tváření jsou vytvrditelné. Podmínkou vytvrditelnosti je možnost vytvoření přesyceného homogenního tuhého roztoku a řízení jeho rozpadu (s klesající teplotou musí rozpustnost přísady klesat).

U některých slitin (např. Al-Mg) se vytvrzování nevyužívá z důvodu malého stupně přesycení i při vysokých ochlazovacích rychlostech, který se po stárnutí projeví minimálním zvýšením pevnosti. Z tohoto důvodu lze hliníkové slitiny také dělit na vytvrditelné a nevytvrditelné. (11), (12)

Mezi nevytvrditelné slitiny hliníku určené ke tváření patří např. binární slitiny, kde je hliník legován manganem či hořčíkem. Jedná se např. o slitiny AlMn1, AlMg3, AlMg5 nebo tříložkovou (ternární) slitinu AlMg4,5Mn0,7, či AlMg4,5MnZr. Tyto slitiny se hojně využívají v leteckém, potravinářském a chemickém průmyslu nejčastěji z důvodu vhodných vlastností kombinujících zvýšenou pevnost, nízkou hmotnost a dobrou korozní odolnost. Vyznačují se také poměrně dobrou svařitelností, a proto patří mezi nejčastěji svařovanou skupinu hliníkových slitin. Další poměrně často používanou skupinu hliníkových nevytvrditelných slitin ke tváření tvoří Al-Si slitiny, mezi které patří například AlSi5 a AlSi10. Tyto slitiny se vyznačují lepší svařitelností než slitiny typu Al-Mg, neboť přítomnost křemíku zajišťuje na úkor horších mechanických vlastností lepší tekutost, která přispívá k formování svarové housenky. Tyto materiály nacházejí uplatnění v potravinářském průmyslu a mohou být dodávány jako dráty, plechy, pásy nebo desky. (11)

Mezi vytvrditelné slitiny hliníku určené ke tváření lze řadit ternární slitiny, kde jako hlavní vytvrzující přísada vystupuje měď, křemík a zinek. Obecně tak lze vytvrditelné slitiny hliníku rozdělit do tří skupin, tj. Al-Mg-Si, Al-Cu-Mg a Al-Zn-Mg. Konkrétním příkladem může být AlMgSi1, slitina využívaná ve stavebnictví a elektrotechnice díky snadné zpracovatelnosti a dobré elektrické vodivosti, nebo AlCu4Mg1 s horšími korozními, ale vynikajícími pevnostními a únavovými vlastnostmi, využívaná v aplikacích pro strojírenství a letectví. Slitiny s mědí však vykazují horší svařitelnost, neboť právě měď ji zde zhoršuje. Slitina AlZn5Mg2 dosahuje nejvyšších hodnot mechanických vlastností mezi tvářenými slitinami hliníku a je využívána v letectví a stavebnictví. Vytvrditelná slitina hliníku určená ke tváření je jedním z materiálů tvořící difúzní spoj, jehož tvorbou se zabývá tato práce, a je podrobněji charakterizována v kapitole 5.4. (11)

2.3.4 Slitiny hliníku určené ke slévání a jejich využití

Slévárenské slitiny hliníku se vyznačují vyšším obsahem legujících prvků, které mohou mít v tekutém stavu neomezenou rozpustnost, ale během chladnutí segregují. Také v případě segregace lze principiálně hovořit o rozpadu tuhého roztoku při změně rozpustnosti, ale výsledná struktura je v porovnání s precipitačně vytvrditelnými slitinami jiná. Odlišnosti konečných vlastností slitiny jsou dány rozmístěním a disperzností (rozměrem a počtem) vyloučených částic. Přítomnost segregátů ve struktuře se projevuje zpevněním slitiny, zvýšením tvrdosti a snížením plasticity. (11), (12)

Mezi nejvýznamnější slitiny hliníku určené k lití patří slitiny typu Al-Si, tzv. siluminy, kde místo hlavní přísady zaujímá křemík. Kvalita finálních siluminových odlitků je závislá na chemickém složení a způsobu ovlivnění krystalizace prostřednictvím modifikace a očkování. Využití modifikačních a očkovacích prostředků je kritické zejména pro slitiny s obsahem křemíku nad eutektickou koncentrací (12,6 %), kde zajišťují zjemnění primárních krystalů křemíku. Vlastnosti odlitků mohou být dále ovlivněny přidáním třetí složky, která může podporovat zvýšení pevnosti (Mn), možnost vytvrzení (Cu, Mg), potlačení difúzních dějů za vysokých teplot (Co, Cr), korozní odolnost (Mg) a obrobitelnost (Mg). Široké spektrum vlastností těchto slitin poskytuje možnost jejich aplikace v mnoha odvětvích. Z hlediska svařování jsou slévárenské slitiny mnohem méně používané než slitiny tvářené, které jsou díky jemnozrnné struktuře pro svařování vhodnější. (11), (13)

Podutektické siluminy (Al-Si) se využívají pro menší, tvarově jednodušší, mechanicky méně namáhané odlitky. Eutektické siluminy, jejichž obsah křemíku se pohybuje kolem hodnoty 12 % mají vynikající zabíhavost, která umožňuje výrobu tenkostěnných a tvarově složitých odlitků. Nejčastěji jsou eutektické siluminy využívány pro výrobky automobilového a leteckého průmyslu. Nadeutektické siluminy (modifikované) nacházejí využití v otěruvzdorných aplikacích, jako např. odlitky pístů spalovacích motorů. Kromě siluminů jsou dále rozšířeny např. hliníkové slitiny typu Al-Cu-Ni-Mg a Al-Mg-Si-Mn pro složité a značně mechanicky a tepelně namáhané odlitky, nebo slitiny typu Al-Mg pro dynamicky namáhané součásti pracující v korozně agresivním prostředí. (13)

2.4 Cíle práce

Tato práce si klade za cíl ověřit možnost využití technologie difúzního svařování pro zhotovení spoje korozivzdorných ocelí a hliníkových slitin a případně nalézt optimální podmínky svařování z hlediska konečných mechanických vlastností spoje, které vedou k jeho úspěšnému vytvoření. Výsledky práce jsou interpretovány formou rozbor procesu difúzního svařování, který vede k nejlepšímu výsledným vlastnostem spoje. Rozbor je založený na materiálových analýzách a zkouškách, kterým byly podrobeny zhotovené difúzní spoje. Na základě tohoto rozboru jsou zhodnoceny možnosti a omezení aplikace technologie difúzního svařování pro vytvoření heterogenních spojů korozivzdorných ocelí a hliníkových slitin.

3 Teorie difúze

Pro pochopení materiálových procesů doprovázejících vznik difúzního spoje je potřeba nejprve představit podstatu difúzního děje. Difúze je tepelně aktivovaný přenosový děj, při kterém se v pevné, kapalné nebo plynné látce pohybují atomy, molekuly, ionty nebo vakance. V kontextu této práce je pozornost věnována výhradně difúzi v pevných látkách, resp. kovech. Cílem této kapitoly je nastínit základní teoretické poznatky a koncepty týkající se difúze, která představuje mocný nástroj pro vysvětlení řady důležitých jevů, které se v technických materiálech odehrávají, příkladem může být proces tání, precipitace, segregace, oxidace, tepelné a chemicko-tepelné zpracování, rekrytalizace, creep a další. (15) (16)

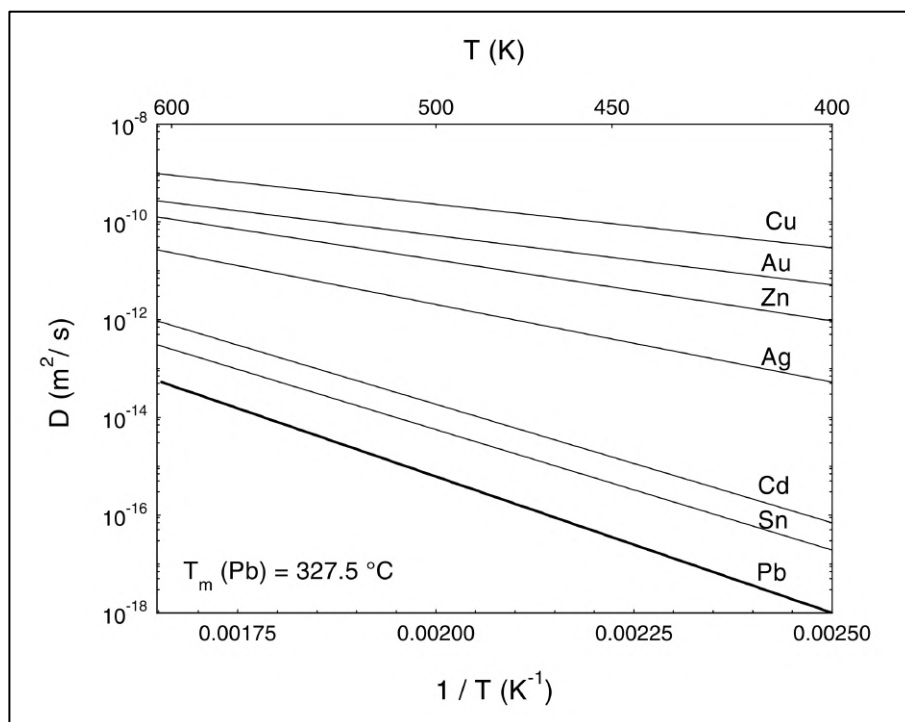
Jak již bylo uvedeno, difúze je tepelně aktivovaný děj. To znamená, že aby mohla difúze v materiálu probíhat, je potřeba materiál zahřát na určitou teplotu. Pro většinu materiálů dále platí, že intenzita difúzních pochodů se zvyšující se teplotou poroste. Závislost difúze na teplotě popisuje Arrheniův vztah, který je definován Rovnicí 1. (15)

$$D = D^0 \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad \text{Rovnice 1}$$

Kde:

$D [m^2 \cdot s^{-1}]$	difuzivita
$D^0 [m^2 \cdot s^{-1}]$	frekvenční faktor
$Q [kJ \cdot mol^{-1}]$	aktivační energie
$R [kJ \cdot mol^{-1} \cdot K^{-1}]$	molární plynová konstanta
$T [K]$	teplota

Vynesením Rovnice 1 do logaritmických souřadnic (viz Obrázek 1) lze ilustrovat závislost difuzivity na teplotě – pojem difuzivita je podrobněji vysvětlen v kapitole 3.1, prozatím je možné si difuzivitu představit jako schopnost prvku difundovat v určitém prostředí. Z Rovnice 1 je patrné, že se zvyšující se teplotou difuzivita roste, použitím příkladu z praxe si lze zvýšení difuzivity představit jako rychlejší pohyb částic projevující se například rychlejším mísením nebo rozpouštěním atomů látky A v látce B. (15)



Obr. 1 – Graf závislosti difuzivity kovů (Cu, Au, Zn, Ag, Cd, Sn, Pb) na teplotě (15)

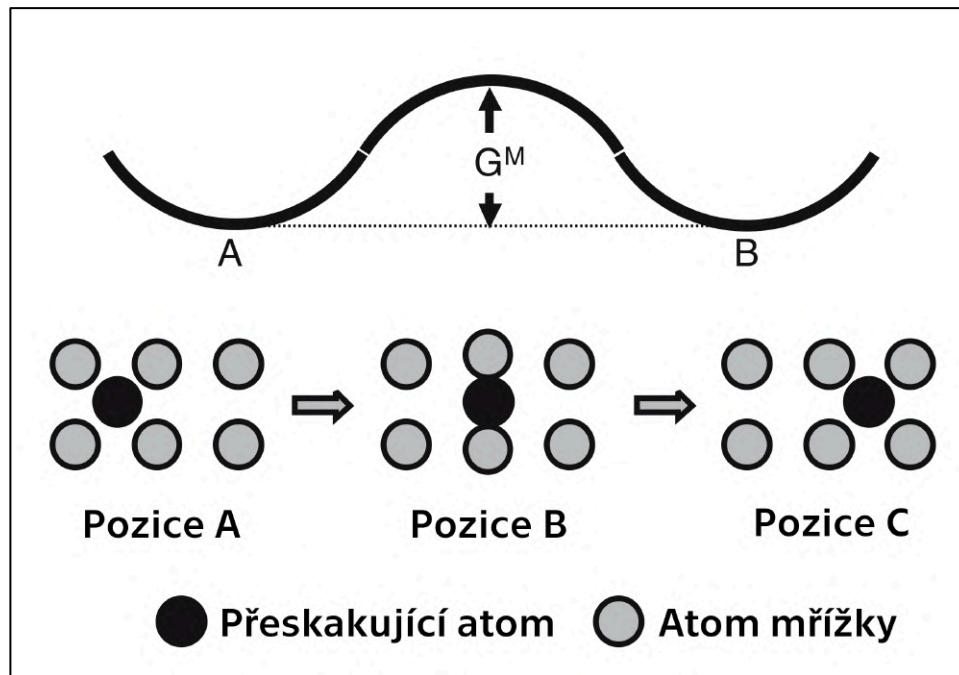
Samotný způsob, kterým k přenosu hmoty při difúzním ději dochází, je popsán dvěma teoriemi, teorií atomovou (fyzikální) a teorií fenomenologickou (kinetickou). (17), (18)

3.1 Atomová teorie difúze

Atomová teorie difúze předpokládá, že se částice v krystalové mřížce pohybují pomocí přeskoků, které jsou obecně náhodné a nespojité, a lze popsat jejich směr, velikost a frekvenci. Nutnou podmínkou k uskutečnění přeskoků je přítomnost bodové vady v krystalické mřížce daného materiálu – vakance.

Difúzní přeskoky mohou být usměrněny (lze ovlivnit jejich směr a frekvenci) pomocí tzv. hybných sil difúze. Hybné síly difúze lze rozdělit na hybné síly fyzikální a termodynamické. V praxi se k usměrnění difúzních toků nejčastěji využívá hybných sil termodynamických a jimi vyvolaných gradientů termodynamických potenciálů. Jedná se o gradienty koncentrační, teplotní a tlakové. Velikost termodynamických gradientů má zásadní vliv na rychlost difúze a tím pádem na čas potřebný pro realizaci difúzních procesů. Tyto gradienty totiž v určitém směru snižují velikost energetických bariér, které brání volnému pohybu částic v krystalové mřížce a nutí je kmitat kolem uzlových bodů představujících energeticky nejvýhodnější polohu. Snížení energetické bariéry tak zvyšuje pravděpodobnost, že k přeskokům částice dojde ve vybraném krystalografickém směru, protože energeticky nejvýhodnější polohu již nepředstavuje pouze původní uzlový bod mřížky.

Graficky lze pohyb difundující intersticiální částice ilustrovat Obrázkem 2. Zde je možné sledovat přeskakující atom z jedné intersticiální pozice A do druhé intersticiální pozice C. Cestou z pozice A do pozice C však musí překonat již zmíněnou energetickou bariéru o velikosti G^M v pozici B. Tuto bariéru ve skutečnosti představují vazebné síly sousedních atomů, které brání volnému pohybu intersticiálních atomů. K překonání pozice B je nutné, aby měl přeskakující intersticiální atom dostatečnou energii k distorzi mřížky. (17), (18), (15)



Obr. 2 – Schéma difúzního přeskoků intersticiálního atomu (15)

Rychlost difúze (přenosu částic) je dále závislá na počtu mřížkových poruch v materiálu – čím větší je koncentrace mřížkových poruch, tím větší je pravděpodobnost změny polohy částic a přenosu hmoty. Rychlost difúze lze popsat pomocí tzv. „středního kvadratického přemístění“, které vyjadřuje, jak daleko od výchozí pozice se bude nacházet částice za určitou dobu po sérii náhodných přeskoků. Střední kvadratické přemístění lze vyjádřit pomocí Rovnice 2 jako: (15) (18)

$$(\overline{X_n})^2 = 6Dt$$

Rovnice 2

Kde:

$(\overline{X_n})^2 [m^2]$	střední kvadratické přemístění
$D [m^2 \cdot s^{-1}]$	difúzní součinitel (difuzivita)
$t [s]$	doba pohybu částice

Střední kvadratické přemístění je definováno pomocí difúzního součinitele (difuzivity), který charakterizuje schopnost difúze (pohybu) částice v daném prostředí/materiálu. Difuzivita soustavy (bez vlivu hybných sil) roste s velikostí mřížkového parametru (meziatomovou vzdáleností) a frekvencí přeskoků, a je dána Rovnicí 3. (17), (18)

$$D = a^2 f_0 \quad \text{Rovnice 3}$$

Kde:

a [m] mřížkový parametr
 f_0 [s⁻¹] frekvence přeskoků

Difuzivita je závislá na mnoha parametrech. Mezi ty nejvýznamnější patří druh difundující částice, druh difúzního prostředí a teplota soustavy. Významným faktem je, že do určité teploty difuzivita s teplotou roste (zvyšuje se frekvence tepelných kmitů částic, zvyšuje se rovnovážná koncentrace vakancí). Matematicky lze difuzivitu vyjádřit jako pravděpodobnost přeskoku atomu za jednotku času. Pravděpodobnost přeskoku závisí na energii atomu, která musí být dostatečně velká, aby překonala vazebné síly sousedních atomů, a zároveň musí být v blízkosti volné místo (vakance), kam může atom přeskočit. (17), (18), (11)

3.2 Fenomenologická teorie difúze

Fenomenologický pohled, založený na rozdíl od pohledu atomového na čistě empirických základech, se zaměřuje na popis termodynamických gradientů a jimi vyvolaných toků. V případě difúze v kovech se nejčastěji jedná o gradient koncentrační. Pilíře fenomenologického popisu představující difúzní procesy jsou 1. Fickův zákon pro stacionární difúzi a 2. Fickův zákon pro nestacionární difúzi. (17), (18) (15)

1. Fickův zákon (popsaný Rovnicí 4) vyjadřuje difúzní tok (množství látky, které projde skrz jednotku plochy) v závislosti na difuzivitě a koncentračním gradientu. Záporné znaménko vyjadřuje opačný směr difúzního toku a koncentračního gradientu.

$$J = -D \frac{\partial c}{\partial x} \quad \text{Rovnice 4}$$

Kde:

J [mol · m⁻² · s⁻¹] difúzní tok (ve směru x)
 D [m² · s⁻¹] difuzivita (ve směru x)
 $\partial c / \partial x$ [mol · m⁻⁴] koncentrační rozdíl (ve směru x)

Tento předpis popisuje jednorozměrný tok (tok látky pouze v jednom směru) a je obecně platný pouze pro pevné izotropní látky (např. pro většinu kovů s pravidelnou kubickou krystalovou mřížkou), neuvažuje proměnný gradient koncentrace, teploty, napětí a nepřihlíží k přítomnosti poruch krystalové mřížky. V praxi však v průběhu procesu difúze vždy dochází ke snižování koncentračních rozdílů, a proto nemůže být gradient koncentrace, a tím pádem ani difúzní tok, konstantní v čase. (17), (18)

2. Fickův zákon (popsaný Rovnicí 5) bere v potaz, že se difúzní tok v čase mění a je závislý na proměnné koncentraci se vzdáleností (ve sledovaném směru):

$$\frac{\partial c}{\partial t} = D \frac{\partial^2 c}{\partial x^2} \quad \text{Rovnice 5}$$

Je nutné zmínit, že pro případy obou Fickových zákonů vystupuje difúzní součinitel jako konstanta. Prakticky tomu však vždy není, neboť, jak již bylo zmíněno, difuzivita je funkcí teploty, ale také se mění podle symetrie krystalové mřížky. Pro triklinickou, monoklinickou a orthorombickou krystalovou mřížku platí, že se difuzivita liší v každém směru trojrozměrného souřadného systému (Rovnice 6). U tetragonální a hexagonální mřížky se liší difuzivita pouze v jednom směru (Rovnice 7) a u kubické mřížky je ve všech směrech stejná (Rovnice 8). (15)

$$D_1 \neq D_2 \neq D_3 \quad \text{Rovnice 6}$$

$$D_1 = D_2 \neq D_3 \quad \text{Rovnice 7}$$

$$D_1 = D_2 = D_3 \quad \text{Rovnice 8}$$

Kde:

$D_1 [m^2 \cdot s^{-1}]$	Difuzivita ve směru symetrie krystalografické osy 1
$D_2 [m^2 \cdot s^{-1}]$	Difuzivita ve směru symetrie krystalografické osy 2
$D_3 [m^2 \cdot s^{-1}]$	Difuzivita ve směru symetrie krystalografické osy 3

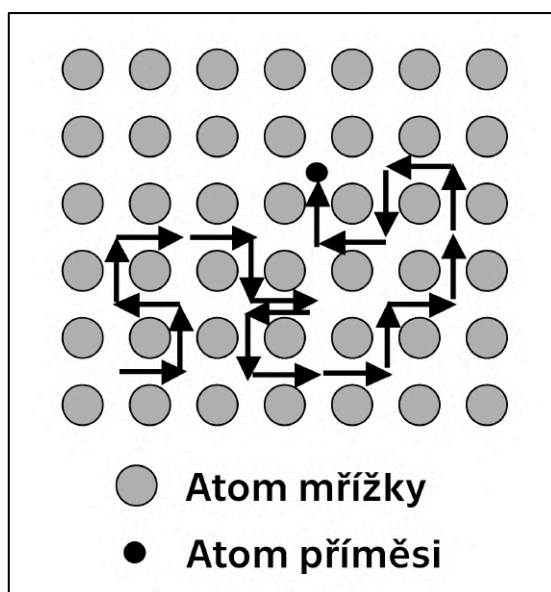
Praktické využití Fickových zákonů (zejména druhého) vede v případě skutečných materiálů na řešení velkého počtu diferenciálních rovnic pro různé kombinace počátečních a okrajových podmínek v několika souřadných systémech. Tyto rovnice jsou jádrem matematických modelů, které v současnosti umožňují do jisté míry na základě vstupních dat (materiál součásti, rozměry součásti, termodynamické gradienty) imitovat difúzní procesy v reálných prostředích. Komplikovanost a ne vždy dostačující přesnost těchto modelů je důvodem, proč je v řadě případů (zejména v technických aplikacích) nákladově výhodnější difúzní procesy optimalizovat na základě experimentálních dat. (11), (15)

3.3 Difúzní mechanismy v kovech

Cílem difúzních mechanismů je popsat, jakým způsobem dochází k difúzním pohybům částic v látkách. Tato kapitola je omezena na popis difúzních mechanismů v kovech. Pro pevné látky a zvláště pro kovy je popis difúzních pohybů relativně jednoduchý v porovnání s pohyby částic v kapalinách a plynech, je to dáno tím, že ačkoli atomy kovů kmitají kolem rovnovážných poloh, které zauímají v krystalové mřížce, přece jen vykazují velkou míru uspořádanosti. Způsobů, prostřednictvím kterých mohou atomy kovů uskutečnit své přemístění se rozlišuje několik.

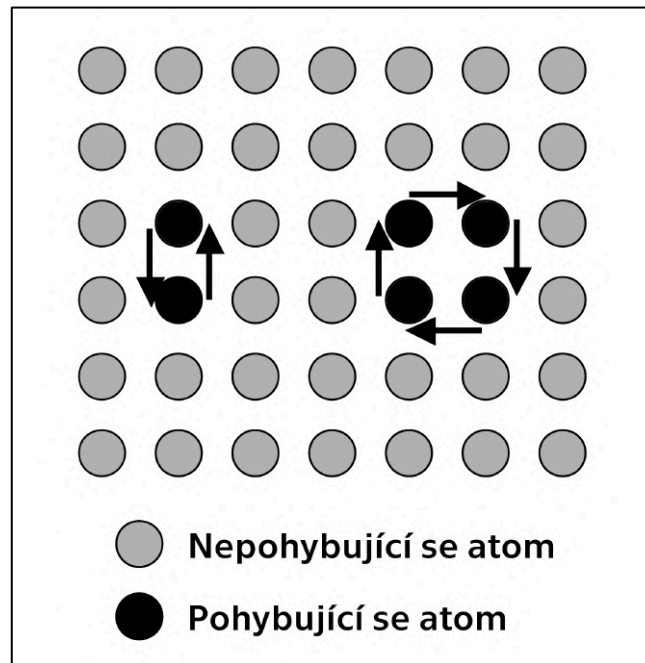
Přímý intersticiální mechanismus difúze je typický pro pohyb atomů příměsí tvořících s jiným kovem intersticiální tuhý roztok. Atomy příměsí se mohou pohybovat v intersticiálních prostorech krystalové mřížky bez nutné přítomnosti mřížkových poruch způsobem uvedeným na Obrázku 3. V závislosti na velikosti intersticiálního atomu a velikosti mřížkového parametru kladou atomy krystalové mřížky přemísťujícímu se atomu příměsí odpor. Čím větší je atom příměsí, tím větší energetickou bariéru musí atom pro uskutečnění svého přemístění překonat. Tento koncept je představen v předchozí kapitole kde je schematicky ilustrován Obrázkem 2. (17), (15)

Přímý intersticiální mechanismus typický pro relativně malé atomy prvků v porovnání s velikostí atomů kovů (např. H, C, N, O), které se tak mohou poměrně jednoduše pohybovat krystalovou mřížkou. Uvedené prvky proto vykazují vysoké hodnoty difuzivity. (15)



Obr. 3 – Přímý intersticiální mechanismus difúze (15)

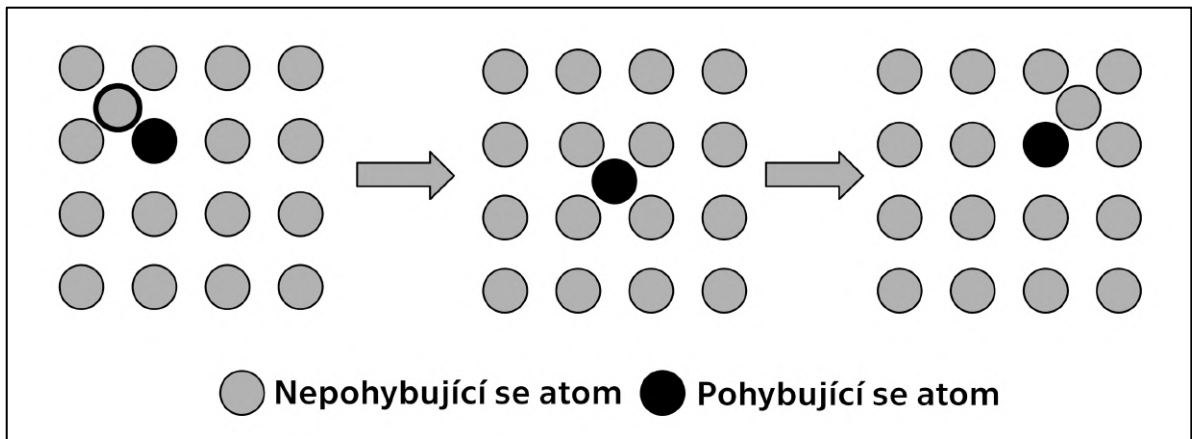
Do skupiny kolektivních (skupinových) difúzních mechanismů, které k uskutečnění přemístění atomů nevyžadují poruchy krystalové mřížky, patří dále výměnný, kruhový (na Obrázku 4) a nepřímý intersticiální mechanismus. Podstatou kolektivních mechanismů difúze je současné přemístění více než jednoho atomu tvořícího krystalovou mřížku. (15)



Obr. 4 – Výměnný (vlevo) a kruhový (vpravo) mechanismus difúze (15)

Výměnný mechanismus difúze spočívá v přemístění dvou sousedních atomů, které si navzájem vymění místa. V těsně uspořádaných krystalových mřížkách je tento mechanismus doprovázen výraznou distorzí krystalové mřížky a k jeho uskutečnění je potřeba překonat značnou energetickou bariéru, proto není tento mechanismus za běžných podmínek (nízkých teplot) příliš častý.

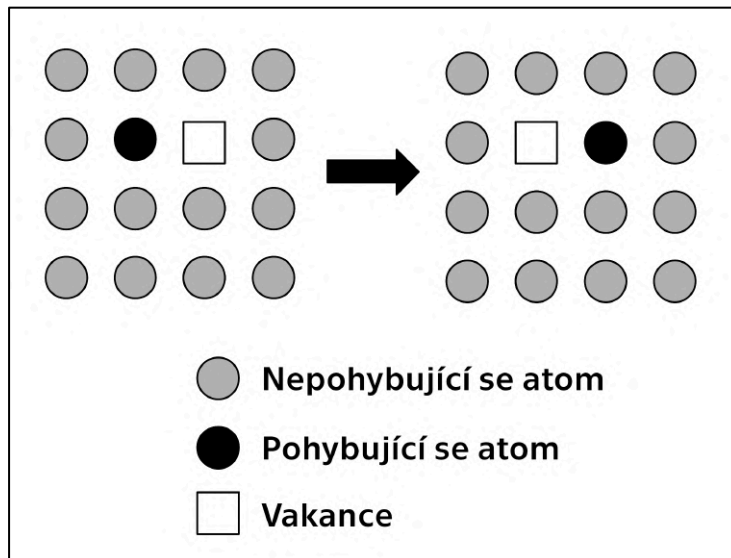
Pokud dojde v materiálu k přemístění více než dvou sousedních atomů současně, označuje se tento pohyb jako **kruhový mechanismus** difúze. V některých případech může dojít k tomu, že atom mřížky kmitající kolem své rovnovážné polohy v uzlovém bodě přeskočí do intersticiální polohy. V takovém případě se jedná o **nepřímý intersticiální mechanismus** difúze. V porovnání s přímým mechanismem difúze je tento druh přeskočení méně častý. Tento mechanismus je ilustrován Obrázkem 5. (15)



Obr. 5 – Nepřímý intersticiální mechanismus difúze (15)

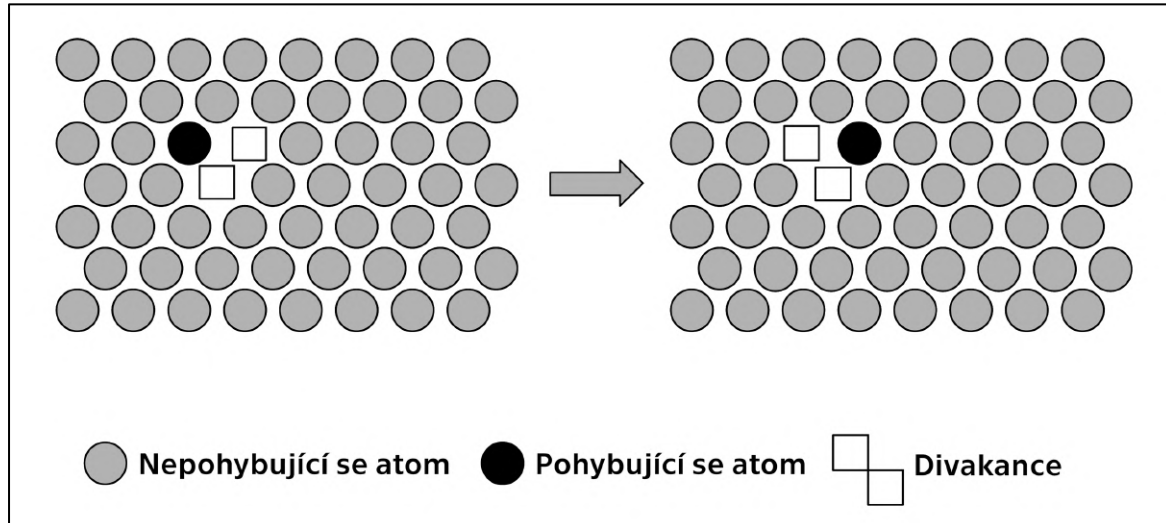
Dominantním mechanismem difúze v kovech (zejména v substitučních tuhých roztocích) je **vakantní mechanismus**. Je tomu tak proto, že atomy difundující tímto způsobem potřebují k přemístění relativně málo energie (energetická bariéra přeskoků je nízká) v porovnání s ostatními mechanismy. Podmínkou uskutečnění tohoto mechanismu je přítomnost bodových poruch krystalové mřížky – vakancí. Přemístění (difúze) atomu začíná opuštěním uzlového bodu mřížky a končí zaplněním volného místa, kde se původně nacházela vakance, jak je naznačeno na Obrázku 6. Tato párová výměna může probíhat dál a je zcela náhodná (bez úvahy působení hybných sil difúze), to znamená, že stejný atom může opětovně přeskočit zpět na původní místo.

S rostoucím počtem vakancí přítomných v kovovém krystalu roste počet volných míst k přemístění atomů a může tak najednou difundovat větší objem látky. Tento efekt souvisí s růstem teploty, se kterým je spjata zvyšující se rovnovážná koncentrace vakancí a pohyblivost (amplituda a frekvence kmitů) atomů v krystalové mřížce. Kromě teploty má na počet vakancí v materiálu vliv také záření. Při interakci atomu kovu s elektromagnetickým zářením může dojít ke zvýšení energie atomu, který následně „vyskočí“ z uzlového bodu mřížky a zanechá po sobě volné místo – vakanci. (15)



Obr. 6 – Vakantní mechanismus difúze (15)

Vakantní mechanismus nemusí nutně probíhat pouze formou výměny jednoho atomu kovu a jedné vakance. Existují případy, kdy se v mřížce vyskytují tzv. divakance, či trivakance (méně častý případ). Divakanci je možné si představit jako spojení dvou sousedících vakancí. K lepší představě poslouží Obrázek 7, který zobrazuje vakantní mechanismus difúze, kterého se účastní divakance. (15) (19)

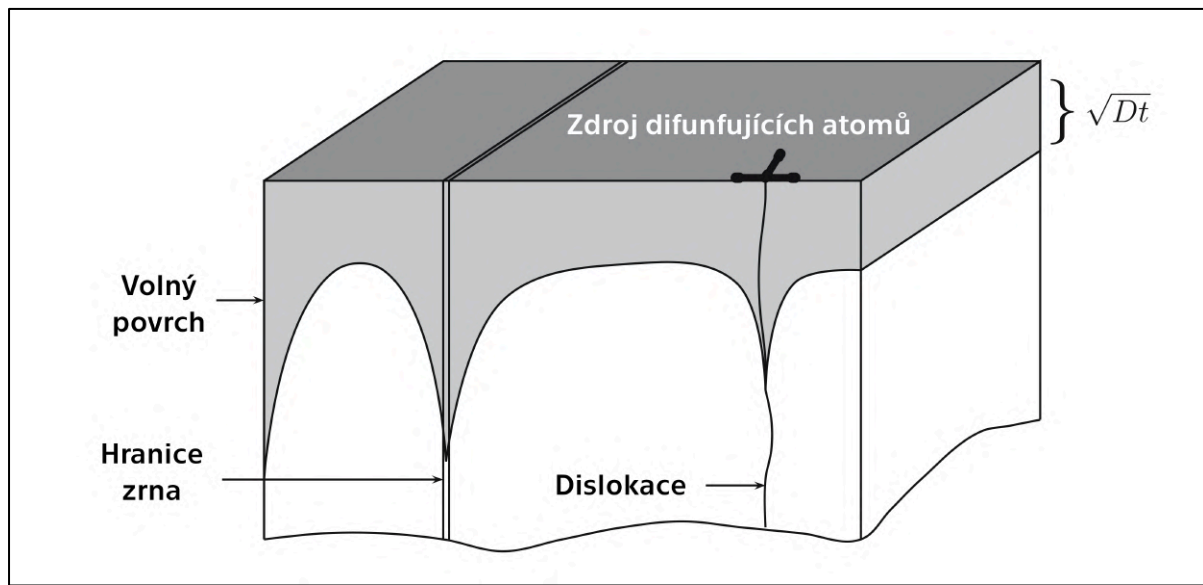


Obr. 7 – Vakantní mechanismus difúze s divakancí (15)

3.4 Difúzní cesty

V předchozí kapitole byly popsány způsoby, jakými mohou difundující částice měnit svou polohu v kovové krystalové mřížce. Závěrem byl představen vakantní mechanismus difúze, který odráží procesy v reálných krystalech obsahujících mřížkové poruchy.

Za dominantní byl označen vliv vakancí, ale kromě divakancí a trivakancí zde nebyl diskutován vliv jiných mřížkových poruch na kinetiku přenosu hmoty prostřednictvím difúze. Pro většinu kovů však platí, že frekvence přeskoků atomů je podél hranic zrn, dislokací a volných povrchů výrazně větší než uvnitř krystalu. Protože je difuzivita v těchto oblastech vyšší, získaly si tyto oblasti souhrnné označení **cesty s vysokou difuzivitou**. Difúze v krystalu podél těchto difúzních cest je schematicky zobrazena na Obrázku 8. (19)



Obr. 8 – Vliv cest s vysokou difuzivitou na difúzi v krystalu (15)

Přítomnost cest s vysokou difuzivitou má velký význam při studiu difúzních koeficientů v reálných kovech, kde je existenci cest s vysokou difuzivitou přikládána zásadní role v rámci procesů odehrávající se pod teplotou $0,6 T_m$ (T_m – teplota tavení). Příkladem těchto procesů může být difúzní creep, diskontinuální precipitace, migrace hranic zrn, rekrystalizace, spékání (sintrování) apod. (15) (20)

Rovnice 9 porovnává difuzivity jednotlivých difúzních cest. Největší difuzivitu mají atomy na volných površích, o něco menší difuzivitu mají atomy v blízkosti hranic zrn a dislokací. Atomy difundující uvnitř kovového krystalu se vyznačují nejnižší hodnotou difuzivity. (20) (19)

$$D \ll D_d \leq D_{hz} \leq D_p$$

Rovnice 9

Kde:

$D [m^2 \cdot s^{-1}]$	Difuzivita uvnitř krystalu
$D_d [m^2 \cdot s^{-1}]$	Difuzivita podél dislokací
$D_{hz} [m^2 \cdot s^{-1}]$	Difuzivita na hranicích zrn
$D_p [m^2 \cdot s^{-1}]$	Difuzivita na povrchu

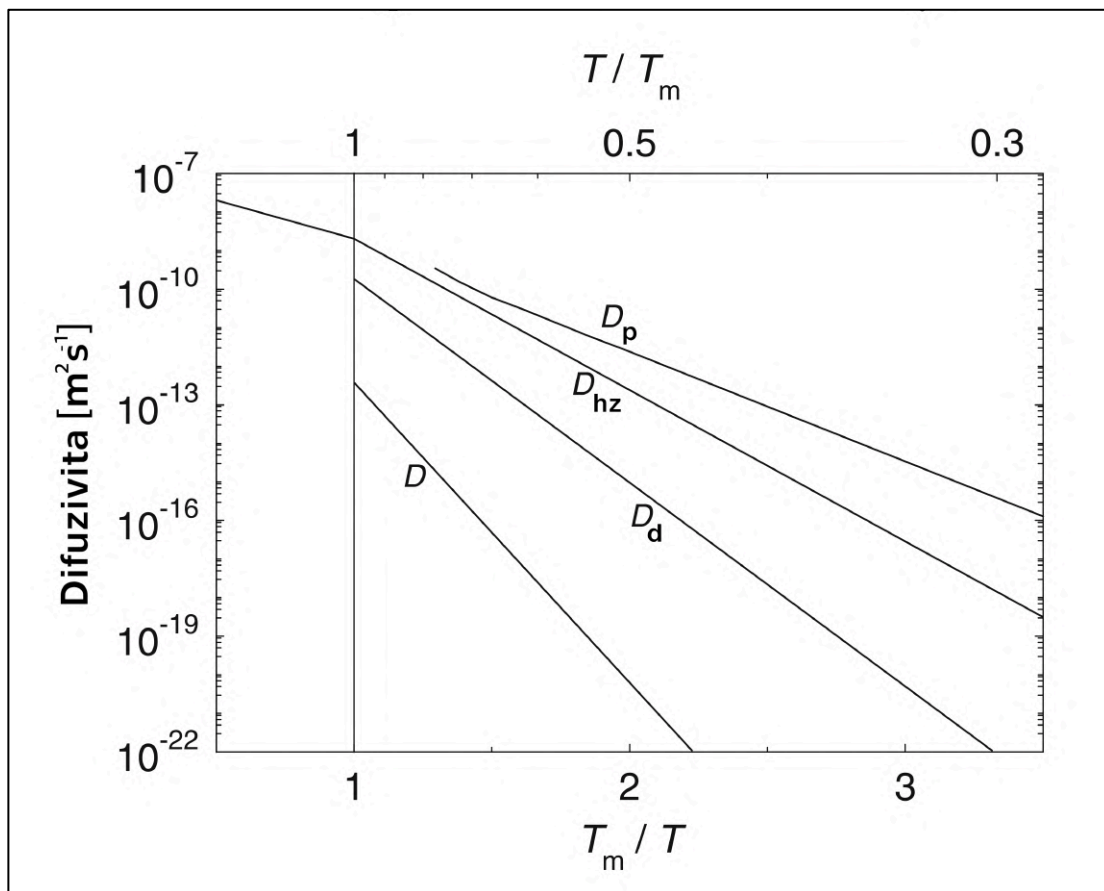
$$Q > Q_d \geq Q_{hz} > Q_p$$

Rovnice 10

Kde:

Q [$\text{kJ} \cdot \text{mol}^{-1}$]	Difuzivita uvnitř krystalu
Q_d [$\text{kJ} \cdot \text{mol}^{-1}$]	Difuzivita podél dislokací
Q_{hz} [$\text{kJ} \cdot \text{mol}^{-1}$]	Difuzivita na hranicích zrn
Q_p [$\text{kJ} \cdot \text{mol}^{-1}$]	Difuzivita na povrchu

Pro všechny cesty s vysokou difuzivitou platí stejná závislost na teplotě, jako tomu bylo u difúze uvnitř krystalu, popsané grafem na Obrázku 1. Jednotkové změny difuzivit jednotlivých difúzních cest však nejsou s měnící se teplotou stejné. Rovnice 10 vyjadřuje porovnání aktivačních energií potřebných pro pohyb částic. Hodnoty aktivační energie jsou pro atomy na povřších a hranicích zrn tak nízké, že k difúzi dochází již při relativně nízkých teplotách. Difúze atomů podél dislokací (tzv. trubková difúze) se začíná objevovat již při teplotách $0,3 T_m$, zatímco difúze v krystalu se výrazně projeví až kolem teplot $0,4 T_m$, jak je patrné z grafu na Obrázku 9. (15) (20)



Obr. 9 – Závislost difuzivit jednotlivých difúzních cest na teplotě (15)

Závěrem je třeba dodat, že projevy difúze v tuhých látkách jsou odlišné pro čisté kovy, binární a ternární slitiny, substituční a intersticiální tuhé roztoky, liší se v závislosti na druhu materiálu, druhu krystalické mřížky, množství a typu mřížkových poruch, fázové struktuře, čistotě materiálu atp. Do reálných podmínek dále vstupují vlivy termodynamických a fyzikálních gradientů (rozdílné chemické, teplotní, tlakové a elektrické potenciály). Je zřejmé, že v difúzních procesech hraje nezanedbatelnou roli velké množství proměnných, které jsou vzájemně závislé a jejich individuální vlivy není možné univerzálně popsat. (21) (19)

Praktický výzkum zaměřený na fenomén difúze spočívá v interdisciplinární spolupráci matematiků, chemiků, fyziků, biologů, metalurgů, mineralogů, technologů, a dalších, kdy každá skupina vnáší do diskuze množství teoretických a praktických poznatků. Produktem společné práce jsou modely, které usilují o co nejdělejší popis difúze, s cílem využít tyto modely v mnoha oborech vědy a průmyslu. (20)

4 Difúzní svařování

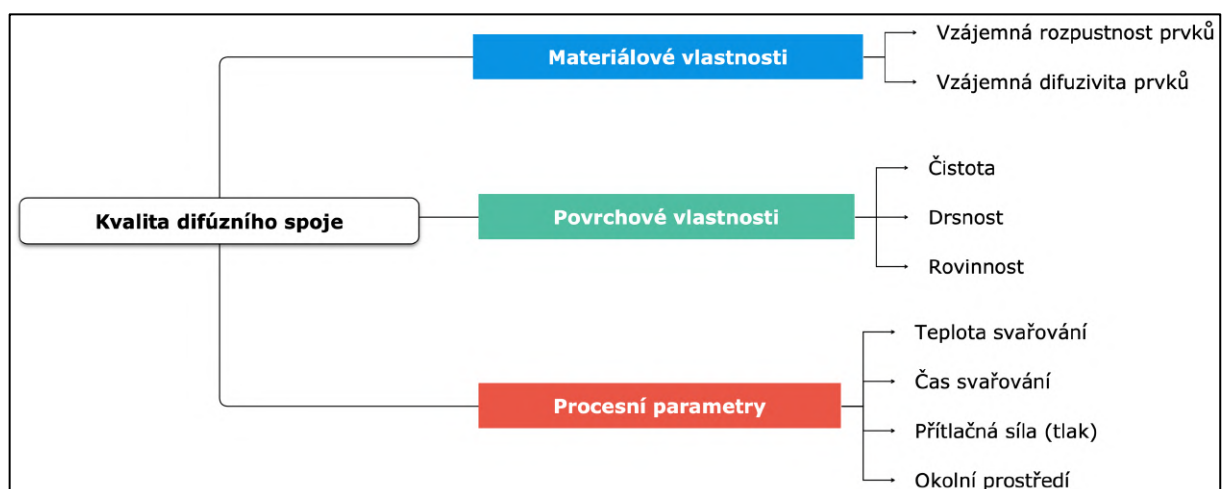
4.1 Podstata difúzního svařování

Princip difúzního svařování spočívá v metalurgickém spojení dvou částí materiálu za vzniku nových atomových vazeb mezi spojovanými součástmi v rozmezí daných teplotních, silových a časových podmínek. Finálním stádiem difúzního svařování je vznik homogenního monolitického spojení mezi dvěma součástmi na atomární úrovni, při kterém zcela zanikají původní kavity mezi spojovanými povrchy. (22) (23)

Jak bylo naznačeno v úvodu, ve své nejjednodušší formě spočívá difúzní svařování ve vzájemném přitlačení předupravených povrchů v ochranné atmosféře při zvýšené teplotě. Přítlačná zatížení se pohybují v intervalech hodnot, které vylučují způsobení makrodeformací (nikdy nedochází k překročení meze pevnosti) a svařovací teploty jsou omezeny na 0,5 až 0,8 násobky teploty tání spojovaných materiálů (v Kelvinech). Obdobně lze vymezit intervaly optimálních hodnot pro parametry drsnosti povrchu a svařovacího času, pro tyto parametry však nelze stanovit univerzální doporučení. Kvalita konečného difúzního spoje je tedy funkcí několika proměnných, které lze rozdělit do tří skupin na: (23)

- 1) Materiálové vlastnosti
- 2) Povrchové vlastnosti
- 3) Procesní parametry

V rámci těchto skupin lze stanovit další parametry, které mají vliv na kvalitu difúzního spoje (viz schéma na Obrázku 10). Konkrétní vlivy jednotlivých parametrů jsou dále vysvětleny v následujících podkapitolách.

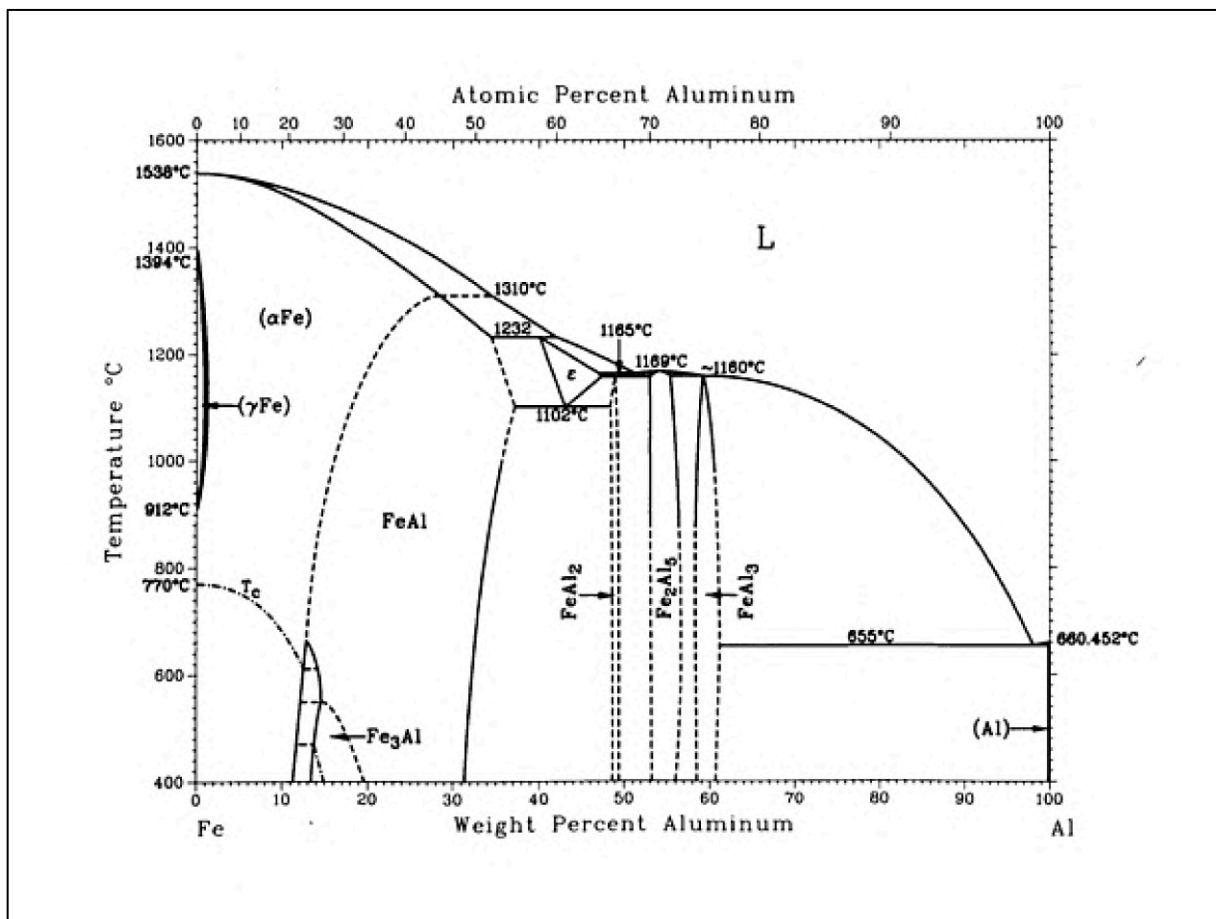


Obr. 10 – Přehled parametrů ovlivňujících kvalitu difúzního spoje

4.1.1 Vliv materiálových vlastností na kvalitu difúzního spoje

Při návrhu svařovacího procesu heterogenního difúzního spoje je důležité si uvědomit, za jakých podmínek lze svařované materiály vzájemně mísit (rozpuštět) a vytvářet tak nové kovové soustavy. O tom, zda budou atomy prvku A vytvářet nové fáze s atomy prvku B rozhoduje poměr velikostí atomů prvku A a prvku B. Ten určuje, zda mohou prvky být atomy prvku A a B vzájemně rozpustné úplně, částečně nebo vzájemně nerozpustné, a zda spolu tvoří intersticiální či substituční tuhý roztok. (11) (23)

Kvalitativní a kvantitativní popis rovnovážných fází kovových soustav poskytují tzv. stavové rovnovážné diagramy. Rovnovážné diagramy, kde se vzájemně mísí dvě složky (A a B), se nazývají binární rovnovážné diagramy. Z těchto diagramů lze tedy odečíst, za jakých podmínek dochází k fázovým přeměnám. V případě svařování heterogenního spoje hliníkové slitiny a korozi-vzdorné oceli je pro přibližný odhad fází, které mohou vznikat na rozhraní, použitelný rovnovážný diagram Fe-Al viditelný na Obrázku 11. (24)



Obr. 11 – Binární diagram Fe-Al

Aby mohlo dojít k vzájemné difúzi na rozhraní stykových ploch, je potřeba se nejdříve zbavit bariér, které mísení kovů brání. Jedná se převážně o stabilní oxidické vrstvy, které se na povrchu tvoří při vystavení vzdušné atmosféře. Vhodnost materiálu pro difúzní svařování lze posuzovat podle toho, zda je možné se za určitých podmínek zbavit přítomných oxidických vrstev. Materiály, u kterých dochází k zániku oxidických vrstev přirozeně při ohřevu jsou pro difúzní svařování vhodné. Zpravidla jsou to materiály, u kterých roste s teplotou rozpustnost intersticiálních prvků. Jedná se například o některé slitiny titanu, u nichž je možné nad teplotami 850 °C přítomné oxidické vrstvy rozpouštět a není tak potřeba vyvíjet příliš velký tlak pro jejich narušení. Stejný jev nastává při svařování stříbra, jehož oxidy se rozpouští při teplotě blízké 200 °C. Obdobné chování lze pozorovat u dalších kovů jako např. wolfram (W), měď (Cu), tantal (Ta), zirkon (Zr) a niob (Nb). Naopak materiály vykazující malou rozpustnost intersticiálů jako hliník (Al), železo (Fe) a nikl (Ni) kladou z důvodu neustálé přítomnosti oxidických vrstev vysoké nároky na přípravu svarových ploch a následný průběh svařovacího procesu. (25) (26)

4.1.2 Vliv povrchových vlastností na kvalitu difúzního spoje

Při spojování kovů pod teplotou tavení může na rozhraní spojovaných ploch docházet ke vzniku kovových vazeb. Při dostatečném přiblížení povrchů totiž na vzdálenostech, hodnotami blízkých meziatomovým, začínají působit atomové síly, které zapříčiní vznik nových atomárních vazeb, které jsou stejné jako uvnitř kovů. Tato teorie však platí pouze za podmínek, při kterých jsou **přiblížené povrchy dokonale hladké, rovné a čisté**. V praxi tyto podmínky nelze splnit, neboť takovéto ideální povrchy neexistují a reálné povrchy jsou vždy do jisté míry drsné a jsou pokryté oxidickými vrstvami a dalšími organickými a anorganickými nečistotami, které brání vzniku nových kovových vazeb. Při sebelepším očištění a vyleštění bude reálná styková plocha A_r vždy menší než ideální styková plocha A_i , protože při vzájemném přiblížení dvou reálných povrchů dojde ke styku pouze na oddělených bodech a ploškách vrcholů ploch. (22) (23)

$$\sum A_r = (10^{-5} \text{ až } 10^{-3})A_i \quad \text{Rovnice 11}$$

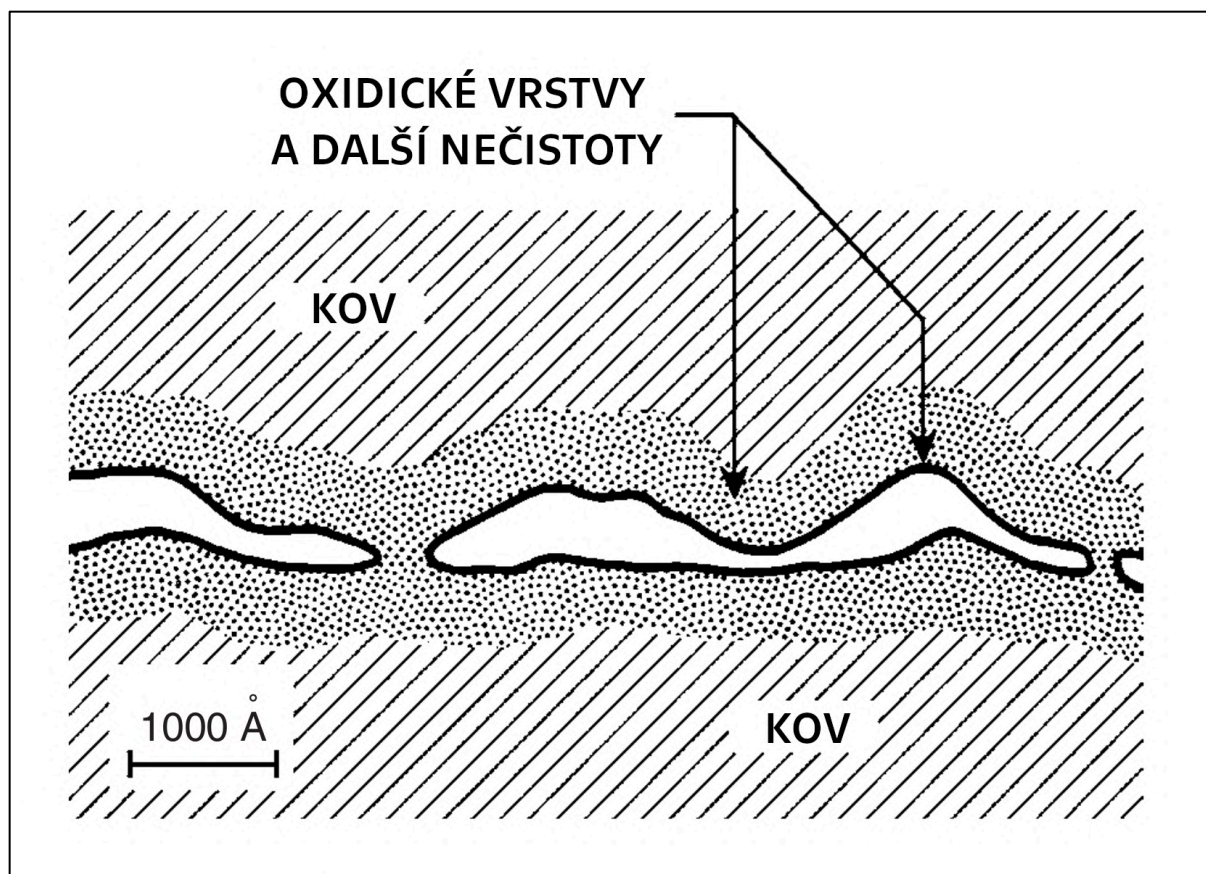
Stykové body a plochy se nazývají ohniska nebo můstky a jsou to místa, kde dochází k prvotní tvorbě difúzního spoje. Ačkoli je spojení v těchto místech srovnatelně pevné jako uvnitř samotných kovů, nelze v žádném případě hovořit o makroskopickém difúzním spoji. Aby se celková pevnost spoje mohla považovat za dostatečnou, musí se reálná styková plocha co možná nejvíce blížit ideální stykové ploše.

Ke zvýšení reálné stykové plochy je proto potřeba vrcholky ploch plasticky deformovat a zároveň materiál ohřát, aby se zvýšila aktivita a pohyblivost povrchových částic se současným snížením potřebných deformačních sil. (22) (23)

Schéma na Obrázku 10 definuje tři hlavní povrchové vlastnosti, které mají vliv na kvalitu difúzního spoje. Jsou jimi drsnost, rovinnost a čistota povrchu. Co se týče drsnosti povrchu, zde lze vliv relativně jednoduše shrnout tvrzením, které říká, že čím jemnější spojované povrchy budou, tím vyšší bude kvalita difúzního spoje. V první etapě svařovacího procesu na sebe dosednou plochy svařovaných dílů a ke kontaktu dojde na vrcholcích, které byly vytvořeny při přípravných operacích (zpravidla při obrábění). V případě vzájemného kontaktu dvou jemných povrchů vzniká na rozhraní velký počet drobných kavit, které mohou v dalších etapách svařovacího procesu s ohledem na jejich geometrii jednodušeji zanikat. To se projeví zejména kratšími svařovacími časy a nižšími svařovacími teplotami potřebnými pro vytvoření difúzního spoje. (23)

Vliv rovinnosti na kvalitu difúzního spoje opět souvisí s potřebou maximalizovat celkovou reálnou stykovou plochu. V tomto ohledu je potřeba dosahovat co možná největší hodnoty rovinnosti. Té může být zajištěno volbou vhodných technologií využívaných při přípravě svařovaných ploch, např. vhodným způsobem dělení materiálu v kombinaci s následným broušením. (25)

Klíčovou roli v počáteční etapě tvorby difúzního spoje hraje čistota povrchu. Vrstvy nečistot pokrývající svařované povrchy tvoří difúzní bariéry, které brzdí požadovaný pohyb atomů. Celý svařovací proces lze zefektivnit správnou přípravou povrchu, díky které lze zkrátit svařovací čas a snížit potřebné zatížení pro vytvoření spoje. Vrstvy nečistot se zpravidla skládají z pozůstatků obráběcích kapalin, emulzí, brusiv a leštících suspenzí, dále mohou obsahovat absorbované vzdušné plyny, tuky a zejména oxidické vrstvy vznikající při kontaktu kovového povrchu s kyslíkem. Vrstvy nečistot pokrývající reálné povrchy při difúzním svařování ilustruje Obrázek 12. (23)



Obr. 12 – Vrstvy nečistot na reálných svařovaných površích (27)

Většiny uvedených nečistot je možné se zbavit důkladným mechanickým (např. tryskáním nebo kartáčováním) či chemickým očištěním (např. leptáním). Závažnější problémy jsou spjaté s odstraněním kovových oxidů, které se na povrchu ve velmi krátkém čase po jejich eliminaci opětovně vytvoří. K jejich částečnému narušení tedy dochází až při samotném procesu svařování, kdy buď zanikají samovolně nebo jsou narušeny působením přítláčivé síly. Schopnost narušit oxidické vrstvy je v tomto případě závislá na mechanických vlastnostech přítomných oxidů. Čím křehčí budou oxidické vrstvy, tím menší přítláčivá síla bude nutná k jejich narušení. Spojovací procesy je nutné dále podpořit ochranou spojovaných povrchů pomocí vakua, či inertních plynů. Oba způsoby potlačují chemickou aktivitu na površích a brání růstu oxidických vrstev. (22) (27) (25)

4.1.3 Vliv procesních parametrů na kvalitu difúzního spoje

Schéma na Obrázku 10 představuje čtyři nejvýznamnější procesní parametry, které mají vliv na kvalitu difúzního spoje. Termín procesní parametr je užíván v souvislosti se svařovacím procesem potažmo použitým svařovacím zařízením, které umožňuje v určitém rozsahu tyto proměnné řídit.

Obecně lze říci, že konečná kvalita difúzního spoje, kvantifikována např. hodnotou pevnosti v tahovém zatížení, je funkcí následujících čtyř proměnných.

- 1) Teplota svařování
- 2) Čas svařování
- 3) Přítlačná síla (tlak)
- 4) Okolní prostředí

Tyto proměnné na sobě nejsou v rámci svařovacího procesu nezávislé a jejich individuální příspěvky ke konečné kvalitě spoje nejsou konstantní. Vzájemná závislost se v praxi projevuje například tak, že při zvýšení teploty svařování se potřebný čas svařování pro vznik spoje sníží. Dalším příkladem může být, že při nedostatečné přítlačné síle spoj nevznikne ani při působení vysokých teplot po dlouhou dobu. Co se týče proměnlivých individuálních příspěvků ke konečné kvalitě (resp. konečným mechanickým vlastnostem), je známo, že např. zvýšení přítlačné síly v počáteční etapě svařovacího procesu výrazně urychlí tvorbu difúzního spoje a zvýší tak konečnou kvalitu spojení, v dalších etapách svařovacího procesu ale vliv přítlaku klesá a bylo zjištěno, že se v poslední etapě procesu (objemové difúzi) jeho úplná absence na konečné kvalitě spoje vůbec neprojevuje. Proto je při návrhu podmínek procesu difúzního svařování důležité znát, jakým způsobem se hlavní procesní parametry navzájem ovlivňují. Je tedy více než patrná nutnost experimentálního přístupu v hledání optimálních svařovacích parametrů pro konkrétní kombinaci svařovaných součástí, jejich materiálu a geometrie, a svařovacího zařízení. (27)

Zbytek této kapitoly je věnován popisu vlivu jednotlivých procesních parametrů na kvalitu difúzního spoje. Důraz je kladen na vyjádření významu parametrů ve vztahu k difúzním dějům a svařovacímu zařízení.

Teplota svařování je nejdůležitějším procesním parametrem difúzního svařování. Difúze jako tepelně aktivovaný děj nemůže probíhat bez dosažení hladiny aktivační energie, která se projevuje nejen vyrovnáváním koncentračních rozdílů, ale také zanikáním kavit a rekrystalizačním pochodům na rozhraní svařovaných ploch. Konkrétní hodnota svařovací teploty je volena dle druhu svařovaných materiálů. (27) (23)

Čas svařování představuje dobu, v rámci které mohou proběhnout difúzní pochody. S rostoucím časem svařování a současným vyrovnáváním termodynamických rozdílů klesá rychlost difúze a pro každou aplikaci je potřeba svařovací čas volit rozumně, tak aby byl dostatečný, ale ne zbytečně dlouhý. Standardně se v závislosti na velikosti svařovaných součástí, druhu jejich materiálů a ostatních procesních parametrů, může čas svařování pohybovat v rozmezí jednotek minut až jednotek hodin. (27) (23)

Přítlačná síla (tlak) má rozhodující vliv v první etapě tvorby difúzního spoje, bez dostatečného přitlačení svařovaných povrchů nemůže dojít k narušení difúzních bariér a maximalizaci stykové plochy. V případě, že by tlak na svařované součásti nepůsobil, difúzní spoj by u spojování většiny materiálů nevznikl ani za dodržení všech ostatních podmínek (dostatečná svařovací teplota, čas, čistota, drsnost, rovinnost). Proto se metoda difúzního svařování řadí mezi tlakové metody svařování (v tuhém stavu). (27) (23)

Okolní prostředí lze definovat jako prostředí, ve kterém probíhá svařovací proces. Kontrola okolního prostředí je nutná z důvodu snížení nežádoucí chemické aktivity (zejména oxidace) mezi svařovanými díly a okolními plyny. V praxi svařování probíhá nejčastěji ve vakuu, nebo v inertní atmosféře. Svařování ve vakuu je z hlediska kvality spoje vhodnější, ale na druhou stranu s sebou nese nezanedbatelně vyšší náklady (jak investiční, tak provozní). Svařovací zařízení využívající ochrannou atmosféru inertního plynu, např. čistého argonu (Ar), umožňují zkrátit výrobní časy a snížit spotřebu energie (nedochází k čerpání vakua v pracovní komoře). (27) (23)

4.2 Tvorba difúzního spoje

Tato kapitola se věnuje popisu procesu tvorby difúzního spoje. Jsou zde nastíněny jednotlivé etapy tvorby spoje a klíčové faktory, které mají vliv na jevy probíhající v rámci daných etap. Proces tvorby difúzního spoje lze rozdělit celkem do tří etap, které se v čase částečně překrývají a nelze přesně stanovit moment, kdy např. první etapa končí a začíná druhá. V ideálním případě proběhnou děje příslušné jednotlivým etapám v předem stanoveném časovém intervalu, který je považován za dobu svařování (svařovací čas). Celý teplotní cyklus je dále podrobněji nastíněn v kapitole 7. Jednotlivé etapy procesu tvorby difúzního spoje lze rozdělit takto: (25)

- 1) Počáteční deformace a přiblížování povrchů
- 2) Zanikání kavit a počátek difúzního přenosu hmoty
- 3) Objemová difúze a migrace rozhraní

4.2.1 Počáteční deformace a přiblížování povrchů

Během první etapy dochází k počátečním mikroskopickým deformacím přítomných oxidů a povrchových výstupků. Tyto deformace probíhají za působení teploty (součásti jsou ohřáty v pracovní komoře svařovacího zařízení) a tlaku (povrchy součásti jsou přitlačovány k sobě). Částečným narušením a rozpuštěním oxidů spolu s deformací (plastickou, creepovou) vrcholků svařovaných povrchů dochází ke zvětšování celkové stykové plochy.

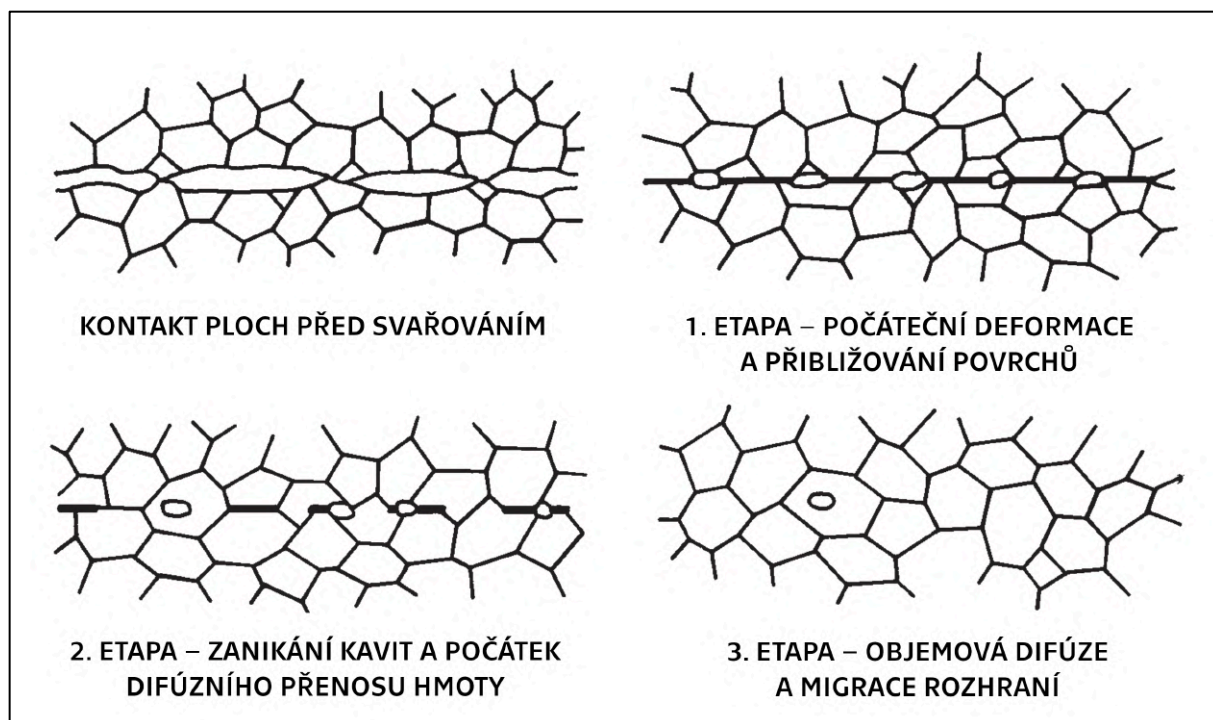
Konec první etapy nastává při dosažení přiblížení většiny svařovaných ploch na vzdálenosti působení atomových sil. Rozhraní svařovaných ploch je tak tvořeno úseky, kdy na sebe povrchy těsně dosedají, a mikroskopickými kavitami, které jsou pozůstatky původních povrchových nerovností, které nebyly deformovány. (25)

4.2.2 Zanikání kavit a počátek difúzního přenosu hmoty

V druhé etapě tvorby difúzního spoje začíná probíhat difúzní přenos hmoty přes vzniklé rozhraní, současně dochází k zanikání zbylých kavit a výměně atomů mezi svařovanými materiály. Přenos hmoty je doprovázen zánikem původních zrn a vznikem zrn nových, také zde mohou vznikat nové fáze díky změně chemického složení vyvolané oboustrannou migrací atomů přes rozhraní. Přenos hmoty se může uskutečnit prostřednictvím několika souběžně probíhajících dějů. Tyto děje lze rozdělit podle toho, kterou cestou probíhá difúze atomů na difúzi na povrchu, po hranicích zrn a objemem materiálu. Ze zmíněných představují v rámci difúzního spoje nejefektivnější cestu pro difúzi atomů hranice zrn. Tento difúzní tok má současně největší vliv na zanikání kavit a zvětšování celkové stykové plochy mezi svařovanými povrchy. Z tohoto chování vyplývá, že jemnozrnné materiály obsahují větší množství efektivních difúzních cest, a proto u nich dochází k rychlejšímu vytvoření difúzního spoje. Druhá etapa tak končí úplným zánikem zbylých kavit a maximalizací celkové stykové plochy mezi svařovanými povrchy. (25)

4.2.3 Objemová difúze a migrace rozhraní

Třetí etapa patří objemovým difúzním pochodům (intersticiálním a substitučním), které probíhají dokud mají atomy ke svému pohybu dostatečnou energii a dokud jsou v materiálu uplatňovány hnací síly rozdílných potenciálů (koncentrační, teplotní, tlakové). Projevem difúzních pochodů je v praxi zánik viditelného rozhraní a jeho migrace směrem k rovnovážnému stavu. Tohoto stavu je teoreticky dosaženo při velmi dlouhých časech, neboť z důvodu postupného vyrovnávání termodynamických rozdílů současně klesají hnací síly difúze a migrace atomů je výrazně zpomalena. Etapy tvorby difúzního spoje jsou schematicky naznačeny na Obrázku 13. (25)



Obr. 13 – Etapy procesu tvorby difúzního spoje (27)

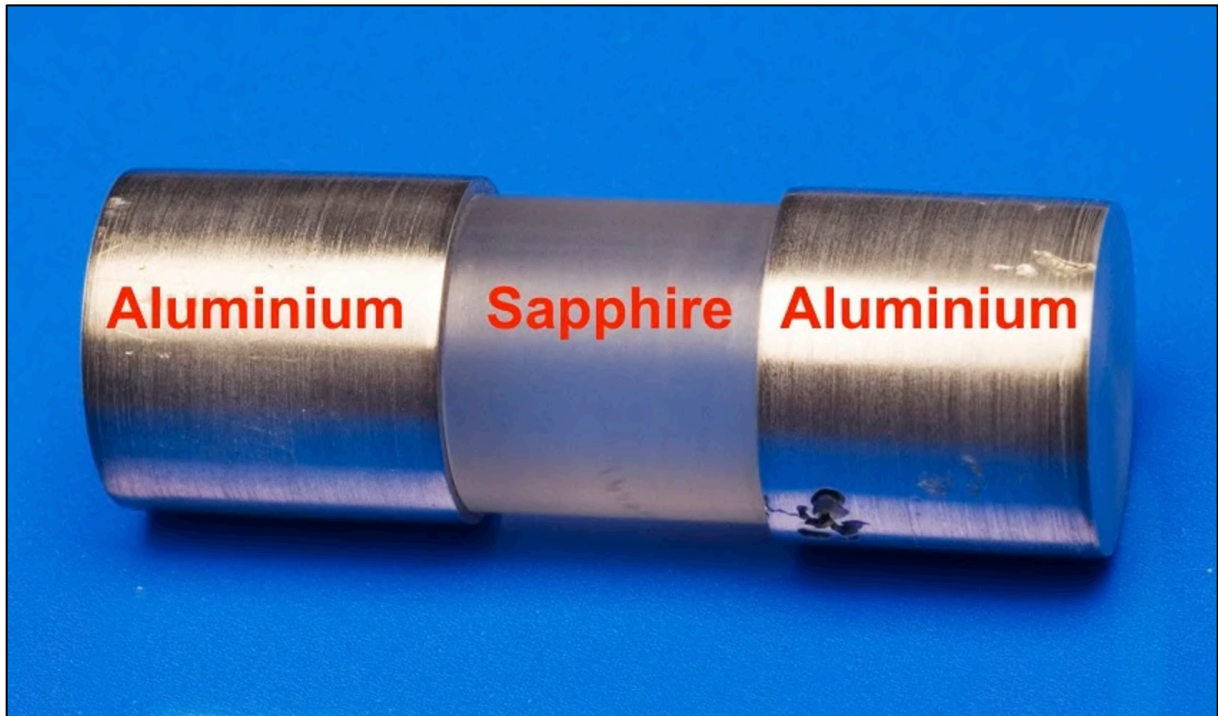
Teoreticky nejvyšší pevnosti spoje je dosaženo při velmi dlouhých svařovacích časech, ale je potřeba mít na paměti, že od určité doby svařování je přírůstek pevnosti tak malý, že se nevyplatí o něj zejména z ekonomických důvodů usilovat. (25)

4.3 Aplikace difúzního svařování

Elektronika a sensorika využívá difúzních spojů zejména pro účely kombinace vhodných vlastností různých materiálů a minimálních deformací součástí. Jedná se například o hybridní tištěnou elektroniku, která vytváří elektronické systémy (senzory, mikroprocesory) složené z různých materiálů (např. měď a oxid hlinitý) a kombinuje jejich vhodné vlastnosti v jednom kompaktním "balení" (vodivost, odolnost proti vibracím a vysokým teplotám). Dalším příkladem mohou být kyslíkové senzory (zirkonium a oxid hlinitý s platinovou mezivrstvou) pracující v prostředích spalovacích systémů elektráren a hutí. V oblasti mikroelektroniky je typickou aplikací difúzní spoj chladících těles a výkonových součástek (měď a oxid berylnatý s mezivrstvou ze zlata). Zde těleso z oxidu berylnatého zastává funkci chladiče, který má velkou tepelnou kapacitu a dokáže tak absorbovat velké množství tepla a odvádět ho ze součástky. (28)

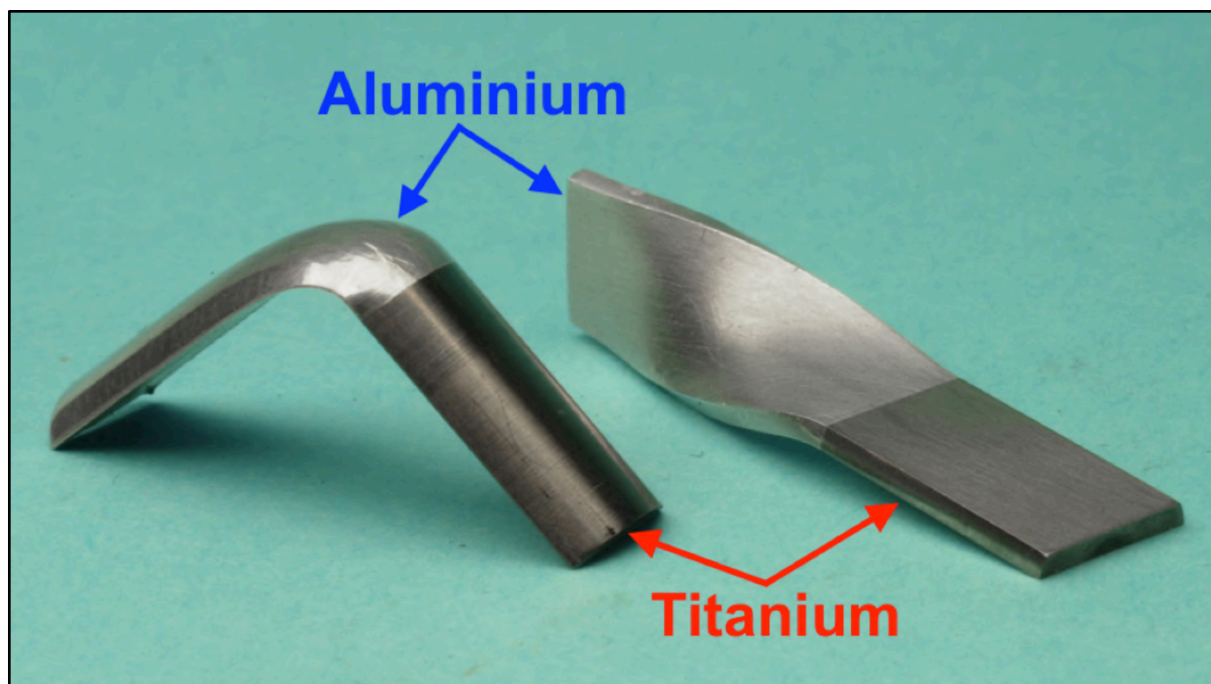
S difúzním svařováním v jaderném průmyslu je možné se setkat například u zapouzdření ochuzeného uranu do článků ze slitiny zircaloy-2. Ochuzený uran vzniká jako vedlejší produkt při obohacování uranu pro jaderná paliva. Z důvodů jeho radioaktivity je nutné jej skladovat v uzavřených člancích.

Další dvě aplikace difúzního svařování v jaderném průmyslu se týkají spojování titanu a oxidu hlinitého pro části urychlovačů a spojování opticky průhledných materiálů s keramikou a kovy s využitím hliníkových mezivrstev. (29)



Obr. 14 – Ukázka difúzního spoje hliníkové slitiny a safíru (oxidu hlinitého) (30)

Nejbohatší oblastí na aplikace difúzních spojů je letecký a kosmický průmysl, a to zejména pro potřeby spojování mnoha rozdílných materiálů a snižování celkové hmotnosti konstrukcí. Hlavním zástupcem spojovaných materiálů je titan, využívaný pro výrobu nosných konstrukcí, který se vyznačuje kombinací vysoké pevnosti, nízké hmotnosti a dobré korozní odolnosti. Konstrukční prvky letadel a raketoplánů typicky obsahují difúzní spoje titanu (resp. titanových slitin) s korozivzdornými oceli a hliníkovými slitinami. V leteckých motorech je možné se setkat s difúzními spoji slitin titanu, niklu, kobaltu a mědi. Tyto materiálové kombinace umožňují vytvoření složitých konfigurací, kde je každá součást vyrobena z materiálu, který vyhovuje speciálním požadavkům - nosné prvky (Ti) jsou pevné a lehké, prvky spalovacích komor (Ni, Co) zachovávají své vlastnosti za vysokých teplot, chladičů (Cu) mají vysokou tepelnou vodivost. (31)



Obr. 15 – Ukázka difúzního spoje hliníkové a titanové slitiny (32)

Ve výrobě forem pro tvářecí a slévárenské technologie konkuruje difúzní svařování aditivní technologii ve výrobě prvků konformního chlazení. Myšlenka této aplikace spočívá ve spojování vrstev materiálu tak, aby po jejich spojení vznikly v materiálu chladicí kanály. Na rozdíl od aditivních technologií využívajících spékání kovových prášků dosahuje difúzně svařená forma s vnitřním chlazením minimálních strukturních změn a zbytkových napětí. (31)

4.4 Difúzní svařování heterogenních spojů

Tato kapitola definuje pojem heterogenní spoj a představuje nejdůležitější zásady, které je nutné dodržet při vytváření těchto spojů využitím technologie difúzního svařování. Nejprve jsou popsána obecná doporučení, která jsou následně vztažena na případ difúzního svařování korozivzdorných ocelí s hliníkovými slitinami.

4.4.1 Definice heterogenních spojů

Dle definice uvedené normou ČSN EN ISO 15 607: Stanovení a kvalifikace postupů svařování kovových materiálů – všeobecná pravidla, je heterogenní svar „svarový spoj, u kterého svarový kov a základní materiál mají podstatné rozdíly v mechanických vlastnostech a/nebo v chemickém složení“. (33)

Za heterogenní spoj lze považovat například spoj materiálů rozdílného chemického složení (nizkouhlíková ocel s uhlíkovou ocelí) nebo mikrostruktury (austenitická korozivzdorná ocel a martenzitická korozivzdorná ocel).

Obecně je však termín „heterogenní spoj“ používán pro označení spojů, které tvoří odlišné materiály. Tímto způsobem jsou heterogenní spoje chápány i v kontextu této práce. (34)

4.4.2 Zásady difúzního svařování heterogenních spojů

Difúzní svařování heterogenních spojů tvořených různorodými kovy a slitinami představuje výrazné odlišnosti v porovnání se svařováním homogenních spojů. Obecně se pro svařování (zejména tavné) doporučuje tvorba homogenních spojů – ideálně symetrických, stejných tloušťek a materiálů. Taková doporučení lze do jisté míry aplikovat pro heterogenní svary, ale je nutné počítat s dalšími komplikacemi, které se pojí s rozdíly v typech krystalové mřížky, mřížkových parametrech, teplotách tavení, hustotách materiálů, součinitelích teplotních roztažností, modulech pružnosti apod., jeden z klíčových ukazatelů je také vzájemná rozpustnost prvků tvořících heterogenní spoj. (35) (36)

Lze obecně tvrdit, že čím většími rozdíly v uvedených vlastnostech disponuje daná svařovaná dvojice materiálů, tím vyšší nároky budou kladeny na zajištění svařovacího procesu vedoucího k vytvoření kvalitního difúzního spoje. Největší obtíže představuje existence intermetalických fází, které jsou velice tvrdé a křehké, a vznikají z důvodu omezené vzájemné rozpustnosti. Přítomnost intermetalických fází v oblasti spoje (vyloučené v difúzním rozhraní) s sebou nese řadu problémů, které výrazně snižují kvalitu výsledného spojení. Existuje několik zásad, které usilují buď o úplnou eliminaci těchto křehkých fází, nebo alespoň omezení jejich růstu pro případy, kdy není možné se jejich vzniku vyhnout. Mezi zásady, které pomáhají předcházet vzniku intermetalických fází a tlumí jejich následný růst patří: (22)

- 1) Minimalizovat dobu styku povrchů spojovaných součástí**
- 2) Volit vhodnou předúpravu povrchů spojovaných součástí**
- 3) Zajistit ochranu spoje proti působení okolní atmosféry**

Uvedené zásady charakterizují hlavní technologické pilíře procesu difúzního svařování heterogenních spojů. Z podstaty první zásady plyne, že svařovací čas musí být tak dlouhý, aby se odehrály difúzní procesy potřebné pro vytvoření spoje, ale ne delší. Hledání optimálních svařovacích parametrů zpravidla staví své výsledky na dvou přístupech, případně na jejich kombinaci. Jedná se o přístup experimentální a modelový. (21) (36)

Experimentální přístup spočívá ve stanovení vhodného svařovacího času na základě vytvoření sady velkého počtu vzorků, kde každý jeden odpovídá jinému svařovacímu času. Dle analýz mikrostruktury lze identifikovat podmínky, za kterých nevzniká na rozhraní svařovaných součástí vrstva intermetalických fází.

Stejně tak lze zjistit, za jakých podmínek vzniká vrstva intermetalických fází a jak široká může tato vrstva být, aby negativně neovlivnila soudržnost spoje. Modelový přístup usiluje o nalezení optimálních svařovacích parametrů pomocí matematických modelů vycházejících jednak z teorie difúze, a také z předem získaných experimentálních dat, která modely dále zpřesňují. V řadě případů je však modelový přístup omezen pouze na málo složité materiálové dvojice a jednoduché geometrie spojů. (26) (21)

Druhá zásada zastřešuje hned několik technologických kroků, které lze k jejímu naplnění využít. Kromě zajištění čistoty povrchu a vhodných topografických vlastností (drsnot, rovinnost), které nemají výrazný vliv na tvorbu intermetalických fází, je důležité zmínit možnost výběru vhodných přídavných materiálů, které jsou dobře svařitelné s každou svařovanou součástí tvořící heterogenní spoj, a vhodné legování svařovaných povrchů. Tyto zásahy umožňují změnit chemické složení v oblasti spoje a vynutit tak vznik struktury, která neobsahuje nežádoucí intermetalické fáze. Přídavné materiály (mezivrstvy) mohou být použity v různých podobách, např. jako vkládané tenkostěnné fólie, naprašované, či galvanicky nanášené vrstvy apod. V oblasti spoje tak vzniká mezi metalurgicky odlišnými materiály přechodová vrstva, která dokáže negativní aspekty vzájemných odlišností svařovaných materiálů do jisté míry kompenzovat. (22) (27) (36)

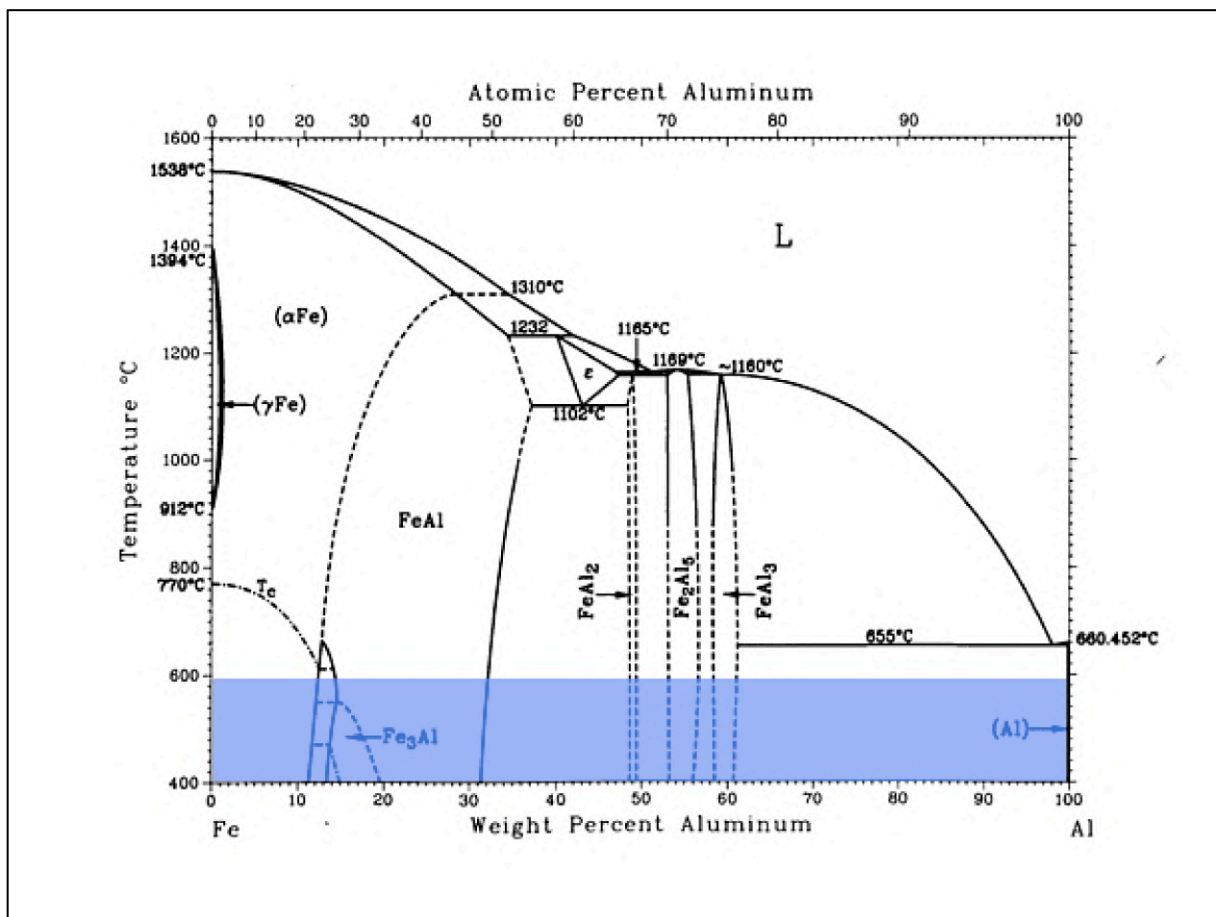
Třetí zásada se netýká přímo eliminace vzniku a šíření intermetalických fází, ale obecně doporučuje vyloučit přítomnost aktivních plynů v okolí svařovaných součástí, aby nedocházelo k vytváření oxidických vrstev na rozhraní spojovaných povrchů. Tato zásada je v současné době naplňována prostřednictvím vhodné konstrukce svařovacích zařízení, která využívají vakuovou ochranu nebo ochranu inertní atmosférou. Principiálně se zařazením vhodné svařovací atmosféry zabraňuje možnosti vytváření difúzních bariér (oxidačních produktů), které znemožňují vznik difúzního spojení. (36)

4.4.3 Difúzní svařování heterogenních spojů hliníkových slitin a ocelí

Na otázku svařování hliníkových slitin a ocelí lze těžko hledat odpověď mezi konvenčními způsoby svařování. Výrazné odlišnosti chemických a fyzikálních vlastností vnáší do běžně rozšířených svařovacích procesů řadu překážek. Difúzní svařování přináší výhody, které umožňují část překážek přirozeně překonat, jako např. použití nízkých svařovacích teplot, či potlačení vzniku hliníkových oxidů svařováním ve vakuu nebo ochranné atmosféře. Kromě difúzního svařování se jako vhodné technologie pro zhotovení spojů hliníkové slitiny s ocelí jeví další speciální metody svařování, např. svařování výbuchem a svařování ultrazvukem (někdy souhrnně označované jako metody svařování v tuhém stavu), které jsou charakteristické minimem vneseného tepla.

U těchto technologií je však značnou nevýhodou citlivost na zvýšené teploty, při kterých spoj rapidně ztrácí pevnost, nebo dochází k jeho úplnému rozpadu, což zásadně omezuje oblast použití takto zhotovených spojů. Tato kapitola se omezuje na popis výzev, které vznikají při difúzním svařování hliníkových slitin a ocelí. (22)

Heterogenní spoj hliníkové slitiny a oceli, kde jsou většinou zastoupenými prvky hliník (Al) a železo (Fe), představuje typický příklad materiálové kombinace, u které se nedá jednoduše potlačit vznik nežádoucích intermetalických fází. V oblasti vzájemného kontaktu zmíněných materiálů vzniká za zvýšených teplot řada sloučenin, které zvyšují křehkost finálního spoje. Jedná se nejčastěji o FeAl_3 , Fe_2Al_7 , Fe_2Al_5 , FeAl_2 a FeAl . Tyto fáze leží uvnitř pásma, které je vyznačeno modře v binárním diagramu Fe-Al na Obrázku 16. V tomto pásmu se nacházejí všechny fázové struktury, které mohou vzniknout mísením železa a hliníku v intervalu přípustných svařovacích teplot (do 600 °C). (22) (37)



Obr. 16 – Binární diagram Fe-Al (modře vyznačená oblast přísluší fázím potenciálně vznikajícím při mísení Fe a Al)

Růstu přechodových vrstev intermetalických fází při difúzním svařování lze v zásadě předejít dvěma způsoby. **První způsob** spočívá v použití mezivrstev, které tvoří přechodové pásmo mezi materiálem hliníkové slitiny a oceli.

Tento způsob je v porovnání s difúzním svařováním bez mezivrstvy co do provedení komplikovanější, ale výsledný spoj vyniká vyššími hodnotami mechanických vlastností.

Princip vytvoření spojení je z hlediska difúze stejný, ale je nutné si uvědomit, že v případě využití mezivrstvy je zapotřebí sledovat difúzní procesy odehrávající se na dvou rozhraních. Jedno rozhraní tvoří mezivrstva a první ze svařovaných materiálů, druhé rozhraní tvoří mezivrstva a druhý ze svařovaných materiálů. Proto je kromě nalezení vhodných podmínek svařování pro kvalitu spoje klíčové zvolit správné chemické složení mezivrstvy. Pro návrh chemického složení mezivrstvy se využívají rovnovážné diagramy, dle kterých lze orientačně predikovat fáze vznikající vzájemnou difúzí na rozhraních mezivrstvy a svařovaných materiálů. Pokud není mezivrstva dostatečně široká, lze očekávat, že se v mezivrstvě potkají difundující atomy obou svařovaných materiálů a vytvoří tak vícesložkový tuhý roztok. V takovém případě je predikce přítomných fází velmi náročná. Tloušťka nanesených mezivrstev by se měla pohybovat v rozmezí 0,1 mm až 0,25 mm. Obecně jsou nejčastěji používány mezivrstvy složené z mědi (Cu) či niklu (Ni), a to ze dvou důvodů. Oba prvky dosahují dobré „kompatibility“ s většinou kovů, kde vznikající fáze na rozhraní nemají tvrdý a křehký charakter. Samotné vrstvy vykazují dobré plastické vlastnosti, které podporují mikrodeformaci při zatížení v rámci svařovacího procesu, což se pozitivně projeví na pevnosti a houževnatosti vzniklého spoje. V případě difúzního svařování hliníkových slitin se nejvíce osvědčilo využití mezivrstvy ze stříbra (Ag), a to díky absenci oxidů stříbra, které se přestávají aktivně tvořit nad teplotou 200 °C, a relativně vysoké rozpustnosti stříbra v hliníku v teplotním intervalu 480 °C až 530 °C. (22) (27)

Druhým způsobem, jak se vyhnout růstu nežádoucích intermetalických fází při difúzním svařování, je nalézt takovou kombinaci svařovacích parametrů, která umožní vznik soudržného spojení při minimální tloušťce vyloučené vrstvy intermetalických fází na rozhraní. Minimalizace tloušťky vyloučené vrstvy spočívá primárně v omezení svařovacího času a teploty. Právě hledáním vhodných podmínek difúzního svařování bez mezivrstvy s ohledem na omezení vzniku a růstu intermetalické fáze se zabývá experimentální část této diplomové práce.

5 Návrh experimentu

Tato kapitola popisuje proces návrhu experimentu difúzního svařování heterogenního spoje korozivzdorné oceli s hliníkovou slitinou. Je zde podrobně popsána logika experimentu a vlastnosti svařovaných materiálů s důrazem na jejich svařitelnost.

5.1 Cíle experimentu

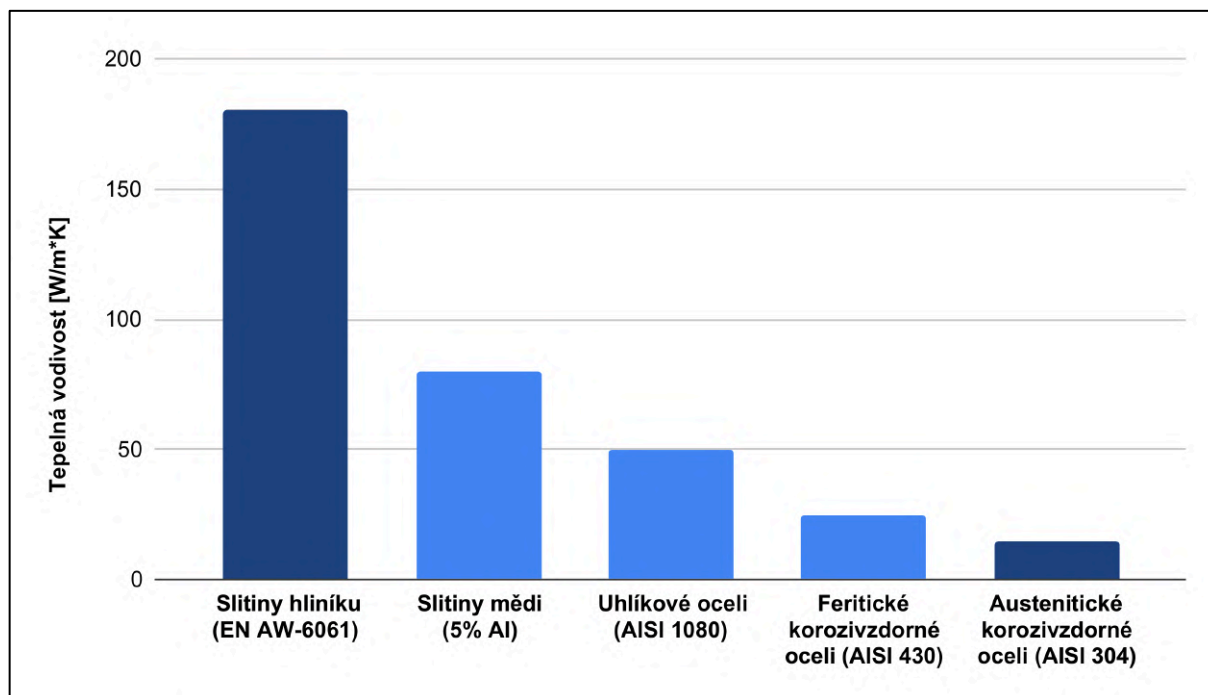
Cílem experimentu bylo vytvořit svarové spoje a vyhodnotit jejich kvalitu pro heterogenní (kombinovaný) spoj složený z hliníkové slitiny EN AW-6082 [AlSi1MgMn] a korozivzdorné austenitické oceli 1.4301 [X5CrNi19-10] pomocí technologie difúzního svařování v ochranné atmosféře bez mezivrstvy. Zhodnocení zhotovených svarů vycházelo z analýz projevů difúzních pochodů, které se během svařování uskutečnily na rozhraní spojovaných materiálů. Analýza rozhraní spočívala v hodnocení mechanických vlastností (měření mikrotvrdosti, modifikovaná zkouška tahem) a strukturních vlastností (pozorování na světelném a skenovacím elektronovém mikroskopu) a kladla si za cíl popsat závislost mechanických vlastností spoje na svařovacích parametrech, šířce difúzního pásma a tvorbě intermetalických fází vznikajících na rozhraní spoje.

5.2 Výběr svařovaných materiálů

Materiály tvořící heterogenní spoj, jehož svařováním se zabývá experimentální část diplomové práce, byly vybrány zejména z toho důvodu, že tyto materiály patří v rámci svých skupin mezi nejčastěji svařované materiály, a to díky kombinaci relativně nízké ceny, širokým možnostem využití a dobré svařitelnosti. Dalším důvodem výběru je názornost využití benefitů difúzního svařování, které umožňuje vytvářet spoje různorodých materiálů, které by jinými (např. tavnými) způsoby svařování vzniknout nemohly. Rozdílné hodnoty fyzikálních a mechanických vlastností vybraných materiálů (zobrazené v Tabulce 6 a na Obrázku 17) jsou značné, a proto představuje vytvoření spoje obrovskou technologickou výzvou. Zároveň v současné době neexistuje mnoho vědeckých článků zabývajících se využitím difúzního svařování pro vytváření spojů hliníkových slitin a korozivzdorných ocelí.

Tab. 6 – Porovnání vlastností svařovaných materiálů

Vlastnost	T_m [°C]	ρ [$kg \cdot m^{-3}$]	α [K^{-1}]	λ [$W \cdot m^{-1} \cdot K^{-1}$]	R_m [MPa]
Cr-Ni ocel	1450	7900	$16 \cdot 10^{-6}$	15	700
Al slitina	650	2700	$24 \cdot 10^{-6}$	180	330



Obr. 17 – Porovnání tepelných vodivostí různých skupin kovů (38)

5.3 Charakteristika vybrané korozivzdorné oceli

Tato kapitola je věnována podrobnější charakteristice vybrané korozivzdorné oceli a rozšiřuje informace uvedené v kapitole 2.2.3, kde byla skupina austenitických Cr-Ni korozivzdorných ocelí popsána obecně. V rámci jednotlivých podkapitol je při popisu důraz kladen zejména na vlastnosti, které souvisí se svařitelností vybraného materiálu. Svařitelnosti je posléze věnována samostatná kapitola ilustrující typické jevy, ke kterým dochází při svařování vybraného materiálu.

5.3.1 Základní informace o vybrané korozivzdorné oceli

Prvním ze svařovaných materiálů je Cr-Ni korozivzdorná ocel s austenitickou strukturou typu 1.4301 [X5CrNi18-10]. Dle chemického složení (uvedené v Tabulce 7) lze tuto ocel zařadit mezi běžné nestabilizované korozivzdorné oceli s nižším obsahem uhlíku.

Snížený obsah uhlíku podporuje potlačení množství karbidů bohatých na chrom (převážně Cr_{23}C_6), jejichž přítomnost zvyšuje pravděpodobnost napadení mezikystalovou korozi. Chrom plní v oceli funkci korozní ochrany prostřednictvím pasivní povrchové vrstvy vytvořené při kontaktu s vzdušným kyslíkem. Zvýšený obsah chromu zvyšuje stabilitu pasivní vrstvy a tím pádem i odolnost proti agresivnějším prostředím (slabým kyselinám za běžných teplot).

Přítomnost niklu zajišťuje v oceli austenitickou fázovou strukturu, která je stabilní až do záporných teplot. To se projevuje výrazným snížením tranzitní teploty. Tato vlastnost je dále podpořena přítomností manganu, který představuje austenitotvorný prvek stabilizující austenitickou strukturu. Mangan je přidáván také pro prevenci prodělání martenzitické transformace při rychlém ochlazení. Obsažený křemík slouží jako dezoxidační činidlo při tavení, má také efekt na stabilizaci ochranné pasivní vrstvy při vyšších teplotách. Křemík má tendenci se vázat s železem do sloučenin typu FeSi, Fe₂Si, Fe₃Si a vytvářet křehké intermetalické fáze s chromem (Cr₃Si). (9) (39)

Tab. 7 – Chemické složení vybrané korozivzdorné oceli (9)

Fe [%]	C [%]	Cr [%]	Ni [%]	Mn [%]	Si [%]
67	0,07	19	10	2	1

Vybraná ocel se nejčastěji dodává ve stavu po rozpouštěcím žíhání (výdrž na teplotě 1000–1100 °C a ochlazení do vody nebo na vzduchu). Dodává se ve formě pásů válcovaných za tepla i za studena, plechů válcovaných za tepla, tyčí, drátů, profilů a výkovků. Mechanické vlastnosti kombinují relativně vysokou pevnost a houževnatost spolu s vysokou tažností, jak je patrné z Tabulky 8. (9) (39)

Tab. 8 – Mechanické vlastnosti vybrané korozivzdorné oceli (9)

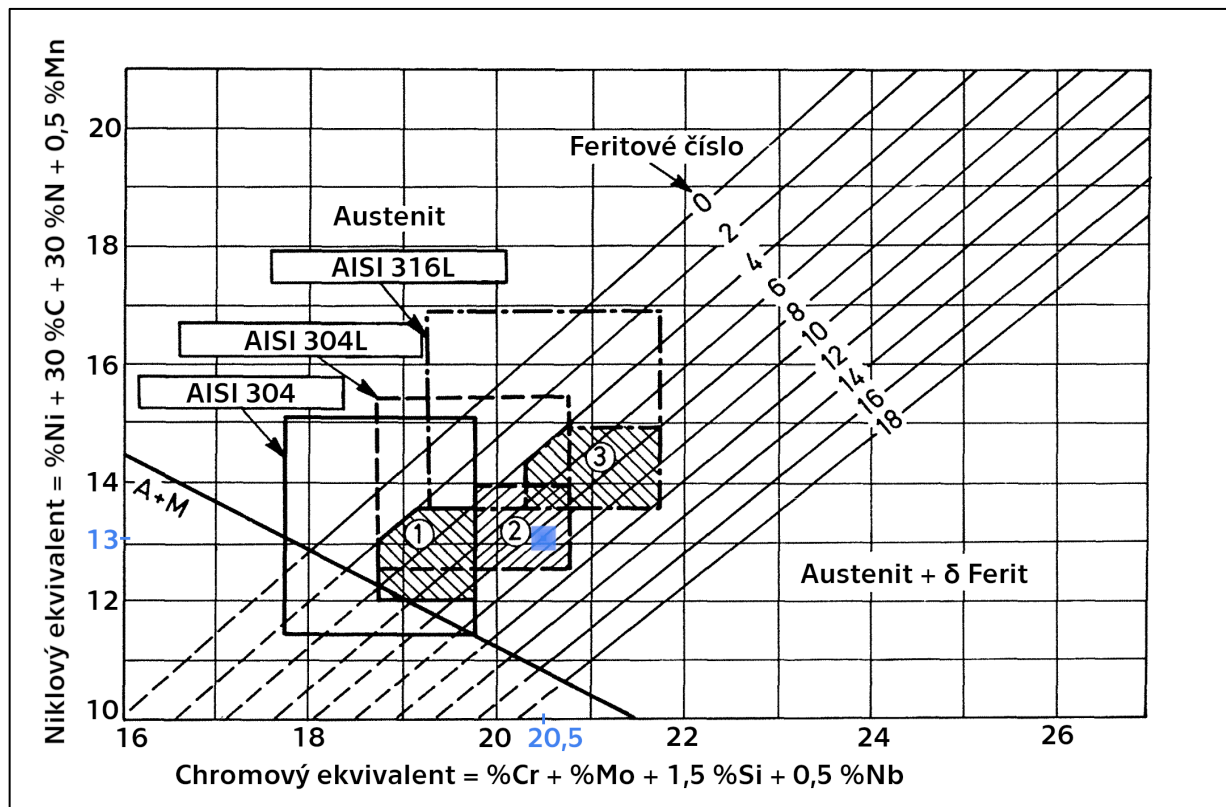
Polotovar	Průměr [mm]	Stav	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A ₅₀ [%]
Tyč	≤75	po RŽ	210	520-720	45

Z hlediska zpracovatelnosti je vybraná korozivzdorná ocel dobře svařitelná všemi obvyklými způsoby, dobře lešitelná, zvláště hlubokotažná a odolná proti opotřebení. Je také relativně dobře obrobitelná (zvýšený obsah síry limitován do 0,030 %). Běžně se používá jako spojovací materiál, pro výrobu součástí přístrojů v potravinářském průmyslu, součásti tažené za studena pro chemický a farmaceutický průmysl. (9)

5.3.2 Svařitelnost vybrané korozivzdorné oceli

Skupina korozivzdorných oceli, do které lze řadit i vybranou ocel 1.4301 [X5CrNi18-10], se vyznačuje výbornou svařitelností. Svařovat tyto oceli je možné bez přídavného materiálu. Při tavném svařování bez přídavného materiálu se typicky po svaření objevuje ve struktuře δ ferit, který byl při výrobě rozpuštěn během rozpouštěcího žíhání, a je následně vyloučen při chladnutí svarové lázně pod teplotou 800 °C. Konečný obsah δ feritu ve struktuře lze odhadnout pomocí konstitučních diagramů (Schaefflerův, De Longův) na základě znalosti chemického složení resp. stanovení chromového a niklového ekvivalentu.

De Longův konstituční diagram zobrazuje následující Obrázek 18. V diagramu jsou vyznačeny 3 obdélníkové oblasti připadající třem různým skupinám austenitických ocelí. Uvnitř těchto oblastí představují šrafované oblasti konkrétní austenitické oceli s přesněji definovaným chemickým složením. Modrou barvou je vyznačena oblast, do které spadá dle výpočtu chromového ekvivalentu (20,5 %) a niklového ekvivalentu (13,1 %) korozivzdorná ocel 1.4301 [X5CrNi18-10], vybraná pro tento experiment. (9), (10), (40)



Obr. 18 – De Longův diagram (40)

Malý obsah δ feritu v austenitické struktuře snižuje sklon svaru ke vzniku trhlin za tepla. Vznik δ feritu může být podpořen volbou vhodných přídavných materiálů, kdy je cíleno na obsah δ feritu v rozsahu 5 až 15 FN, nebo vhodným tepelným zpracováním při výrobě, které zajistí vyloučení malého procenta δ feritu již před samotným svařováním. Z pohledu chemického složení lze vznik δ feritu podpořit zvýšením obsahu chromu (Cr) a snížením obsahu niklu (Ni). (40) (10)

Při svařování s použitím přídavného materiálu je důležité dbát na dobré promísení základního a přídavného materiálu ve svarové lázni pro dosažení homogenní struktury svaru po ztuhnutí. Chemické složení přídavného materiálu je zpravidla velmi podobné chemickému složení základního materiálu, v některých případech může obsahovat prvky, které podporují vyloučení δ feritu, jak již bylo uvedeno.

V případě použití přídavného materiálu o chemickém složení výrazně se lišícím od základního materiálu může docházet v oblasti svaru ke vzniku galvanické koroze. Ta může představovat problém, pokud je svar vystaven vlhkému prostředí. Galvanický článek svaru a základního materiálu vzniká za podmínek, kdy má kov svarového spoje jiný elektrický potenciál než kov základního materiálu. Závažnost problémů spojených s galvanickou korozí bude záviset na velikosti rozdílu elektrických potenciálů svaru a základního materiálu v korozním prostředí. V případech, kdy nelze tento nežádoucí jev potlačit, se doporučuje volit chemické složení přídavného materiálu tak, aby byl kov svarového spoje ušlechtilejší než kov základního materiálu. Korodovat pak bude základní materiál, kde lze vzhledem k výrazně větší ploše možného napadení negativní dopady galvanické koroze zanedbat. (40)

Po svařování se nedoporučuje svary dále tepelně zpracovávat z důvodu možného snížení korozní odolnosti. Toto doporučení se vztahuje zejména na nestabilizované oceli s obsahem uhlíku nad 0,06 %, u kterých hrozí zvýšení rizika vzniku mezikystalové koroze. Toto riziko lze snížit použitím přídavných materiálů obsahujících stabilizační prvky jako niob (Nb) a titan (Ti), avšak je potřeba zmínit, že tento zásah není aplikovatelný na všechny druhy austenitických korozivzdorných ocelí. (40) (39)

Co se týče používaných ochranných plynů při svařování austenitických ocelí konvenčními technologiemi, je opět nutné počítat s možným ovlivněním chemického složení svarového kovu. Proto je doporučeno vyhnout se ochranným plynům obsahujícím uhlík (C) a dusík (N) ze stejných důvodů (spjatých s austenitizačním vlivem těchto prvků), které byly popsány výše. (40)

5.4 Charakteristika vybrané hliníkové slitiny

Obdobně jako v kapitole 5.3, je v této kapitole podrobněji charakterizován druhý z vybraných materiálů tvořící heterogenní spoj, v tomto případě hliníková slitina. Uvedeny jsou základní informace o materiálu a dále je charakterizována jeho svařitelnost a doprovodné jevy při svařování.

5.4.1 Základní informace o vybrané hliníkové slitině

Druhým svařovaným materiálem je hliníková slitina typu EN AW-6082 [AlSi1MgMn] ve stavu T6511. Toto označení vypovídá o tom, že vybraná hliníková slitina patří do skupiny vytvrditelných slitin hliníku pro tváření a byla dodána ve stabilním stavu po tepelném zpracování, konkrétně se jednalo o rozpouštěcí žíhání a následné umělé stárnutí. Tento způsob tepelného zpracování se projeví vyloučením precipitujících fází Mg_xSi_y , které významně ovlivňují mechanické vlastnosti – zvyšují pevnost a tvrdost při zachování tažnosti a houževnatosti.

Přesné chemické složení bylo doloženo dokumentem kontroly dle EN 10204 – inspekčním certifikátem typu 3.1 od výrobce a je naznačeno v Tabulce 9. (9)

Tab. 9 – Chemické složení vybrané hliníkové slitiny (9)

Al [%]	Si [%]	Mg [%]	Mn [%]	Fe [%]	Cu [%]	Ti [%]	Cr [%]	Zn [%]
96,5	1,2	0,87	0,8	0,4	0,06	0,047	0,033	0,007

Vybraná hliníková slitina má díky obsahu Si, Mg a Mn výbornou korozní odolnost bez dalších povrchových úprav a dobře odolává koroznímu praskání. Je využívána v průmyslovém a přímořském ovzduší pro středně namáhané lehké konstrukce, potrubí pro vedení vody, benzínu, či oleje. Vyniká velmi dobrou svařitelností všemi běžnými technologiemi (odporově, obloukově) a dobrou tvářitelností za tepla. Díky těmto vlastnostem je používána pro tvarově složitě tvářené výrobky jako například zábradlí, automobilové rámy, rámy jízdních kol, výztuhy lodních a automobilových konstrukcí apod. Mechanické vlastnosti vybrané hliníkové slitiny jsou uvedeny v Tabulce 10. (11) (9) (41)

Tab. 10 – Mechanické vlastnosti vybrané hliníkové slitiny (9)

Polotovar	Průměr [mm]	Stav	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A ₅₀ [%]
Tyč	≤80	T6	255	310	9

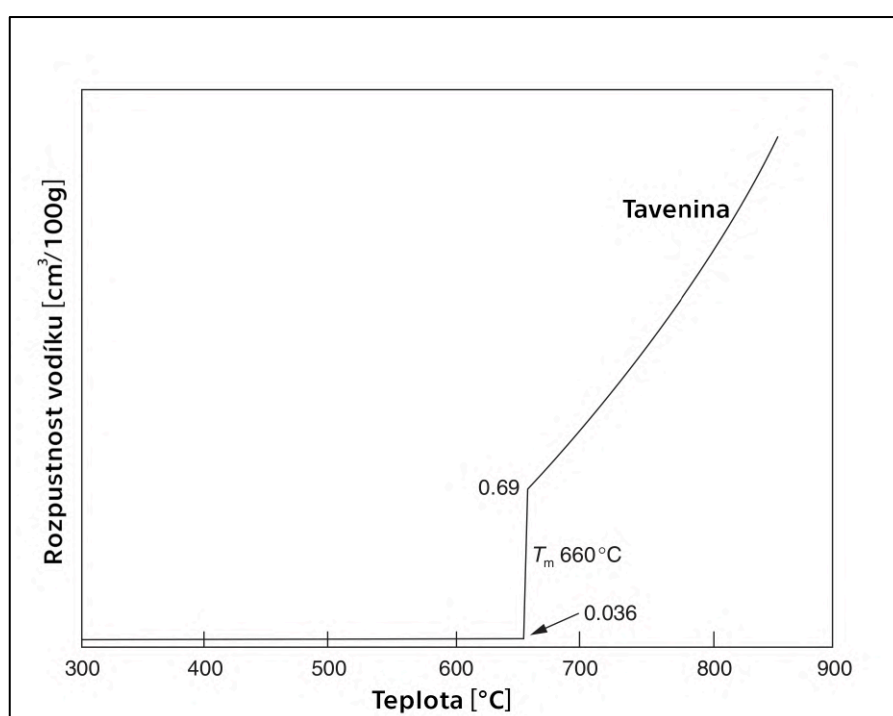
5.4.2 Svařitelnost vybrané hliníkové slitiny

Pojem svařitelnost zastřešuje všechny faktory, které mají vliv na vytvoření kvalitního svarového spoje. Tato kapitola je věnována typickým jevům, které komplikují svařování hliníkových slitin. Zvláštní pozornost dostává skupina vytvrditelných slitin hliníku, do kterých patří hliníková slitina vybraná pro difúzní svařování v experimentální části práce. Mezi hlavní problémy při svařování hliníkových slitin lze řadit: (42)

- Přítomnost pórů ve struktuře
- Přítomnost povrchové vrstvy oxidů
- Vznik trhlin za tepla
- Ztrátu pevnosti

Porozita je problém, který se pojí převážně s taveninou kovu ve svarové lázni, která je přítomna v rámci všech tavných procesů svařování. Přejdem do tekutého stavu se rapidně zvyšuje rozpustnost plynů ve struktuře kovu. Po ukončení svařování a začátku tuhnutí roztaveného kovu nestihnou všechny rozpuštěné plyny strukturu opustit a zůstávají zde uvězněny i v tuhém stavu, kde se mohou shlukovat a vytvářet až milimetrové póry.

Velký rozdíl rozpustnosti (zhruba 20x) v hliníku mezi taveninou a tuhým stavem má vodík, jehož negativní vliv na svařitelnost se projeví u hliníkových slitin ze všech plynů nejvíce. Změnu rozpustnosti vodíku v hliníku zobrazuje Obrázek 19. Přítomnost vodíku ve svarech zhotovených tavnými metodami není možné zcela potlačit, ale lze ji redukovat několika způsoby, např. vhodným skladováním přídavných materiálů (hrozí riziko navlhnutí), čistota ochranných plynů (špatné skladování může zapříčinit kontaminaci plynu vzdušným vodíkem), volbou vhodných přídavných materiálů (snížení rozpustnosti změnou chemického složení), snížením rychlosti svařování (vodík má více času na difúzi ven z tavné lázně), snížením napětí zdroje (menší rozstřík zajistí menší kontaminovaný objem), očištěním svarových ploch (mohou absorbovat atmosférický vodík). (42)

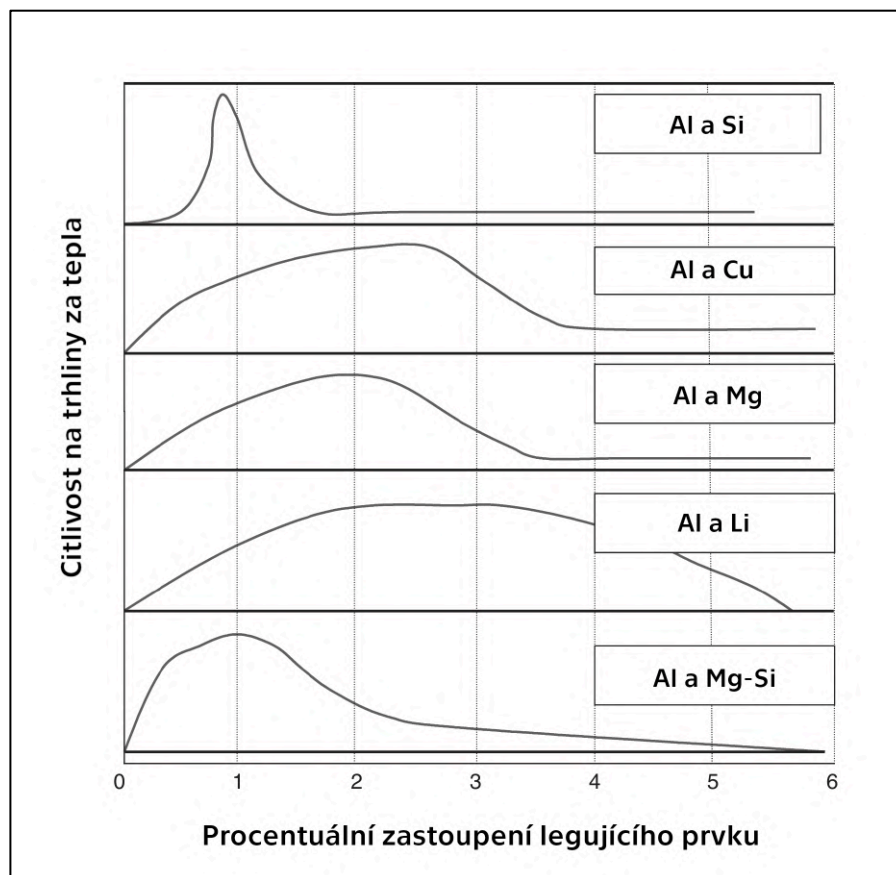


Obr. 19 – Mění se rozpustnost vodíku v hliníku s teplotou (42)

Na povrchu všech hliníkových slitin se vytváří tenká vrstva oxidu Al_2O_3 . Tato vrstva je stabilní až do teplot 2060 °C, což znamená, že při natavení základního materiálu hliníkové slitiny (cca 660 °C) nedochází k jejímu rozkladu a zůstává na povrchu taveniny ve formě „slupky“. Narušení a odstranění této vrstvy je v rámci procesu svařování dosaženo vhodným nastavením tepelného toku, kdy dochází k tzv. katodovému čištění. Vhodnou metodu v tomto případě představuje TIG s AC režimem, kde je elektroda zapojena jako kladný pól. (42)

Vznik trhlin za tepla je jev, který doprovází svařování všech vícefázových slitin (ocelí, niklových a kobaltových slitin, slitin mědi). O vzniku trhlin za tepla rozhoduje způsob tuhnutí (chladnutí). Přítomnost legujících prvků se projeví vyloučením nových fází ve struktuře, které mohou mít navzájem odlišné vlastnosti.

Pokud nejsou legující prvky zastoupeny v obsahu, který odpovídá eutektickému složení, nedochází k okamžité přeměně z tekutého do tuhého stavu. V tomto teplotním intervalu může nastat případ, že jedna z přítomných fází začíná tuhnout dříve než druhá. Pokud je teplotní interval tuhnutí jednotlivých strukturních fází, může docházet k vylučování fází po hranicích již ztuhlých a zformovaných zrn, které zde vystupují jako iniciátory trhlin. Především vzniku trhlin za tepla se dá pouze dodržet předepsaných limitních hodnot legujících prvků, které zaručí, že nedojde k nadměrnému obsahu „kritické“ fáze. Obrázek 20 zobrazuje závislost citlivosti na trhliny za tepla na koncentracích legujících prvků hliníkových slitin. (42)



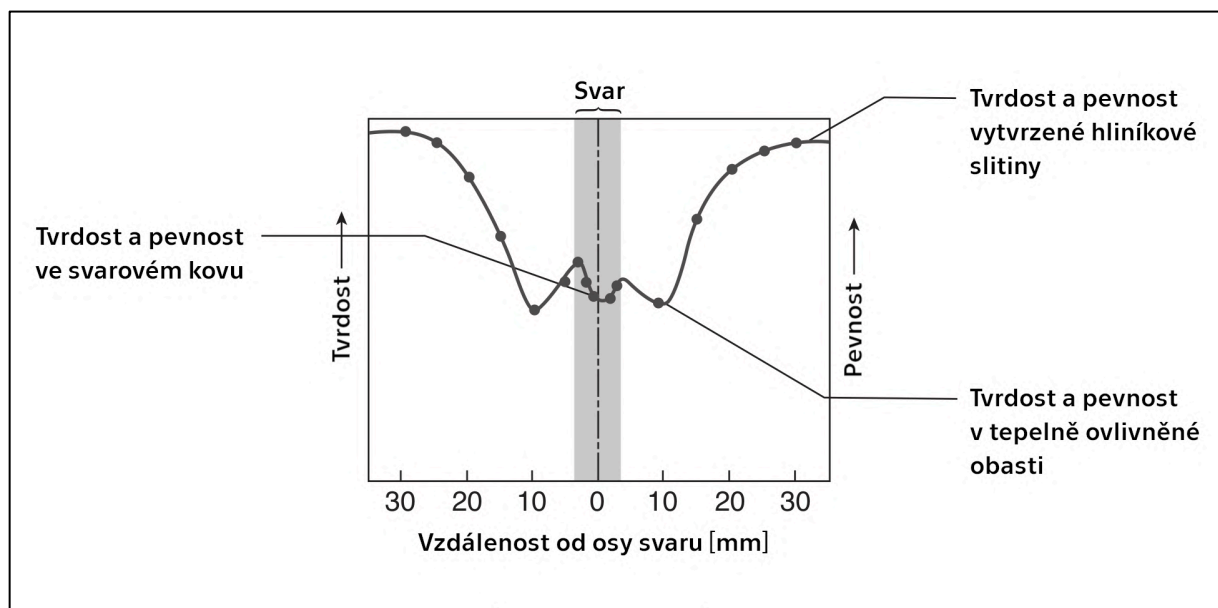
Obr. 20 – Citlivost na vznik trhlin za tepla legujících prvků hliníkových slitin (42)

Ztráta pevnosti po svaření se projevuje zejména u hliníkových slitin, které byly před svařováním deformačně nebo precipitačně zpevněny. Příčiny ztráty pevnosti jsou prakticky dvě:

- Teplotní cyklus svařování
- Změna chemického složení při použití přídavných materiálů

Teplotní cyklus svařování se může projevit změnou fázové struktury, v případě, že před svařením obsahovala nerovnovážné struktury, jejichž aktivita byla původně potlačena. To se týká např. precipitačně vytvrzených hliníkových slitin, kde je koherentní precipitát malého rozměru vyloučen rovnoměrně v celém objemu materiálu. Ohřevem materiálu při svařování získá precipitát dostatek energie k shlukování (růst precipitátu) a hromadění se v oddělených zónách nebo na hranicích zrn (segregace). Teplotní cyklus se dále projeví uvolněním energie dislokací nahromaděné během deformačního zpevnění. Kromě zmíněných efektů zvýšení teploty může způsobit hrubnutí zrna a rekrystalizaci, která se opět projeví ztrátou pevnosti. (42) (19)

V případě svařování se svařovacími materiály, které se primárně používají pro zlepšení vlastností svarového kovu, může dojít k výraznějšímu ovlivnění chemického složení v oblasti svarové lázně. Takto ovlivněná oblast může tvořit vlastnostmi odlišnou strukturu než základní materiál, která vykazuje nižší hodnoty pevnosti. Proměnlivý charakter mechanických vlastností v oblasti svarového spoje ilustruje Obrázek 21. (42)



Obr. 21 – Změna mechanických vlastností vytvrzené hliníkové slitiny po tavném svařování

Všechny výše zmíněné problémy svařitelnosti hliníkových slitin se týkají také procesu difúzního svařování. Do jisté míry odpadá riziko absorpce vodíku, protože hliníková slitina nepřechází do stavu taveniny a je po celou dobu ohřevu a chladnutí chráněna ochrannou atmosférou. Výraznější problém představuje přítomná oxidická vrstva, rozboru této problematiky je věnována kapitola 4.1.2. Nelze také zanedbat vliv teplotního cyklu a změny chemického složení v oblasti styku svarových ploch. Podrobněji jsou tyto efekty sledovány v rámci experimentální části práce.

5.5 Použité analytické metody

Tato kapitola uvádí výčet analytických metod využitých při sběru dat v rámci hodnocení kvality spojů v průběhu experimentu včetně stručné charakteristiky každé z nich.

5.5.1 Zkouška mikrotvrlosti

Tvrlost je vlastnost materiálu, která popisuje odolnost povrchové části materiálu proti narušení cizím tělesem. Podle způsobu narušení povrchu lze zkoušky tvrdosti dělit na statické, dynamické a vrypové. Z důvodu jednoduchosti, reprodukovatelnosti a relativně vysoké přesnosti jsou nejčastěji uplatňovány statické zkoušky tvrdosti, které spočívají ve vtlačování indentoru klidnou silou ve směru kolmém ke zkoušenému povrchu. Mezi nejrozšířenější statické zkoušky tvrdosti patří zkoušky dle Brinella, Rockwella a Vickerse. Tyto zkoušky se od sebe liší tvarem a materiálem indentoru (kalená ocel, diamant), předepsanými podmínkami zatěžování (síla, doba) a postupy výpočtu hodnot tvrdosti. Je nutno podotknout, že výsledné hodnoty tvrdosti dle uvedených metod mezi sebou nejsou zaměnitelné. Pro převod výsledků se využívá konverzních vzorců a tabulek. Je důležité si uvědomit, že výsledky zkoušek tvrdosti závisí na mnoha faktorech (druh materiálu, geometrie vtisku, přesnost zařízení) a pro zachování výpovědní hodnoty experimentu je doporučeno porovnávat výsledky získané stejným druhem zkoušky. (11)

Pojem mikrotvrlost se zavádí pro tvrdost určenou použitím relativně malých zatížení, kde hranici mezi mikrotvrlostí a tvrdostí (někdy nazývanou makrotvrdotí) představuje hodnota zátěžné síly 19,8 N. Měření mikrotvrlosti se používá při stanovení tvrdosti tenkých vrstev, při kterých by použitím vyšších zátěžných sil mohlo dojít k proniknutí skrz tenkou vrstvu, nebo při analýzách relativně malých oblastí, v rámci kterých je potřeba vytvořit větší počet vtisků, které se vzájemně neovlivňují. Mikrotvrlost není možné měřit obvyklými tvrdoměry, neboť vytváří výrazně vyšší nároky na přesnost zatěžování indentoru a odečítání parametrů vtisku. Nejrozšířenější metodou pro určování mikrotvrlosti je metoda Vickersova, která pracuje se zatíženími v řádech desetin až jednotek N. (11)

Vickersova metoda pro určování mikrotvrdomosti spočívá ve vytvoření pravidelného čtyřhranného vtisku pomocí diamantového indentoru ve tvaru čtyřbokého jehlanu s vrcholovým úhlem stěn 136°. Výsledná hodnota mikrotvrdomosti je získána výpočtem podle vztahu popsaného Rovnicí 12: (43)

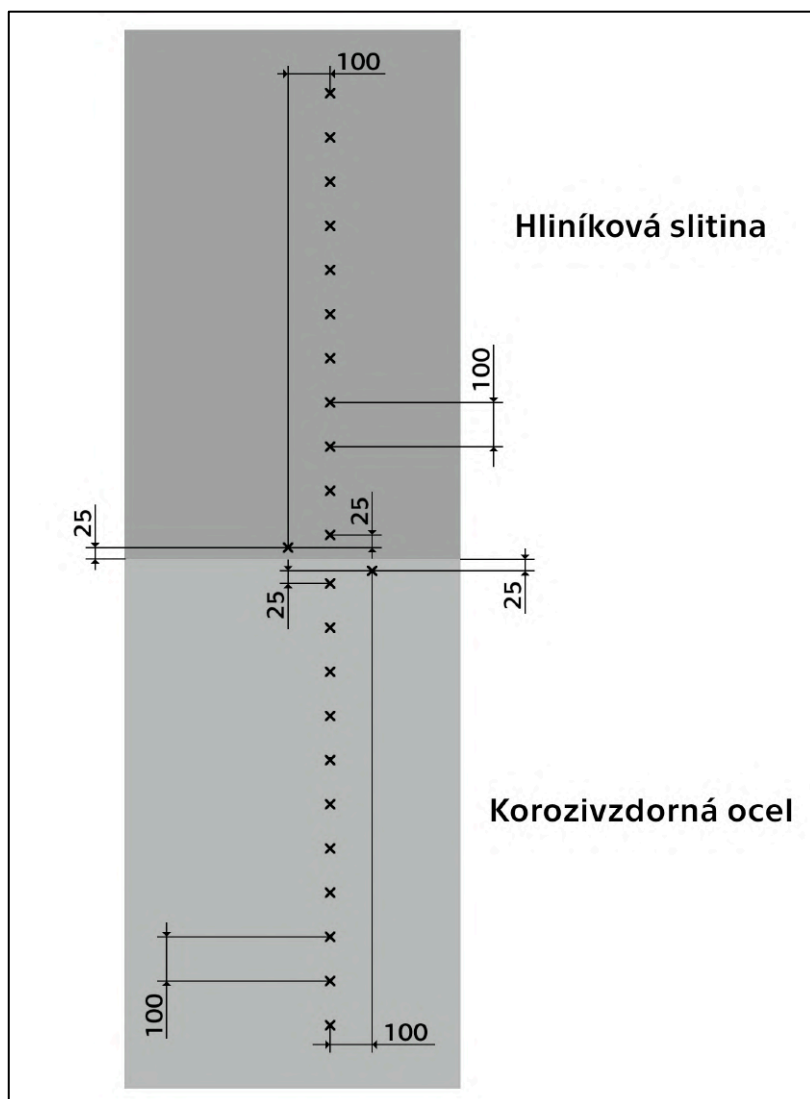
$$HV = 0,189 \frac{F}{u^2} \quad \text{Rovnice 12}$$

Kde:

$F [N]$	Zátěžná síla indentoru
$u [mm]$	Průměrná hodnota úhlopříček čtyřhranného vtisku

Zkouška mikrotvrdomosti svarových spojů se standardně provádí dle normy ČSN EN ISO 9015-2, která specifikuje zkoušení mikrotvrdomosti na příčných řezech svarových spojů kovových materiálů s vysokými gradienty tvrdosti. Tato norma popisuje princip, přípravu a postup měření. Norma uvádí doporučené umístění řad vtisků a jejich vzájemnou vzdálenost vzhledem k zátěžné síle a druhu materiálu. (43)

Vzhledem k odlišnému charakteru tavných a difúzních (tlakových) spojů bylo vlastní měření mikrotvrdomosti v rámci experimentu modifikováno způsobem, který zachovává logiku popsanou v normě ČSN EN ISO 9015-2. Hlavním orientačním bodem při tvorbě indentačních map bylo zvoleno vzniklé difúzní rozhraní, které odděluje spojované materiály. Ve směru kolmém na vzniklé rozhraní bylo na straně každého ze svařovaných materiálů vytvořeno 11 vtisků. Vzdálenosti jednotlivých vtisků jsou zobrazeny na Obrázku 22, všechny **vzdálenosti jsou uvedeny v jednotkách mikrometrů.**



Obr. 22 – Návrh indentační mapy pro měření mikrotvrdosti (délkové hodnoty uvedeny v jednotkách μm)

5.5.2 Metalografická analýza

Metalografická analýza, někdy také nazývaná jako metalografická zkouška, je destruktivní metoda zkoušení materiálů, která se provádí s cílem pozorování plošné makrostruktury a mikrostruktury, která není viditelná bez nedestruktivního zásahu. V případě svarových spojů spočívá metalografická analýza v odebrání vzorků zhotoveného svaru (příčné nebo podélné řezy), které jsou několikasupňovým postupem přivedeny do stavu, který je vhodný pro pozorování pod mikroskopem. Vzorkům připraveným k pozorování se říká „metalografické výbrusy“. Způsob přípravy metalografických výbrusů závisí na analyzovaném materiálu a na strukturách, které chce pozorovatel sledovat.

V technické praxi se běžně analyzují metalografické výbrusy kovů, pro které je postup přípravy a vyhodnocení popsány normami ČSN EN ISO 17639, ČSN 42 0460 a ČSN 42 0003. Obecně je možné rozdělit metalografickou zkoušku rozdělit do těchto fází: (6), (44)

- Odběr vzorků
- Fixace vzorků
- Broušení vzorků
- Leštění vzorků
- Leptání vzorků

Uvedený výčet může být podle konkrétních požadavků pozměněn. Připravené metalografické výbrusy jsou určeny k makroskopickému a mikroskopickému pozorování. Makroskopické pozorování svarových spojů využívá optických zařízení poskytujících relativně malá zvětšení obrazu (do zvětšení 30x). Tato analýza je zaměřena na identifikaci větších strukturních útvarů, např. geometrii svaru a větší objemové vady (trhliny, póry). Mikroskopická analýza klade vyšší nároky na přípravu vzorků (vícestupňové broušení a leštění) a zobrazovací zařízení, např. pokročilé světelné mikroskopy (do zvětšení 500x) a elektronové mikroskopy (běžné zvětšení 1000000x). Kvalita výsledného obrazu a viditelnost přítomných strukturních útvarů závisí na preciznosti přípravy sledovaných ploch. Pro zviditelnění hranic zrn se v posledním kroku přípravy přistupuje k leptání vzorků, které selektivně zvýrazní individuální zrna. Analýza mikrostruktury se u svarových spojů využívá např. k hodnocení přítomných částic (precipitátů, segregátů), fázové struktury, pórů a vměstků apod. (44)

Nejčastěji je k pozorování mikrostruktury využíván světelný mikroskop k pozorování objektů v možnostech převyšujících rozlišovací schopnost lidského oka (0,1 mm). Světelný mikroskop je založen na akvizici zvětšeného obrazu, kde je nositelem obrazové informace viditelné světlo. (26)

Optické schopnosti světelného mikroskopu lze popsat pomocí numerické apertury označené „NA“. Tento ukazatel kvantifikuje schopnost objektivu shromažďovat světlo. Čím vyšší je hodnota numerické apertury, tím lepší rozlišovací schopnost světelný mikroskop poskytuje. Rozlišovací schopnost mikroskopu lze chápat jako nejmenší vzdálenost (nejmenší detail) mezi dvěma rozlišitelnými body (ostře zobrazené body nesplývající v jeden), což v praxi znamená, že čím větší rozlišovací schopnost světelný mikroskop má, tím detailnější obraz poskytuje. Na rozlišovací schopnost mikroskopu má vliv také vlnová délka použitého světla, zde platí, že nižší vlnové délky použitého světla umožňují pozorovat menší detail. Zvětšení obrazu je funkcí parametru NA a indexu lomu prostředí, kterým prochází svazek světla v objektivu. Mezi nejlepší mikroskopy patří v současnosti mikroskopy využívající olejové imerzní objektivy, které dosahují maximálního užitečného zvětšení (MUM) až 1400x. (26)

5.5.3 Skenovací elektronová mikroskopie (SEM)

Skenovací elektronová mikroskopie je analytická metoda, která využívá k akvizici obrazu skenovací elektronový mikroskop. Toto zařízení umožňuje pozorovat širokou škálu materiálů, např. kovy, keramiku, polymery a biologické materiály (tkáně, mikroorganismy). Podmínkou je, že musí být možné odvádět z povrchu vzorků hromadící se elektrický náboj. Elektronové mikroskopy standardně dosahují zvětšení až 1000000x a hloubky ostrosti až 50x větší než světelné mikroskopy. (26)

V porovnání se světelnými mikroskopy je princip akvizice obrazové informace skenovacím elektronovým mikroskopem značně odlišný. Celý proces probíhá ve vysokém vakuu, kde autoemisní nebo termoemisní (běžnější) zdroj emituje elektrony (urychlované napětím až 30 kV), které jsou elektromagnetickými čočkami usměrněny v úzký „primární elektronový svazek“, který bombarduje povrch sledovaného vzorku. Jako nositel obrazové informace slouží elektron, který je „odražen“ z povrchu sledovaného vzorku. Obraz se pak skládá z vícero detekovaných částic, kterými mohou být zpětně odražené elektrony, sekundárně vyzářené elektrony, Augerovy elektrony a fotony (charakteristické rentgenové záření). Výstupem ze skenovacího elektronového mikroskopu je kontrastní černobílý obraz. (26)

Elektronové mikroskopy dále nabízejí možnost provedení speciálních analytických metod, mezi které patří např. energiově/vlnově disperzní spektrometrie (EDS/WDS) pro zjišťování chemického složení, katodoluminiscence (CL) pro zvýraznění povrchových struktur nebo metoda fungující na principu difrakce zpětně odražených elektronů (EBSD), která se používá pro krystalografickou analýzu kovů (zjišťování orientace krystalové mřížky). (26)

5.5.4 Energiově disperzní spektrometrie (EDS)

Analytická metoda EDS (z anglického Energy Dispersive X-ray Spectroscopy), někdy též označovaná jako EDX, se do češtiny překládá jako energiově disperzní spektrometrie. Tato metoda funguje na principu detekce charakteristického rentgenového záření (fotonů), které je emitováno z povrchu vzorku při interakci elektronů s atomy analyzovaného materiálu. Dopadem fotonů na detektor vzniká signál, který po zesílení umožňuje vykreslení tzv. EDS spektra, na základě kterého je možné určit, jaký druh chemického prvku náleží analyzovanému místu. (45)

Metoda EDS umožňuje analyzovat oblasti bodové, liniové a plošné. Bodová analýza odhaluje chemické složení ve vybraném bodě a využívá se např. pro zkoumání heterogenních útvarů ve struktuře (precipitátů, vměstky, neznámé částice). Liniová analýza spočívá v rozboru chemického složení podél vybrané úsečky, je možné si ji představit jako velký počet bodových analýz provedených v jedné řadě za sebou.

Tato analýza např. umožňuje sledování změn zastoupení chemických prvků ve vybraném směru vzorku. Plošná analýza je časově nejnáročnější ze zmíněných analýz a, jak název napovídá, spočívá ve vytvoření plošné mapy chemického složení vybrané oblasti. (45)

5.5.5 Tahová zkouška

Příčná taková zkouška svarů kovových materiálů je definována normou ČSN EN ISO 4136, která je platná pro zkoušení svarů všech kovových materiálů zhotovených libovolnou metodou svařování. Principem zkoušky je namáhání zkušebního tělesa tahovým zatížením, které se zvyšuje nepřetržitě až do prasknutí (lomu) při dosažení maximální zátěžné síly. Zkušební těleso musí být odebráno příčně od svarového spoje tak, aby po opracování zůstala osa svaru pokud možno ve středu rovnoběžné osy zkušebního tělesa. Norma dále uvádí doporučenou geometrii zkušebních těles a způsob jejich opracování. Při opracování zkušebních těles norma doporučuje volit technologie, které nemohou výrazně ovlivnit materiálové vlastnosti zkušebních těles (deformační zpevnění povrchu, tepelné ovlivnění struktury). Za vhodné technologie přípravy zkušebních těles je považováno třískové obrábění (řezání, frézování, broušení) a dělení vodním paprskem. (46)

Pro tahovou zkoušku difúzních spojů zhotovených v rámci experimentu byla vzhledem k atypickým rozměrům svařených vzorků modifikována geometrie zkušebních těles. Proces přípravy vzorků je podrobněji popsán v samostatné kapitole 8.4. Výsledky provedené zkoušky byly interpretovány pomocí dopočteného parametru „napětí při přetržení“ z důvodu lišících se příčných průřezů jednotlivých zkušebních vzorků.

5.6 Realizace experimentu

Experiment byl rozdělen do dvou fází. V první fázi proběhlo svařování vzorků včetně optimalizace navržených procesních parametrů a ve druhé fázi byly realizovány navržené zkoušky mechanických vlastností a materiálové analýzy úspěšně svařených vzorků difúzních spojů. Ke zhotovení svarů bylo využito zařízení Indutherm SU450. Toto zařízení umožňuje svařování vzorků válcového tvaru, které je možné pomocí otvorů zhotovených v ose válce navést na zaváděcí trn. Byly svařovány vzorky s různými kombinacemi hodnot procesních parametrů: svařovací teploty a svařovacího času. Ostatní charakteristiky, resp. ostatní proměnné, procesu difúzního svařování vystupovaly v experimentu jako konstanty.

Interval hodnot svařovacích teplot a časů byl stanoven dle teoretických poznatků čerpaných z odborné literatury a praktických zkušeností vedoucího práce. Svařovací teploty byly voleny v rozmezí 0,7-0,9 násobku teploty tání materiálu s nižší teplotou tání ze svařované dvojice. Pro tuto materiálovou kombinaci byla materiálem s nižší teplotou tání hliníková slitina, jejíž teplota solidu je 555 °C a teplota likvidu je 650 °C. Rozmezí volených teplot svařování bylo omezeno hodnotami 450 °C a 600 °C (pro teplotu tání 650 °C). Svařovací časy byly voleny na základě předchozích zkušeností se svařováním vzorků stejných rozměrů a teoretických doporučení, která předepisují zachovat svařovací časy co nejkratší.

Konečný návrh experimentu uvažoval následující rozsahy procesních parametrů. Svařovací teplota byla z hodnoty 450 °C postupně zvyšována s krokem o velikosti 25 °C až k teplotě 600 °C. V kombinaci se čtyřmi svařovacími časy – 150 s, 300 s, 600 s, 900 s tak vznikla tabulka pro 28 kombinací různých svařovacích parametrů. Pro každou kombinaci svařovacích parametrů byl zhotoven jeden difúzní svar. Konečný návrh rozsahu experimentu ilustruje Tabulka 11. (22) (1)

Tab. 11 – Návrh svařovaných kombinací procesních parametrů (teploty a času)

Teplota	Čas	150 s	300 s	600 s	900 s
450 °C					
475 °C					
500 °C					
525 °C					
550 °C					
575 °C					
600 °C					

6 Příprava svařovacího procesu

Příprava svařovacího procesu je jednou z nejdůležitějších etap svařování. To platí zejména pro difúzní svařování, kde je konečná kvalita zhotoveného spoje přímo závislá na kvalitě přípravy svarových ploch. Právě charakteristiky svarových ploch jako drsnost a rovinnost mohou být ovlivněny pouze v přípravné fázi.

6.1 Příprava vzorků

Tato kapitola je věnována popisu jednotlivých kroků přípravy vzorků pro zhotovení difúzních spojů. Postupně je popsáno dělení polotovarů, vrtání vodicích děr, příprava svarových ploch a složení vzorků ve svařovací sestavu, připravenou pro zavedení do pracovní komory svařovacího zařízení.

6.1.1 Dělení polotovarů

Vstupní materiál pro plánovaný experiment byl dodán ve formě tyčí o průměru 30 mm a délce 3000 mm, které byly nařezány na kratší části pro lepší manipulaci. Rozměry tyčí (průměry) byly vybrány s ohledem na plánovanou geometrii vzorků (vzhledem k velikosti pracovní komory svařovacího zařízení), ty měly mít tvar válce o maximálním průměru 35 mm a výšce v rozmezí 5 až 60 mm. Pro oba materiály bylo na metalografické pile Labotom 6 od výrobce Struers zhotoveno 30 vzorků o tloušťce cca 7 mm. Při operaci dělení byl kladen zvláštní důraz na dodržení kolmosti řezné plochy (budoucí svarové plochy) s osou válce (tyče) a rovinnosti řezné plochy.



Obr. 23 – Vzorky pro difúzní svařování po operaci dělení s označením os děr

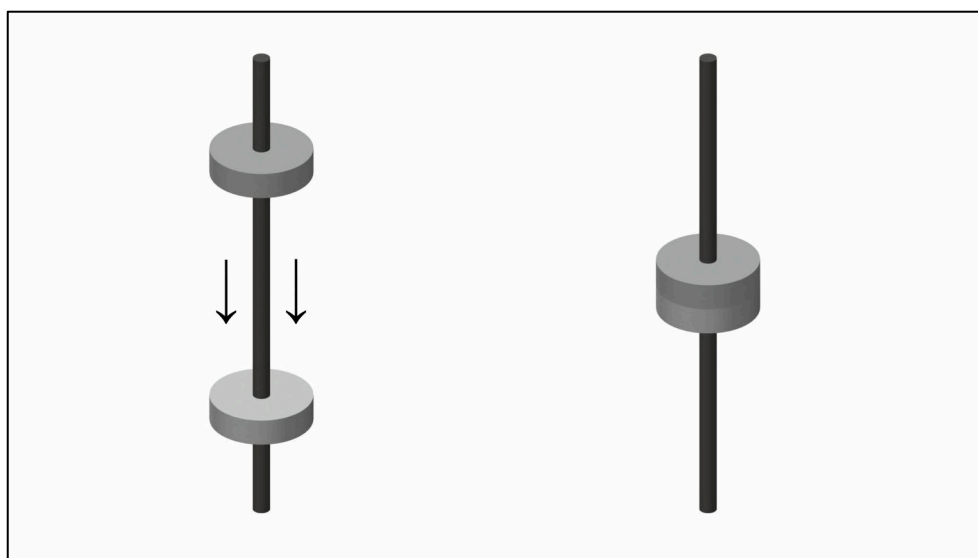
6.1.2 Vrtání vodicích děr

Pro možnost vytvoření svařovací sestavy bylo nutné opatřit vzorky vodicí dírou, která se nacházela v ose vzorku a měla průměr 5 mm, jak je naznačeno na Obrázku 24.



Obr. 24 – Vzorky pro difúzní svařování po dělení a vrtání vodicích děr

Průměr díry byl volen ve vztahu k průměru vodicího trnu, který je využíván k navedení vzorků svarovými (stykovými) plochami k sobě a následnému zavedení sestavy do pracovní komory svařovacího zařízení. Navádění svařovaných vzorků na vodicí trn je modelově naznačeno na Obrázku 25. Díry byly zhotoveny na stolní dílenské vrtačce v dílnách Fakulty strojní ČVUT v Praze. Při operaci vrtání byl kladen zvláštní důraz na dodržení sousosti os vzorku a vrtané díry.



Obr. 25 – Postup navádění vzorků pro difúzní svařování na vodicí trn

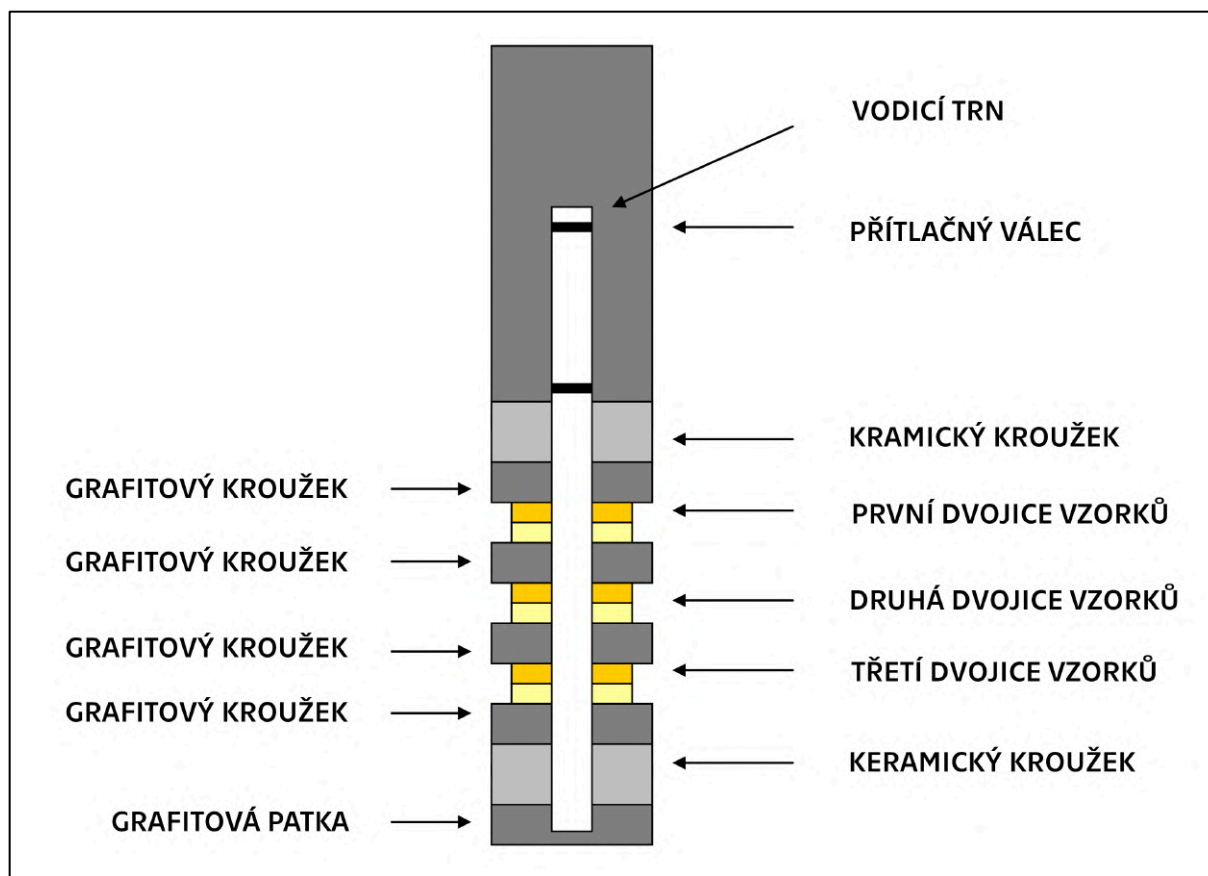
6.1.3 Broušení svarových ploch zkušebních vzorků

Pro maximalizaci stykových ploch mezi svařovanými vzorky a pro zajištění porovnatelnosti výsledků byly svarové plochy broušeny vždy stejným způsobem, tak aby všechny použité základní materiály stejného typu materiálu vykazovaly jednotnou drsnost povrchu stykové plochy, kde byl posléze vytvořen difúzní spoj. **Vzorky z hliníkové slitiny byly broušeny na hodnoty drsnosti Rz 2,5 μm a Ra 0,4 μm . Vzorky z korozivzdorné oceli byly broušeny na hodnoty drsnosti Rz 0,7 μm a Ra 0,1 μm .** Broušení svarových ploch bylo provedeno na metalografické brusce Phoenix Beta s automatickou hlavou Vector od výrobce Buehler za podmínek uvedených v Tabulce 14. Hodnoty drsnosti byly po broušení změřeny na přenosném drsnoměru Mitutoyo SJ-410.

6.1.4 Složení sestavy vzorků

Svařovací zařízení umožňuje svařovat teoreticky libovolný počet vzorků, omezujícím faktorem je výška svařovací komory. Výrobce zařízení proto doporučuje svařovat maximálně 3 dvojice vzorků najednou (schéma doporučené sestavy je na Obrázku 26). Svařovací sestavu použitou pro experiment tvoří 2 základní (svařované) materiály (1 dvojice vzorků), 2 keramické kroužky, 3 grafitové kroužky, 1 grafitová patka, 1 grafitový výškový váleček a 1 ocelový vodící trn. Všechny uvedené členy jsou válcového tvaru, vzorky a kroužky disponují vodícím otvorem umístěným v ose. Tento otvor slouží k navedení vzorků na vodící trn, který představuje páteř celé svařovací sestavy. Vodící díry mají předepsaný průměr 5 mm. Průměr vodícího trnu je logicky menší než 5 mm, jmenovitě 4 mm. Koncepte svařovací sestavy vychází z geometrie pracovního prostoru svařovacího zařízení (svařovací komory) a zajišťuje zejména souosost svařovaných vzorků a jednoduchou manipulaci (zakládání a vyjímání). Maximální celková výška sestavy je konstrukcí svařovacího zařízení omezena na 60 mm.

Keramické kroužky vystupují jako tepelná izolace a brání úniku tepla z místa svaru, proto jsou umístěny na spodní a vrchní část sestavy. Grafitové kroužky slouží jako bariéra zamezující vzájemnému svaření keramických kroužků a kovových vzorků a jsou do sestavy vkládány jako mezičlánky.



Obr. 26 – Schéma svařovací sestavy doporučené výrobcem svařovacího zařízení

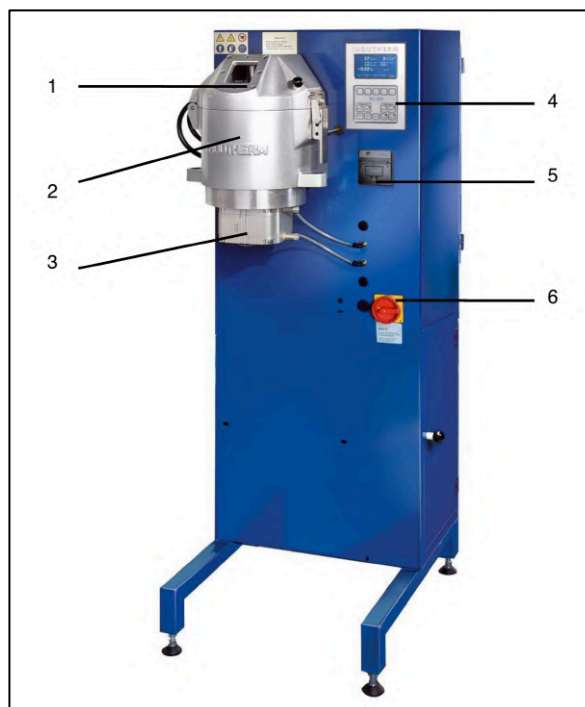
Prvním krokem skládání sestavy vzorků je spojení grafitové patky a vodícího trnu pomocí závitů na vodícím trnu. Následně jsou na trn navlékány kroužky v pořadí: keramický kroužek, grafitový kroužek, spodní svařovaný vzorek, horní svařovaný vzorek, grafitový kroužek, grafitový výškový váleček, keramický kroužek. Je důležité toto pořadí dodržet a zajistit, aby na sebe doléhaly svařované vzorky připravenými broušenými plochami. V případě popisovaného experimentu byla materiálem spodního svařovaného vzorku vždy korozivzdorná ocel a horním svařovaným vzorkem hliníková slitina.

6.2 Použité experimentální svařovací zařízení

Tato kapitola je věnována detailnímu popisu svařovacího zařízení, které bylo použito pro zhotovení difúzních spojů v rámci navrženého experimentu. Postupně je popsána konstrukce zařízení, funkce zařízení a postup práce při difúzním svařování.

6.2.1 Konstrukce svařovacího zařízení

Pro svařování všech difúzních spojů bylo použito zařízení SU450 od německého výrobce Indutherm (zobrazené na Obrázku 27). Uvedené zařízení se skládá ze strojní skříně, pracovní komory (2), víka pracovní komory (1), vakuového čerpadla, soustavy pro ohřev a chlazení (3), řídicí jednotky (4) a dalších ovládacích a signalizačních prvků (5, 6). Pracovní komora má válcový tvar a slouží k uložení grafitového kelímku, do kterého se vkládají svařované vzorky. Pracovní komora je zajištěna víkem s průzorem.



Obr. 27 – Svařovací zařízení Indutherm SU450

Svařovací prostor je omezen vnitřními rozměry grafitového kelímku, který lze přirovnat k válci o výšce 60 mm a průměru podstavy 30 mm. Nepříliš rozměrný pracovní prostor vychází z uzpůsobení zařízení pro svařování šperkařských výrobků malých rozměrů. Před zahájením svařovacího procesu musí být pracovní komora vyčerpána a napuštěna ochranným plynem. Čerpání vakua a napouštění ochranného plynu z tlakové láhve zajišťuje čerpadlo umístěné na dně strojní skříně.

V průběhu svařování je na svařované vzorky vyvíjen pneumatický tlak pomocí přítlačného válce, který je před uzavřením pracovní komory nasazen na horní část vodícího trnu. Maximální možný tlak (přítlačná síla), který dokáže svařovací zařízení vyvinout je 0,25 MPa.

Soustava pro ohřev pracovní komory se skládá z generátoru a indukční cívky, která obepíná grafitový kelímek v pracovní komoře.

Teplota uvnitř pracovní komory je snímána termočlánkem zavedeným do stěny grafitového kelímku. Maximální teplota, kterou dokáže zařízení kontrolovat je díky použitému termočlánku typu K 1250 °C.

Po ukončení svařovacího procesu je pracovní komora chlazena vodou, která protéká v potrubí vedeném okolo pracovní komory. Vodní chlazení je zajištěno pomocí chladicí jednotky umístěné mimo strojní skříň. Celá pracovní komora je z důvodu utěsnění a minimalizace tepelných ztrát izolována.

Zařízení je ovládáno přes ovládací panel, který umožňuje nastavit podmínky svařovacího procesu. Proces lze zahájit v manuálním nebo automatickém režimu, který pracuje s předem připraveným programem načteným z paměti zařízení. Po ukončení programu vystaví zařízení protokol o ukončeném programu, kde jsou uvedeny základní informace, jako například datum a čas zahájení a ukončení programu a nastavení podmínek svařovacího programu včetně reálně použitých parametrů (ty se však od parametrů definovaných programem příliš nelišily).

6.2.2 Postup práce na svařovacím zařízení

Postup práce při svařování na zařízení Indutherm SU450 lze rozdělit do pěti hlavních kroků. První krok spočívá v přípravě sestavy svařovaných vzorků podle logiky a včetně náležitostí popsaných v kapitole 6.1. Druhým krokem je spuštění předehřevu (pro předehřátí grafitového kelímku, do kterého je později zaváděna sestava svařovaných vzorků) a vytvoření svařovacího programu, který odpovídá plánovaným podmínkám svařování. V rámci svařovacího programu lze nastavit následující parametry:

- Teplota svařování (temperature)
- Čas svařování (sinter time)
- Tlak při svařování (sinter pressure)
- Pokles teploty po ukončení programu (lowering temperature)
- Počet proplachů komory ochranným plynem (washing while heating)
- Maximální dovolená deformace sestavy vzorků (max reduction)

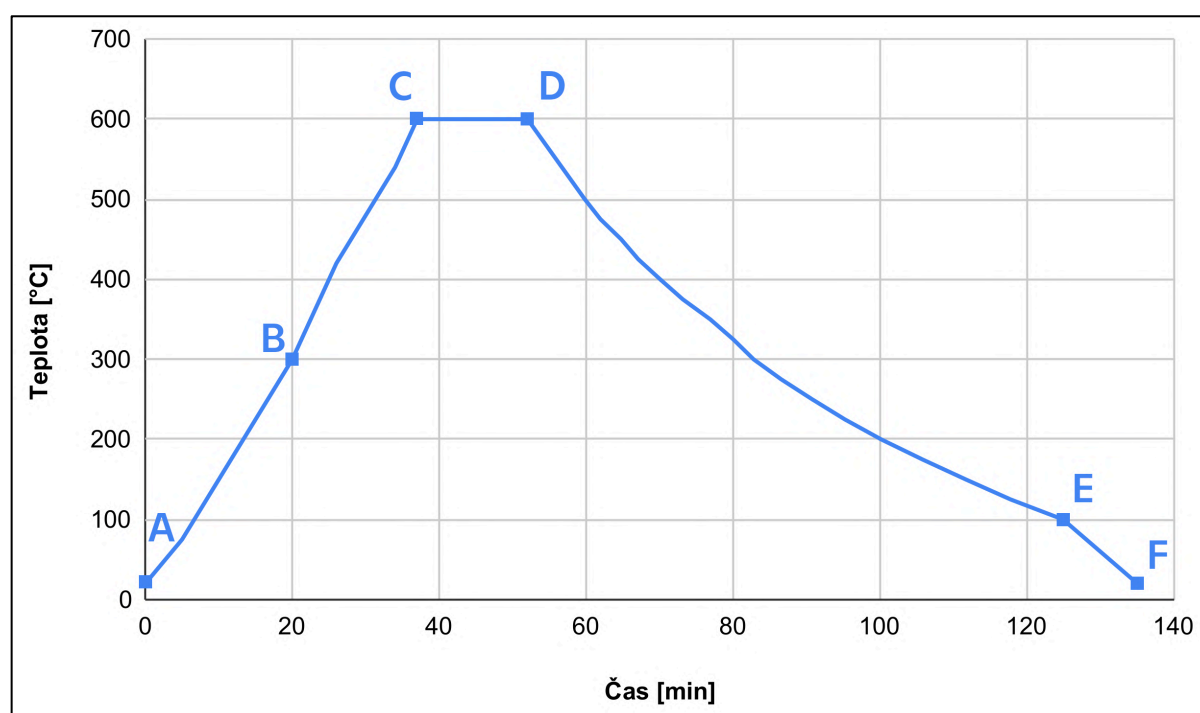
Ve chvíli, kdy je program připraven a pracovní komora předehřáta, lze přejít ke třetímu kroku, tedy k zavedení sestavy svařovaných vzorků do pracovní komory zařízení a k jejímu hermetickému uzavření. Čtvrtým krokem je spuštění připraveného svařovacího programu, kdy se realizuje nárůst teploty na nastavenou hodnotu a následné spuštění přítlačné síly po nastavenou dobu. Poslední krok nastává po skončení programu a vychladnutí pracovní komory a spočívá ve vyjmutí sestavy svařovaných vzorků.

Při zavádění a vyjímání sestavy svařovaných vzorků jsou k manipulaci využívány ocelové kleště a hák. Spolu s ochrannými brýlemi a rukavicemi slouží tyto nástroje k zajištění bezpečnosti při nakládání s kovovými vzorky o vysoké teplotě.

7 Průběh svařovacího procesu

Průběh svařovacího procesu je přizpůsoben postupu svařování na svařovacím zařízení Indutherm SU450. Svařovací proces lze vyjádřit teplotním cyklem, resp. grafem závislosti teploty v pracovní komoře na čase svařování – viz Obrázek 28. Tento cyklus je řízen na základě informací z termočlánku zasunutého v grafitovém kelímku. Řízení svařovacího zařízení umožňuje nastavit teplotu prodlevy na určité teplotě v rámci předem definovaných programů (výdrž na teplotě). Regulaci rychlosti ohřevu a rychlost chlazení použité zařízení neumožňuje. Nahrazením křivek ohřevu a chlazení přímkami lze odhadnout, že průměrná rychlost ohřevu, kterou použité zařízení nabízí je cca 15 °C/min a průměrná rychlost ochlazování se pohybuje kolem hodnoty cca 6 °C/min. Přesné rychlosti ohřevu a ochlazování se budou pro jiné sestavy lišit zejména v závislosti na celkovém objemu a druzích materiálů svařovaných vzorků.

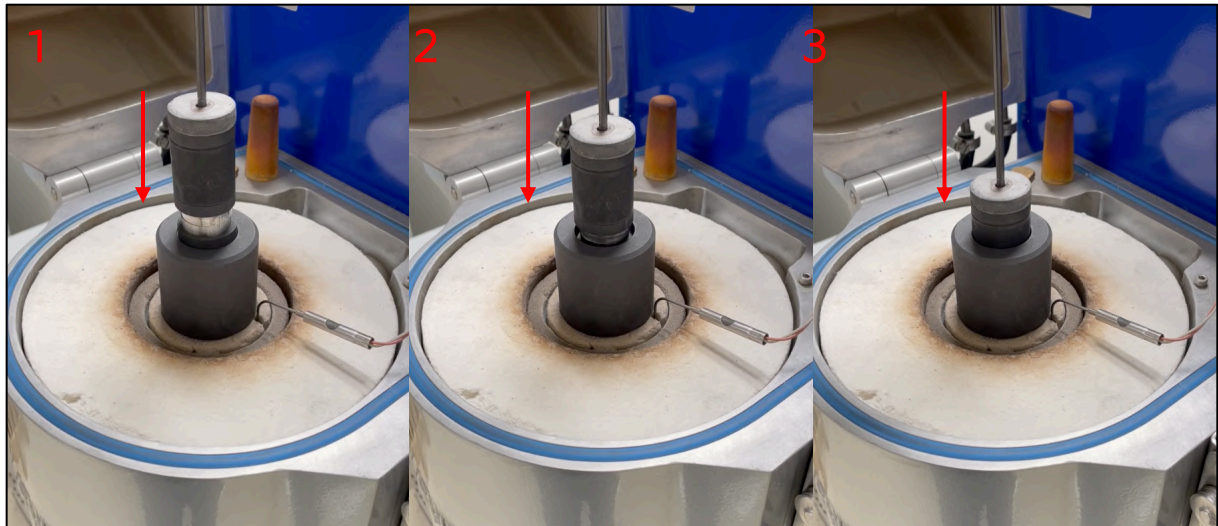
Na křivce zobrazující průběh teploty v pracovní komoře (na Obrázku 28) lze identifikovat několik významných fází, které umožňují názorně popsat pracovního postup při difúzním svařování.



Obr. 28 – Průběh teplotního cyklu při difúzním svařování

Části křivky označené body A a B odpovídají začátku a konci **předehřevu**, který byl zařazen z důvodu menšího teplotního namáhání zařízení a využívaného příslušenství dle doporučení výrobce svařovacího zařízení. Pro všechny svařované vzorky byla teplota předehřevu volena jednotně na 300 °C.

Po dosažení teploty přehřevu byla do svařovacího zařízení zavedena svařovací sestava vzorků (způsobem naznačeným na Obrázku 29). Tento krok bylo nutné provést co nejrychleji, aby se předešlo nežádoucímu poklesu teploty v pracovní komoře. Po vložení svařovací sestavy vzorků do pracovní komory byl spuštěn připravený program, na jehož počátku byla pracovní komora vyčerpána vakuovým čerpadlem a napuštěna ochrannou atmosférou argonu čistoty 4.8. Závěrem této fáze, omezené body B a C, byl v pracovní komoře (dle zvoleného programu) realizován **ohřev na požadovanou teplotu svařování**.

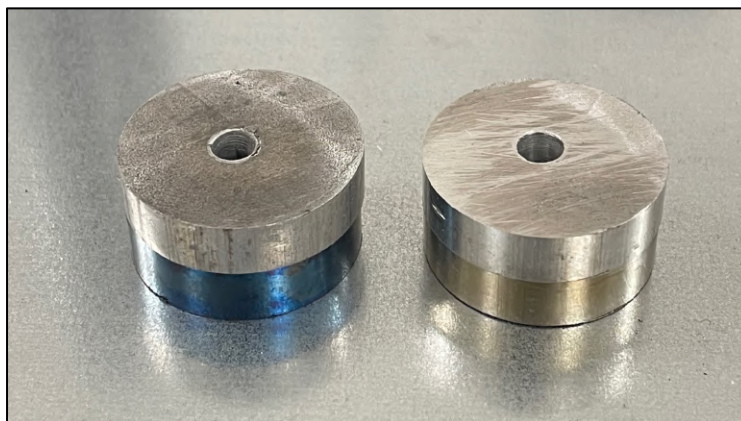


Obr. 29 – Ukázka zakládání sestavy vzorků do pracovní komory svařovacího zařízení

Body C a D omezují část křivky, která zobrazuje samotný **proces difúzního svařování**, v případě uvedeného grafu se jedná o svařovací parametry 600 °C a 900 s. V této fázi je v pracovní komoře udržována konstantní teplota po daný čas, současně je při dosažení svařovací teploty automaticky zapnut tlak, který působí po celou dobu nastaveného svařovacího času. Po uplynutí stanovené doby svařování program automaticky vypne ohřev a svařovaná sestava vzorků začíná v pracovní komoře chladnout.

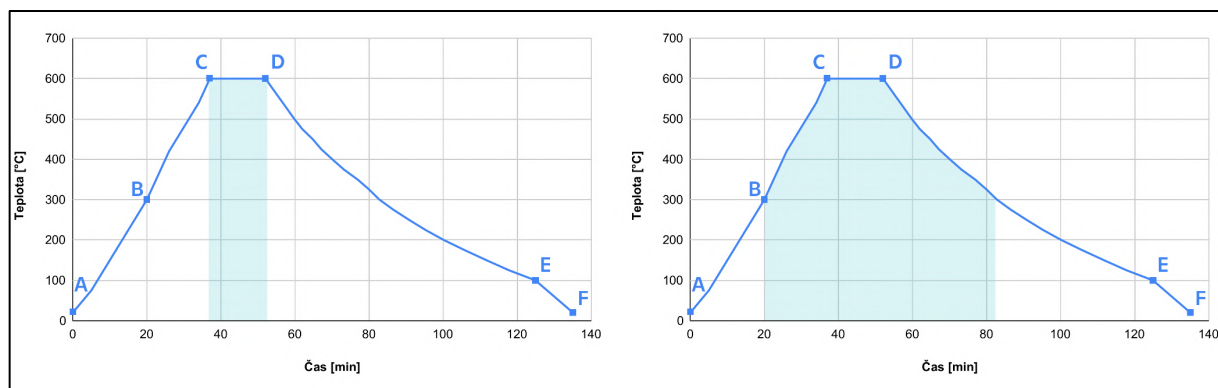
Fáze ochlazování, omezená na křivce průběhu teploty v pracovní komoře body D a E, spočívá v postupném poklesu teploty uvnitř pracovní komory. Pokles teploty je urychlován vodním chlazením, které dokáže v intervalu teplot 600 °C až 100 °C pracovní komoru chladit průměrnou rychlostí cca 5,8 °C za minutu (průběh křivky chlazení ale není lineární).

Při dosažení teploty 100 °C bylo provedeno **vyjmutí vzorků ze svařovacího zařízení** a sestava svařovaných vzorků byla dále ponechána na vzduchu pro samovolné zchlazení na teplotu okolí (laboratorních 20 °C), tuto fázi zobrazuje poslední část křivky omezená body E a F. Obrázek 30 zobrazuje dva difúzně svařené vzorky po vychladnutí, zhotovené při různých svařovacích parametrech.



Obr. 30 – Ukázka difúzně svařených vzorků po vychladnutí

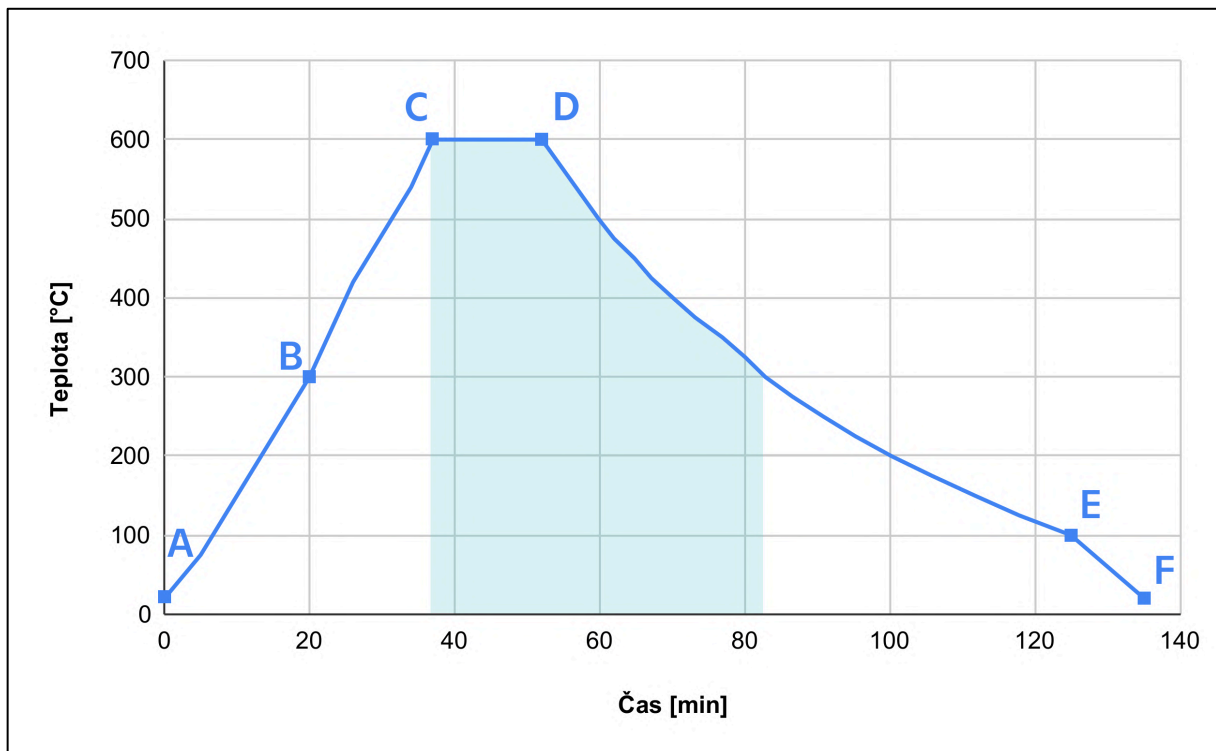
Závěrem je vhodné podotknout, že procesům difúze nelze tak docela poručit a omezit jejich aktivitu pouze na určitý interval teploty a času. Difúze se jako teplotně aktivovaný děj začíná projevovat již při teplotách okolo 40 % teploty tavení spojovaných materiálů. V případě spojování hliníkových slitin s korozivzdornými oceli se proto očekává započítí difúzních procesů již ve fázi ohřevu, tedy kolem teploty 300 °C. Tato aktivita se týká zejména prvků hliníkové slitiny, jejíž teplota tavení se pohybuje kolem hodnoty 650 °C. Na následujícím Obrázku 31 jsou porovnány oblasti aktivity difúzních pochodů v rámci svařovacího procesu. V levé části obrázku je modře vyobrazena ideální představa o rozsahu procesních parametrů, v rámci kterého by měly probíhat difúzní procesy. Lépe je však realita difúzní aktivity popsána grafem v pravé části Obrázku 31.



Obr. 31 – Oblasti aktivity difúzních pochodů v rámci svařovacího procesu
vlevo – ideální oblast, vpravo – reálná oblast

Aktivita difúzních pochodů (zvláště jejich počátek) je v praxi relativně účinně regulována prostřednictvím působení síly přitlačující svařované povrchy k sobě. Vyvinutý tlak zvyšuje kontaktní plochu a deformačně narušuje přítomné oxidické vrstvy, které brání pohybu částic přes rozhraní, a které zejména při svařování hliníkových slitin představují hlavní omezující faktor pro vytvoření spoje. Reálný průběh difúzních pochodů tedy nejlépe zobrazuje následující Obrázek 32.

Pro dosažení porovnatelných výsledků bylo důležité zajistit, aby průběh ohřevu a ochlazování probíhal stejným způsobem u všech vzorků, což bylo dodrženo v maximální možné míře.



Obr. 32 – Reálná oblast aktivity difúzních pochodů při zařazení přitlačné síly

V případě zařazení difúzního svařování do sériové výroby je monitorování a kontrola teplotních křivek stěžejní pro zajištění relevantních informací o teplotním cyklu. Systematický přístup ke sběru dat o svařovacím procesu je klíčový pro efektivní rozhodování v rámci technologické a ekonomické optimalizace procesu. S dostatečným množstvím porovnatelných výsledků (analyzovaných vzorků) lze zvyšovat jejich kvalitu zpětným zásahem do svařovacích parametrů a zároveň přijímat rozhodnutí o ekonomické výhodnosti procesu z hlediska nákladů na spotřebu elektrické energie vynaložené na ohřev a chlazení svařenců.

Na průběh teplotních křivek má vliv mnoho faktorů, z nichž nejdůležitějšími jsou typ svařovacího zařízení (velikost pracovní komory, druh ohřevu/chlazení a výkon ohřevového/chladičového agregátu) druh svařovaných materiálů (měrná tepelná kapacita, tepelná vodivost, tepelná roztažnost) a velikost svařovaných součástí (akumulace a rozložení tepla). Z komplexnosti procesu a počtu proměnných majících nezanedbatelný vliv plyne, že optimální podmínky svařování získané experimentálně nejsou v plném rozsahu přenosné na jiné typy svařovacích zařízení a jiné velikosti vzorků.

8 Příprava vzorků pro analýzy

Tato kapitola popisuje průběhu přípravy vzorků pro provedené zkoušky (zkouška mikrotvrdoti, tahová zkouška) a analýzy (metalografická analýza, pozorování na skenovacím elektronovém mikroskopu, EDS analýza).

8.1 Označení vzorků

Po vyjmutí svařovací sestavy ze svařovacího zařízení a vychladnutí na teplotu laboratoře byly vzorky podrobeny orientační zkoušce soudržnosti, která spočívala v odtržení vzorků „lidskou silou operátora“. Pokud došlo k odtržení vzorků, byly příslušné svařovací parametry shledány jako nevyhovující a daný vzorek byl z dalších analýz vyřazen. Vzorky, které vydržely prvotní zkoušku soudržnosti, byly následně z obou stran označeny pomocí permanentního fixu parametry “teplota svařování/čas svařování”, aby došlo k jejich jasné identifikaci. Popis musel být umístěn tak, aby při následném dělení nedošlo k jeho přerušení a informace o vzorku se neztratila. Model difúzně svařených vzorků vyjmutých ze svařovacího zařízení je možné vidět na Obrázku 33.



Obr. 33 – Difúzně svažené vzorky po vyjmutí ze svařovacího zařízení

Tabulka 12 zobrazuje, v jakém pořadí byly jednotlivé kombinace parametrů svařovány, a které z nich vykazovaly dostatečnou soudržnost po svaření. Číslo v tabulce představuje pořadí, ve kterém byly svary zhotoveny, např. vzorek svařený za podmínek 450 °C a 300 s byl svařen jako první, vzorek 550 °C a 300 a byl svařen jako druhý atd. Vzorky s nedostatečnou soudržností po svaření jsou označeny červeně. Tímto způsobem probíhal první krok optimalizace svařovacích parametrů, který si kladal za cíl nalézt interval svařovacích teplot a svařovacích časů, při kterých došlo k vytvoření difúzního spoje.

Pokud při konkrétních svařovacích parametrech nebyl spoj soudržný, nebyly dále svařovány kombinace s nižší svařovací teplotou. K tomuto rozhodnutí bylo přistoupeno zejména z důvodu úspory materiálu. Z teorie difúze totiž vyplývá, že rozhodujícím činitelem při tvorbě difúzního spoje je svařovací teplota. V případě, že při konstantním svařovacím času nebyla teplota svařování dostatečně vysoká pro vytvoření soudržného difúzního spoje, neočekávala se vyšší soudržnost vzorků svařených za nižších teplot, a proto byly dále svařovány pouze vzorky o vyšších teplotách. Jednalo se o 3 vzorky svařované při teplotách 450 °C, 475 °C a 500 °C po dobu 150 s. Buňky v tabulce 12 odpovídající nesvařovaným kombinacím jsou vyplněny pomlčkou. K dalšímu kroku postoupilo celkem 21 vzorků (experiment byl navržen pro 28 kombinací, svařeno však bylo pouze 25).

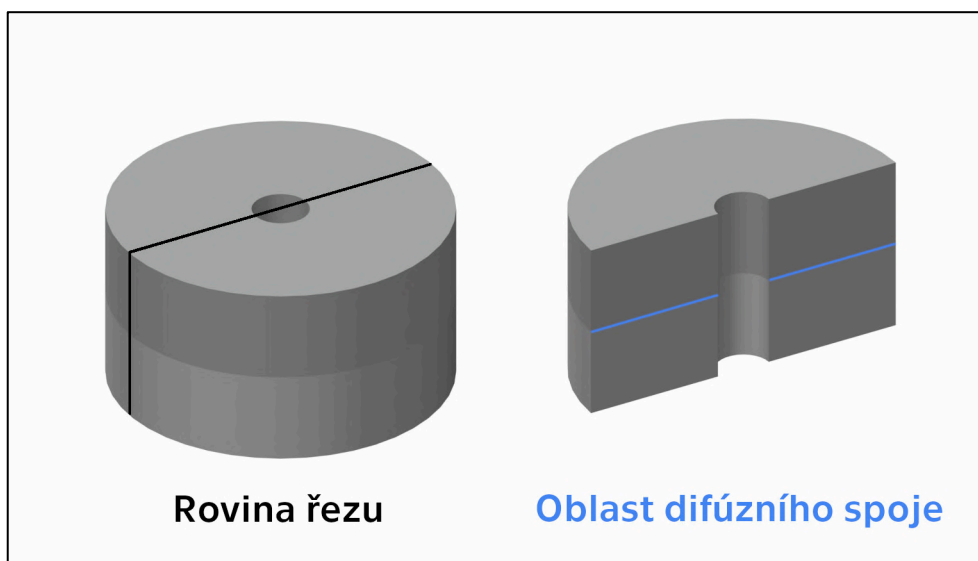
Tab. 12 – Přehled podmínek svařování zhotovených svarů s dostatečnou soudržností po svaření (a označení pořadí vytváření vzorků)

Teplota	Čas	150 s	300 s	600 s	900 s
450 °C		-	1	13	25
475 °C		-	7	14	19
500 °C		-	4	12	15
525 °C		23	5	10	18
550 °C		22	2	8	16
575 °C		21	6	9	17
600 °C		20	3	11	24

8.2 Dělení vzorků

Po označení vzorků byly vzorky postupně rozřezány na dvě části. Rovina řezu byla volena tak, aby byla kolmá na rovinu rozhraní (spoje), a aby na ní ležela osa vzorku. Cílem rozdělení vzorku bylo odhalit co možná největší délku rozhraní (spoje) vzniklého při svařování. Dělení proběhlo na laboratorní metalografické kotoučové pile Labotom 6 od výrobce Struers a pro řezání byl použit řezací kotouč 46A25. Pro tento krok bylo důležité vzorek neustále chladit a dodržet malý posuv kotouče, aby vznikající teplo při dělení neovlivnilo materiálovou strukturu spoje. Na operaci dělení vstupovalo celkem 21 vzorků z původního počtu 25 (4 vzorky se rozpadly již při vyjmutí ze svařovacího zařízení – označeny červeně v Tabulce 12). Dalších 5 vzorků se při dělení rozpadlo z důvodu vytvoření nedostatečně pevného spojení, které nevydrželo působení sil od řezného kotouče. K dalšímu kroku vyhodnocení bylo tedy připraveno 16 vzorků. Pro následující analýzy byla použita vždy jedna polovina svaru (druhá polovina byla zachována pro možnost dalších analýz a zkoušek).

Na Obrázku 34 je možné vidět difúzní spoj před dělením (vlevo) a po dělení (vpravo). U spoje před dělením je naznačena rovina řezu černou čarou.



Obr. 34 – Difúzně svažené vzorky před (vlevo) a po (vpravo) dělení

Následující tabulka č. 13 uvádí přehled parametrů svařování vzorků, které byly dostatečně soudržné pro vyjmutí ze svařovacího zařízení a provedeném dělení na metalografické pile. Parametry svařování vzorků, u kterých se difúzní spoj rozpojil při dělení jsou v tabulce označeny modrou barvou.

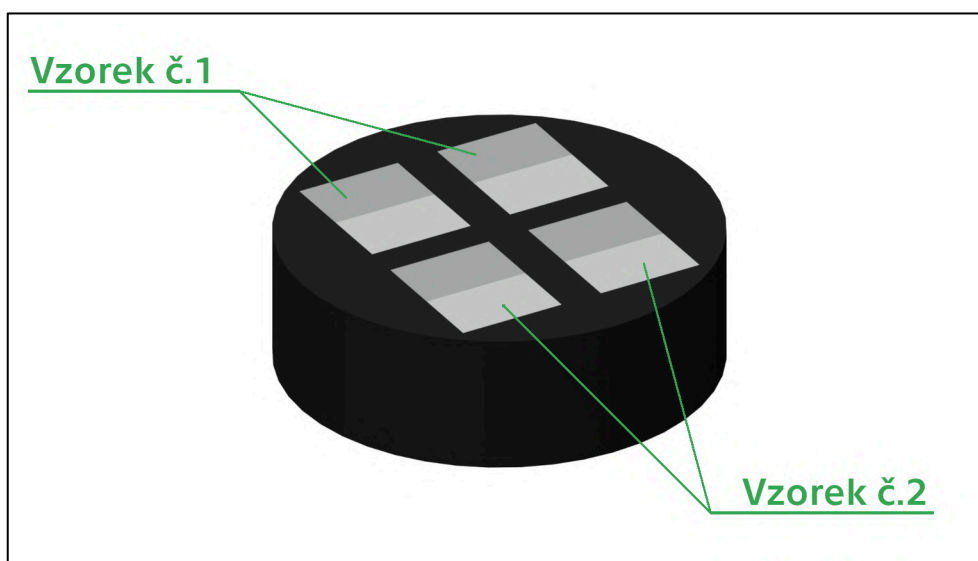
Tab. 13 – Přehled parametrů svařování zhotovených svarů s dostatečnou soudržností po dělení na pile

Tepnota	Čas	150 s	300 s	600 s	900 s
450 °C	-	-	1	13	25
475 °C	-	-	7	14	19
500 °C	-	-	4	12	15
525 °C	-	23	5	10	18
550 °C	-	22	2	8	16
575 °C	-	21	6	9	17
600 °C	-	20	3	11	24

8.3 Vytvoření metalografických výbrusů

Proces vytvoření metalografických výbrusů spočíval v zalisování vzorků a připravení svarových ploch pro další materiálové analýzy. Před zalisováním vzorků bylo nutné připravit identifikační štítky, neboť hrozilo, že se původní popis překryje lisovací hmotou a informace o podmínkách svařování se tak ztratí.

Jednotlivé svarové spoje byly zalisovány do kruhových vzorků válcových rozměrů o průměru 30 mm a výšce 15 mm po dvojicích, vzniklo tak 8 metalografických výbrusů pro 16 vzorků (pro představu vizte Obrázek 35). Zalisování bylo zhotoveno za pomoci zařízení CitoPress 1 od výrobce Struers. Pro lisování byla využita neprůhledná lisovací hmota Struers MultiFast a průhledná hmota Struers ClaroFast. Takto připravené vzorky mohly být dále využity pro analýzy mikro a makrostruktury a posléze pro zkoušku mikrotvrdosti, nejdříve však bylo nutné upravit analyzované plochy tak, aby byly vhodné pro pozorování na světelném metalografickém mikroskopu a provedení zkoušky mikrotvrdosti.



Obr. 35 – Metalografický výbrus dvou svařených vzorků (nad sebou)

Příprava analyzovaných ploch se skládala z postupného broušení, leštění a leptání zalisovaných vzorků. Pro operace broušení byla použita metalografická bruska Phoenix Beta s automatickou hlavou Vector od výrobce Buehler. Broušení probíhalo ve třech krocích. Po každém kroku byly vzorky očištěny v ultrazvukové čističce po dobu 2 min. Použité náčiní a parametry pro jednotlivé kroky broušení zobrazuje následující Tabulka č. 14.

Tab. 14 – Podmínky a parametry broušení metalografických výbrusů

Operace	Otáčky [1/min]	Zátěž [N]	Rozložení zátěže	Směr otáčení	Oplach	Doba broušení [s]	Papír FEPA
Broušení 1	300	30	Rovnoměrné	Sousledné	Ano	60	P180
Broušení 2	300	30	Rovnoměrné	Sousledné	Ano	90	P500
Broušení 3	300	30	Rovnoměrné	Sousledné	Ano	120	P1200

Dalším krokem přípravy sledovaných ploch bylo leštění vzorků. Leštění probíhalo obdobně jako broušení – ve třech stupních se stoupající jemností leštícího plátna a abraziva. Pro operace leštění bylo použito stejné zařízení jako pro operace broušení. Po každém kroku byl vzorek očištěn vatou pod proudem tekoucí vody. Použitý spotřební materiál, podmínky a parametry pro jednotlivé kroky leštění zobrazují následující tabulky č. 15 a 16.

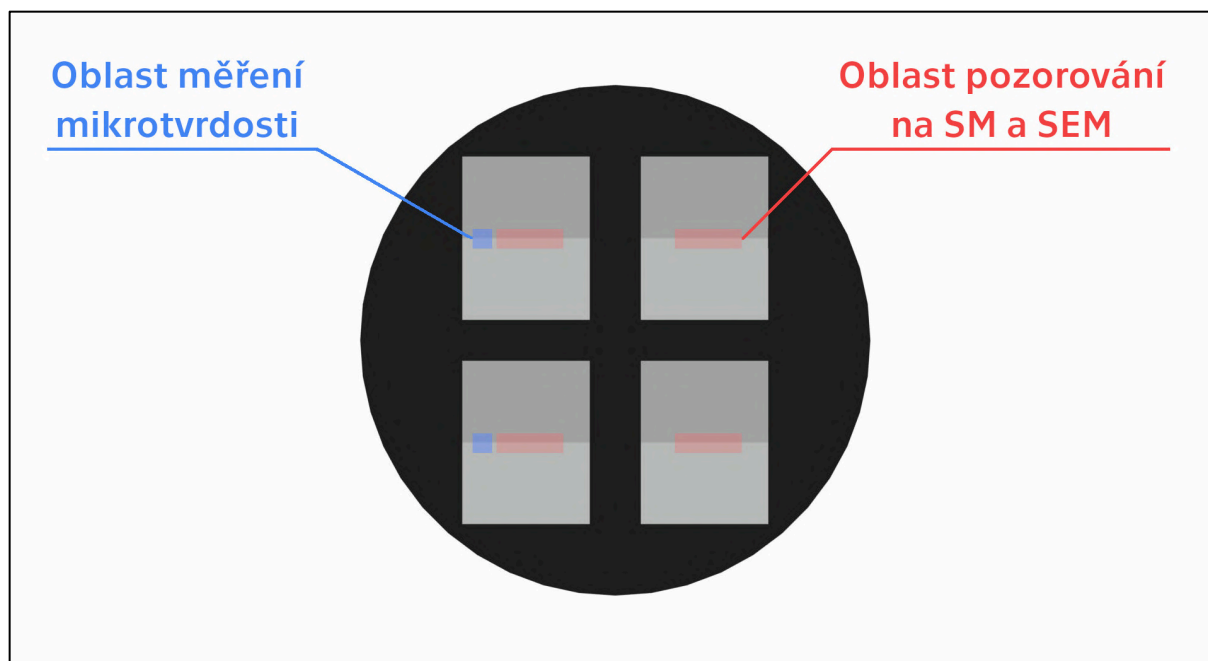
Tab. 15 – Podmínky a parametry leštění metalografických výbrusů

Operace	Otáčky [1/min]	Zátěž [N]	Rozložení zátěže	Směr otáčení	Oplach	Doba leštění [s]
Leštění 1	150	30	Rovnoměrné	Sousledné	Ne	60
Leštění 2	150	30	Rovnoměrné	Sousledné	Ne	90
Leštění 3	150	30	Rovnoměrné	Sousledné	Ne	120

Tab. 16 – Prostředky pro leštění metalografických výbrusů

Operace	Leštící plátno	Abrazivo	Smáčedlo
Leštění 1	Policloth 9	Diamant 3	MetaDi Fluid
Leštění 2	Trident 3	Diamant 3	MetaDi Fluid
Leštění 3	Chemomet 0,05	Diamant 3	MetaDi Fluid

Vyleštěné metalografické výbrusy svařených vzorků byly připraveny pro pozorování na světelném mikroskopu a skenovacím elektronovém mikroskopu. Po provedení potřebných pozorování, včetně pořízení snímků, byla na vyleštěných plochách naměřena mikrotvrdomost. Po naměření mikrotvrdomosti byly povrchy vzorků naleptány pro zvýraznění hranic zrn. Výsledkům uvedených analýz jsou věnovány samostatné podkapitoly v kapitole 9. Pohled na analyzované oblasti difúzního spoje na metalografických výbrusech zobrazuje Obrázek 36. Zde je modře označena oblast měření mikrotvrdomosti a červeně je označena oblast pozorování na světelném mikroskopu (SM) a skenovacím elektronovém mikroskopu (SEM).



Obr. 36 – Analyzované oblasti metalografického výbrusu difúzních spojů

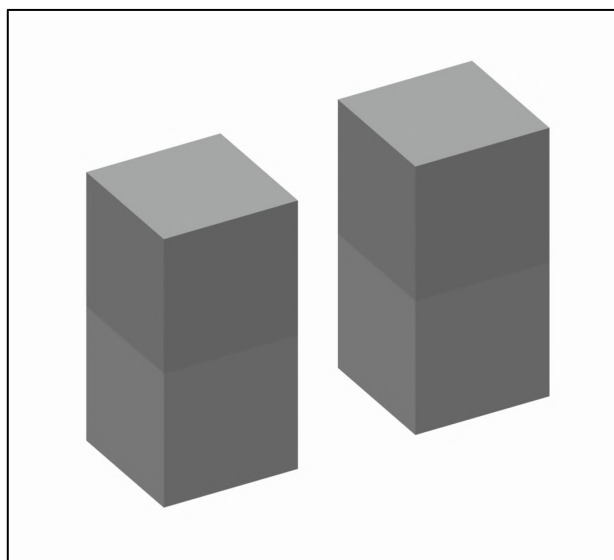
Pro možnost pozorování zrn bylo potřeba strukturu nejprve naleptat. Rozdílný charakter spojovaných materiálů byl hlavním důvodem pro volbu dvojího leptání. Nejprve byla elektrolyticky leptána část spoje z korozivzdorné oceli. K leptání korozivzdorné oceli bylo použito zařízení LectroPol-5 od výrobce Struers. Jako leptadlo pro korozivzdornou ocel sloužil roztok 10 ml kyseliny šťavelové a 90 ml vody. Po očištění byla následně chemicky leptána část spoje z hliníkové slitiny. Leptání probíhalo ponořením do kádinky s roztokem 5 ml kyseliny fluorovodíkové a 80 ml vody, po dobu 15 s. Souhrn parametrů procesu leptání zobrazuje následující tabulka č. 17.

Tab. 17 – Podmínky leptání metalografických výbrusů

Operace	Druh	Leptadlo	Zapojení vzorku	Napětí [V]	Doba leptání [s]
Leptání oceli	Elektrolytické	10 ml $C_2H_2O_4$ + 90 ml H_2O	katoda	10	25
Leptání Al slitiny	Chemické	5 ml HF + 80 ml H_2O	-	-	15

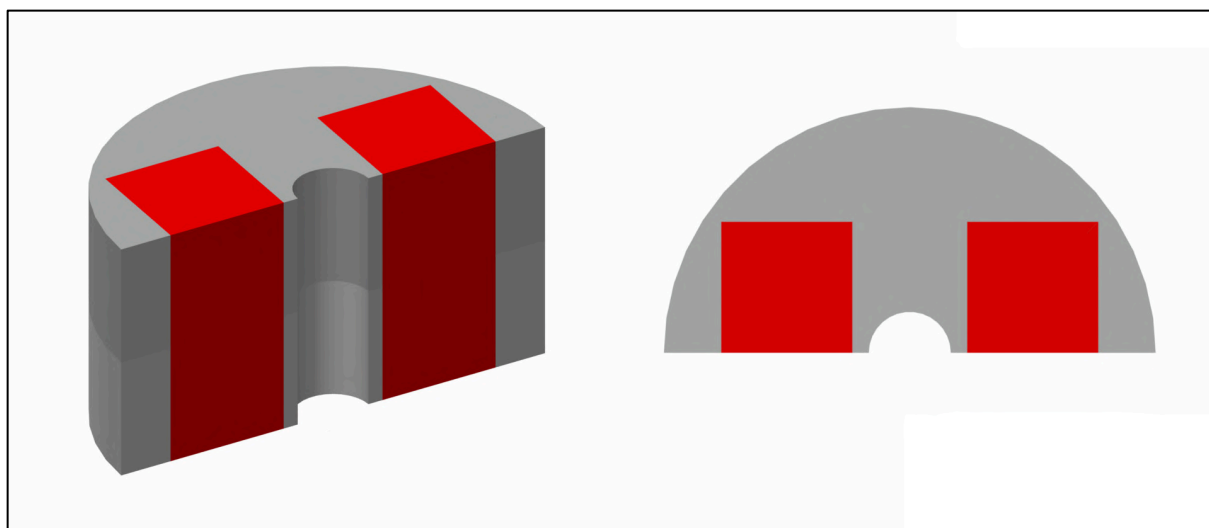
8.4 Příprava zkušebních těles pro tahovou zkoušku

K přípravě zkušebních těles pro tahovou zkoušku byly využity druhé poloviny svařených vzorků získané dělením na pile (popsáno v kapitole 8.2). Z každého vzorku (resp. z jedné poloviny) byla zhotovena dvě zkušební tělesa odpovídající normě ČSN EN ISO 4136 (popsáno v kapitole 5.5.5). Zkušební tělesa měla mít tvar kvádru s čtvercovou podstavou (představa je ukázána na Obrázku 37).



Obr. 37 – Ideální geometrie zkušebních těles pro tahovou zkoušku difúzních spojů

Vzhledem malým rozměrům vzorků bylo dodržení ideální geometrie všech vzorků nemožné. Reálná zkušební tělesa měla tvar kvádru o rozměrech přibližně 7x4x15 mm. Konkrétní místa, ze kterých byla zkušební tělesa odebrána, jsou naznačena na Obrázku 38.



Obr. 38 – Schéma způsobu odebrání zkušebních těles pro tahovou zkoušku difúzních spojů

K vytvoření vzorků byla opět využita metalografická pila Labotom 6 od výrobce Struers a metalografická bruska Phoenix Beta od výrobce Buehler. Obrábění probíhalo za podmínek, které zajistily minimální ovlivnění materiálových vlastností zkušebních těles. Pro tahovou zkoušku se podařilo připravit celkem 12 zkušebních těles pro 6 různých kombinací svařovacích parametrů. Tyto kombinace, zvýrazněné zelenou barvou, zobrazuje Tabulka 18.

Tab. 18 – Přehled parametrů svařování difúzních svarů podrobených tahové zkoušce

Tepłota	Čas	150 s	300 s	600 s	900 s
500 °C		-	4	12	15
525 °C		-	5	10	18
550 °C		-	2	8	16
575 °C		21	6	9	17
600 °C		20	3	11	-

9 Výsledky analýz

Tato kapitola uvádí výsledky analýz, kterým byly podrobeny vzorky difúzních spojů zhotovené v rámci provedeného experimentu. Jednotlivé podkapitoly jsou věnovány čtyřem analýzám – měření mikrotvrdomosti, pozorování na světelném mikroskopu, pozorování na skenovacím elektronovém mikroskopu a tahové zkoušce. Uvedené výsledky slouží jako informační základna pro vyhodnocení experimentu, které je rozvinuté v kapitole 10.

9.1 Měření mikrotvrdomosti

Na metalografických výbrusech spojů, které vykazovaly dostatečnou soudržnost po dělení, byla měřena mikrotvrdomost ve směru kolmém na difúzní rozhraní. Měření byla provedena na zařízení IndentaMet 1100 od výrobce Buehler. Cílem této analýzy je popsat změny materiálových vlastností v bezprostřední blízkosti spoje a v celém základním materiálu. Měření mikrotvrdomosti bylo provedeno podle zásad popsaných v kapitole 5.5.1, ale bylo modifikováno vzhledem k odlišnosti charakteru tavných a difúzních spojů (u difúzních spojů nelze jednoznačně rozlišit oblasti svarového spoje, tak jako u tavných metod svařování, tedy oblasti: svarového kovu, tepelně ovlivněné oblasti a základního kovu). Při měření mikrotvrdomosti bylo použita zátěžná síla 0,5 N působící po dobu 10 s.

Výstupem měření mikrotvrdomosti jsou průběhy mikrotvrdomostí HV 0,05 na rozhraní difúzních spojů odhalených na jejich příčných řezech. Mikrotvrdomost byla měřena pro každý zhotovený difúzní spoj a na jejich základě byla následně vytvořena vzájemná porovnání vzhledem k podmínkám svařování, včetně porovnání hodnot mikrotvrdomosti před a po svařování. Na základě těchto výstupů je hodnocen vliv procesu difúzního svařování na mechanické vlastnosti obou materiálů tvořících heterogenní spoj.

9.1.1 Popis použitého tvrdoměru

Měření mikrotvrdomosti byla provedena na tvrdoměru IndentaMet 1100, který je zobrazen na Obrázku 39. Toto zařízení je určeno pro měření mikrotvrdomosti a makrotvrdomosti. Zařízení je vybaveno revolverovou hlavou osazenou dvěma objektivy (zvětšení 10x a 20x) a jedním indentorem (pro zkoušku dle Vickerse). Pohyb vzorků umožňuje upínací stůl, kterým lze manuálně pohybovat v horizontální rovině XY prostřednictvím mikrometrických šroubů a ve vertikální ose Z prostřednictvím ostřicího makrošroubu. Vzorky lze na upínací stůl usadit do upínacích čelistí, které lze modifikovat s ohledem na tvar a rozměry vzorku.

Přepínání mezi objektivy a indentorem je v rámci dané výbavy řešeno manuálně, ale výrobce nabízí také poloautomatické a automatické provedení.

Zobrazení vtisku indentoru je zprostředkováno okulárem (zvětšení 10x), ale obraz je možné vyvolat také digitálně připojením k počítači. Maximální celkové zvětšení obrazu dosahuje hodnoty 200x. Odměrování úhlopříček vtisku je prováděno manuálně pomocí rotační odměřovací hlavy a vyhodnocení tvrdosti (výpočet) na základě naměřených délek úhlopříček vtisku provádí tvrdoměr automaticky.

Tvrdoměr umožňuje vyvolávat zatížení od 0,3 kg do 30 kg působící po dobu 5 s až 99 s. Pracovní prostor pro upnutí vzorku je vymezen rozměry 260 mm, 560 mm a 680 mm (šířka, hloubka, výška). Informace o rozměrech vtisků jsou ukládány do paměti o kapacitě 99 zápisů. Tyto informace je možné ukládat na externí disk.



Obr. 39 – Použitý tvrdoměr Buehler IndentaMet 1100

9.1.2 Průběh mikrotvrlosti na rozhraní spoje

Cílem měření mikrotvrlosti bylo zmapovat vliv teplotního cyklu difúzního svařování na mechanické vlastnosti svařovaných materiálů se zaměřením na oblast blízkou kolem vzniklého spoje (difúzní oblast a základní materiály). Analyzované vzorky zobrazuje Tabulka 19, kde jsou označeny zelenou barvou. Červeně a modře jsou v Tabulce 19 označeny vzorky, které nevykazovaly dostatečnou soudržnost po svaření a dělení na pile.

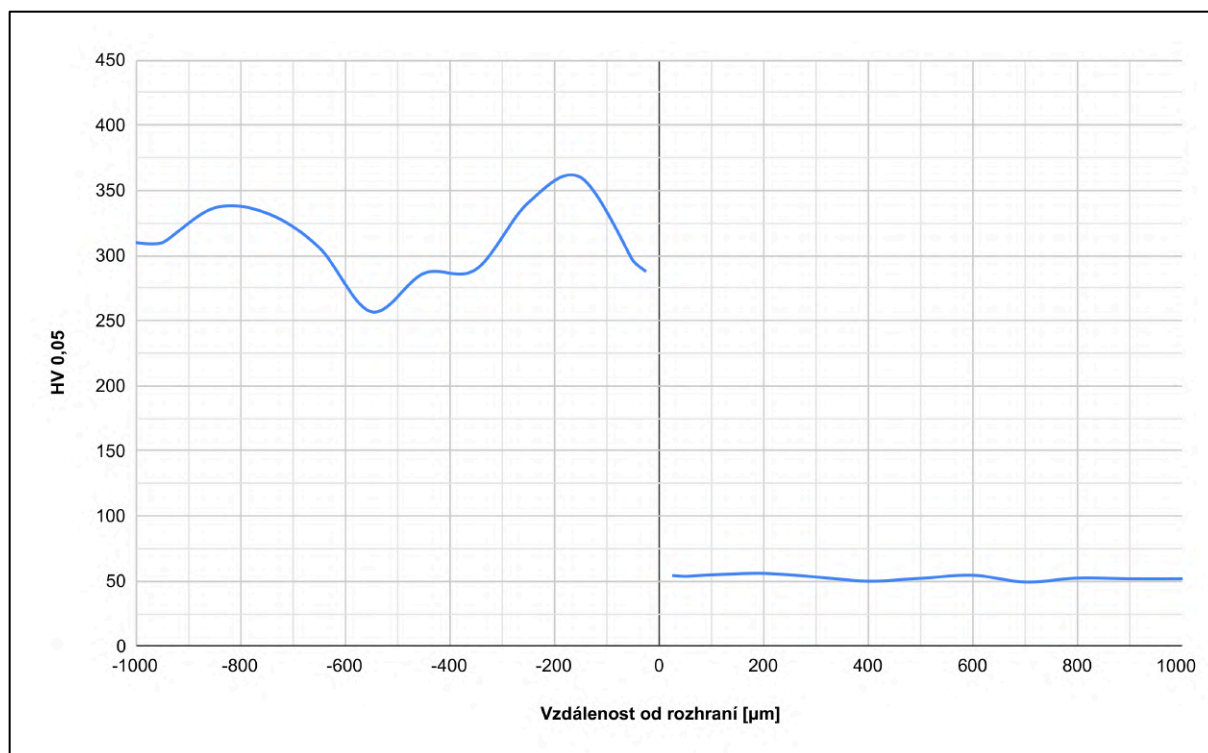
Čísla v buňkách tabulky odpovídají pořadí, ve kterém byl vzorek pro danou kombinaci svařovacích parametrů svařován. Indentace byla provedena na příčném řezu difúzním spojem v oblasti blízké vzniklému rozhraní.

Tab. 19 – Přehled parametrů svařování difúzních svarů podrobených měření mikrotvrlosti

Teplota	Čas	150 s	300 s	600 s	900 s
450 °C	-	-	1	13	25
475 °C	-	-	7	14	19
500 °C	-	-	4	12	15
525 °C	23	-	5	10	18
550 °C	22	-	2	8	16
575 °C	-	21	6	9	17
600 °C	-	20	3	11	24

Mikrotvrlost byla měřena v maximálním možném souladu s normou ČSN EN 9015-2, která definuje postup měření mikrotvrlosti svarových spojů. Schematickou indentační mapu na výřezu ploch metalografického výbrusu zobrazuje Obrázek 22 uvedený v kapitole 5.5.1. Naměřené hodnoty mikrotvrlosti byly nejprve vyneseny do grafů, které zobrazovaly jednotlivé průběhy mikrotvrlosti na rozhraní. Všechny uvedené grafy jsou koncipovány tak, že na svislou osu jsou vyneseny hodnoty mikrotvrlosti HV 0,05 a na vodorovnou osu jsou vyneseny vzdálenosti od rozhraní, kde pozice rozhraní leží na nulové hodnotě (nulové svislici). Od rozhraní směrem vpravo (v kladném směru) jsou vyneseny hodnoty mikrotvrlosti naměřené na straně hliníkové slitiny a směrem vlevo (v záporném směru) jsou vyneseny hodnoty mikrotvrlosti na straně korozivzdorné oceli.

Na Obrázku 40 je ukázka vytvořeného grafu, který zobrazuje průběh mikrotvrlosti na rozhraní spoje, který vznikl při svařovacích parametrech teplota 500 °C, čas 300 s, tlak 0,25 MPa, drsnost ploch Rz 0,7 μm, v ochranné atmosféře Ar 4.8.

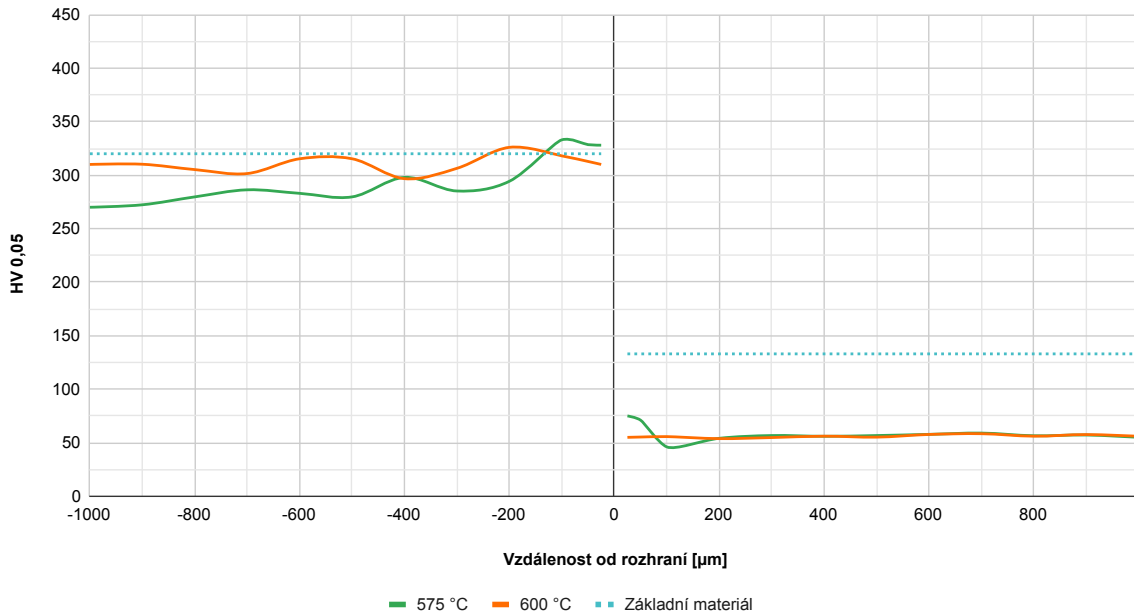


Obr. 40 – Průběh mikrotvrdosti na rozhraní vzorku svařovaného při 500 °C a 300 s

Obrázek 40 zobrazuje rozdílný průběh mikrotvrdosti na rozhraní u obou materiálů. Průběh mikrotvrdosti na straně korozivzdorné oceli je proměnlivý a hodnoty tvrdosti se nacházejí v rozmezí 250 až 360 HV 0,05. Na straně hliníkové slitiny se průběh mikrotvrdosti pohybuje kolem hodnoty 52 HV 0,05. Trendy průběhů mikrotvrdostí pro jednotlivé vzorky jsou velmi podobné, ale v závislosti na podmínkách svařování (teplotě a času) se mění jejich střední hodnota. Individuální vliv svařovací teploty a svařovacího času je možné zobrazit pomocí grafu na Obrázku 41. V tomto grafu jsou vyneseny průběhy mikrotvrdostí na rozhraní pro dva vzorky svařené při teplotách 575 °C a 600 °C a času 150 s. Jednotlivé průběhy mikrotvrdostí jsou barevně rozlišeny a porovnány s původní hodnotou základního materiálu, která byla naměřena před svařováním.

Průběh mikrotvrdomosti na rozhraní pro vzorky svařované při teplotách 575 a 600 °C

Svařovací čas 150 s, tlak 0,25 MPa, drsnost Rz 0,7 µm, ochranná atmosféra Ar 4.8



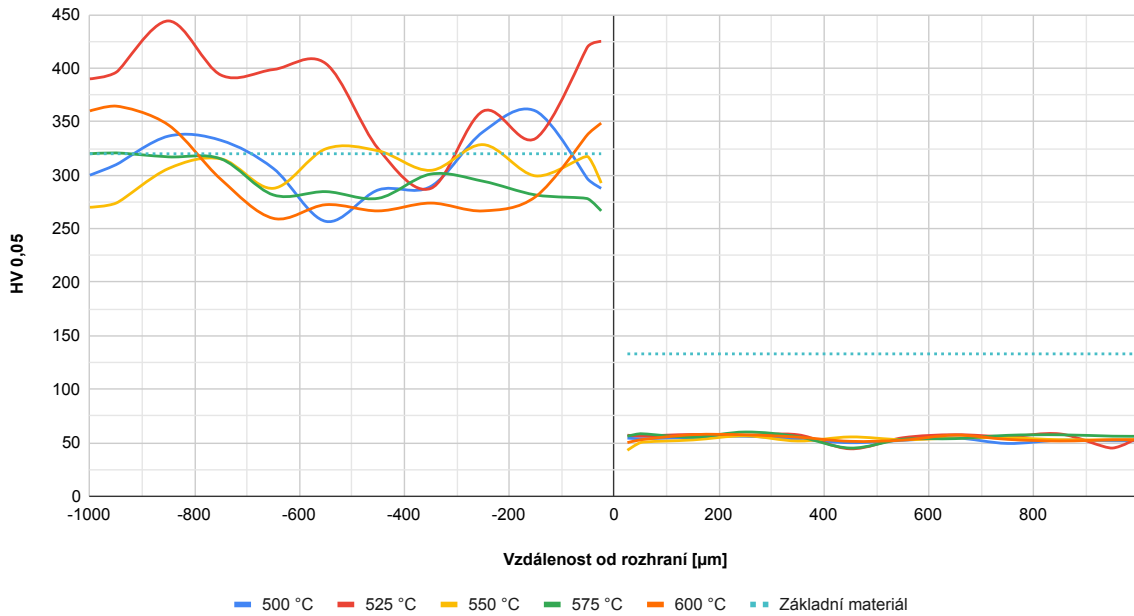
Obr. 41 – Závislost mikrotvrdomosti na svařovací teplotě při konstantním svařovacím čase 150 s

Na grafu zobrazeném na Obrázku 41 je možné si všimnout poklesu mikrotvrdomosti u obou svařovaných materiálů oproti hodnotám mikrotvrdomosti základních materiálů. Menší pokles mikrotvrdomosti vykazuje korozivzdorná ocel, kde hodnota mikrotvrdomosti poklesla z 320 HV 0,05 na průměrnou hodnotu 291 HV 0,05 (pro svar 575 °C a 150 s) a 310 HV 0,05 (pro svar 600 °C a 150 s). Naopak větší pokles mikrotvrdomosti vykazuje hliníková slitina, kde hodnota mikrotvrdomosti poklesla ze 133 HV 0,05 na průměrnou hodnotu 57 HV 0,05 (pro svar 575 °C a 150 s) a 56 HV 0,05 (pro svar 600 °C a 150 s).

Stejný způsob hodnocení byl aplikován i na zbývající svařené vzorky. Byly vytvořeny průběhy mikrotvrdomostí na rozhraní pro konstantní teploty a konstantní časy. Vzniklo tak celkem 9 grafů. Čtyři grafy zobrazují průběhy mikrotvrdomostí na rozhraní při měnících se svařovacích teplotách a konstantních svařovacích časech. Pět grafů zobrazuje průběhy mikrotvrdomostí na rozhraní při měnících se svařovacích časech a konstantních svařovacích teplotách.

Průběh mikrotvrdomosti na rozhraní pro vzorky svařované při teplotách 500 až 600 °C

Svařovací čas 300 s, tlak 0,25 MPa, drsnost Rz 0,7 μm, ochranná atmosféra Ar 4.8

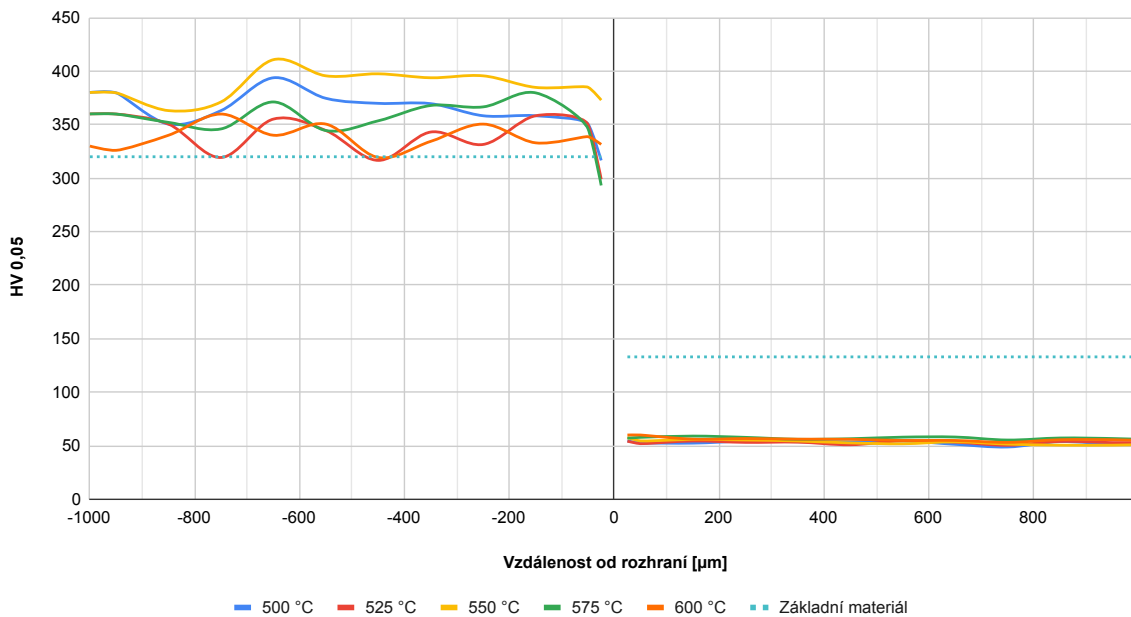


Obr. 42 – Závislost mikrotvrdomosti na svařovací teplotě při konstantním svařovacím čase 300 s

Dle grafu na Obrázku 42, zobrazujícího průběhy mikrotvrdomostí na rozhraních spojů vytvořených při různých teplotách a jednotném svařovacím čase 300 s, lze soudit, že při teplotách 500 °C a 525 °C dochází u korozivzdorné oceli v určitých místech (vzdálenostech od rozhraní) ke zvýšení hodnot mikrotvrdomosti. Největší zvýšení mikrotvrdomosti lze pozorovat u svaru zhotoveného při teplotě 525 °C, kde došlo k nárůstu průměrné hodnoty mikrotvrdomosti ve vzdálenosti 0,025 až 1 mm od rozhraní na 382 HV 0,05 z původní hodnoty základního materiálu 320 HV 0,05. Při vyšších teplotách (550 °C, 575 °C, 600 °C) je stejně jako u vzorků svařených při čase 150 s patrný pokles mikrotvrdomosti pod hodnotu mikrotvrdomosti základního materiálu před svařováním. Na straně hliníkové slitiny je možné spatřit podobný průběh jako u vzorků svařených při čase 150 s. Zde opět dochází k výrazným poklesům mikrotvrdomostí na průměrné hodnoty v rozmezí 53 až 55 HV 0,05 z původní hodnoty mikrotvrdomosti před svařováním 133 HV 0,05.

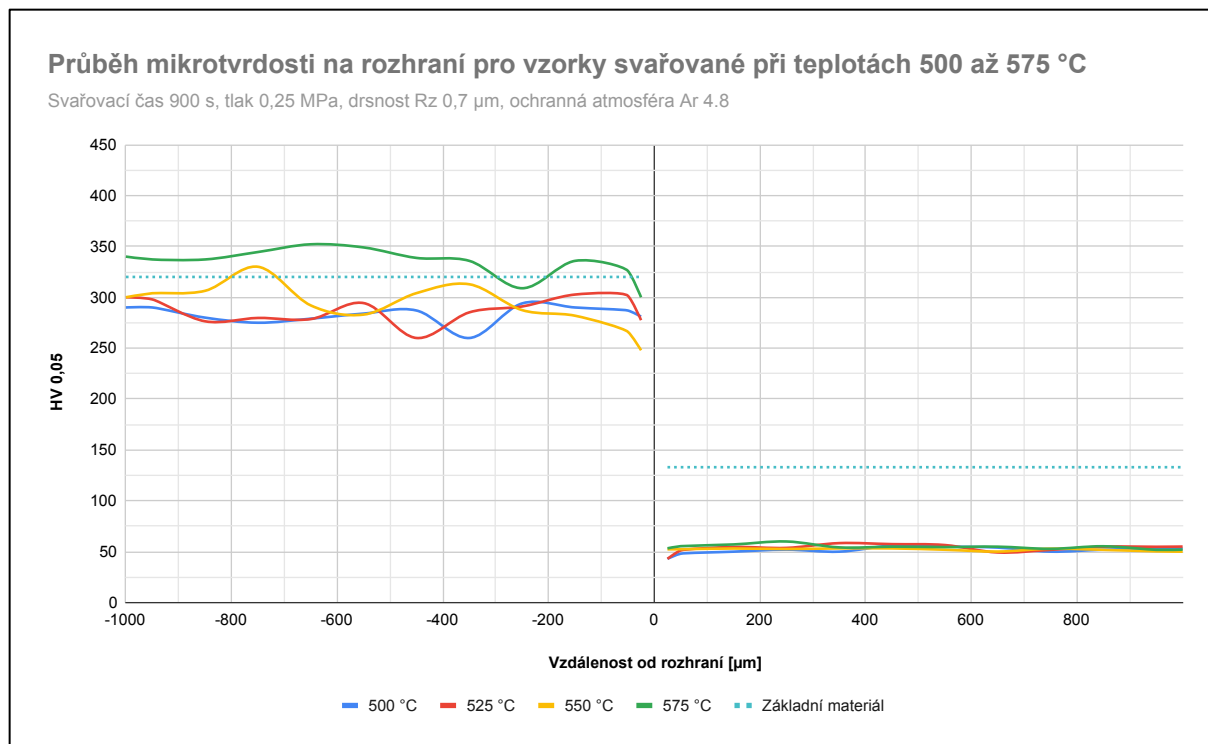
Průběh mikrotvrlosti na rozhraní pro vzorky svařované při teplotách 500 až 600 °C

Svařovací čas 600 s, tlak 0,25 MPa, drsnost Rz 0,7 µm, ochranná atmosféra Ar 4.8



Obr. 43 – Závislost mikrotvrlosti na svařovací teplotě při konstantním svařovacím čase 600 s

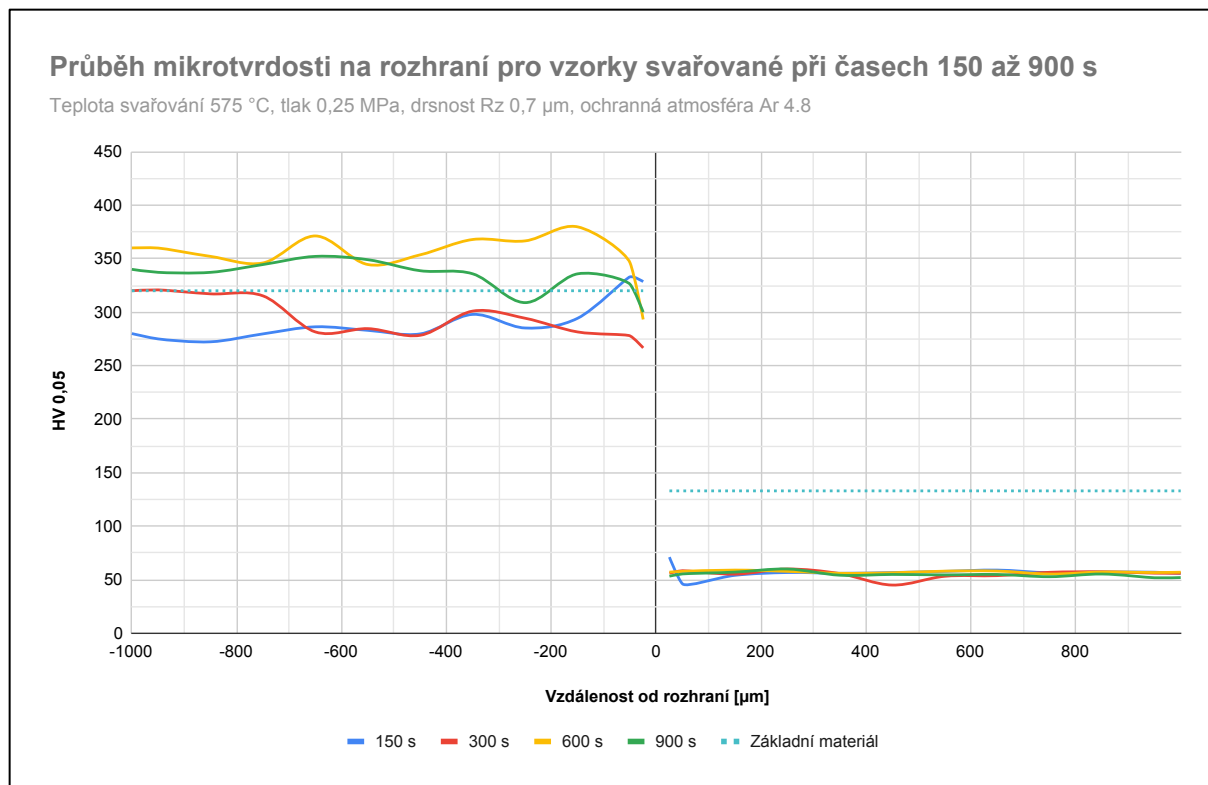
Graf na obrázku 43 zobrazuje průběhy mikrotvrdotí na rozhraní u vzorků vytvořených při svařovacích teplotách 500 až 600 °C a jednotném čase 600 s. Z grafu je patrné, že při všech svařovacích teplotách došlo na straně korozivzdorné oceli ve vzdálenosti 1 mm od rozhraní k nárůstu mikrotvrdoti nad původní hodnotu základního materiálu 320 HV 0,05. Hodnoty mikrotvrdotí na straně hliníkové slitiny opět vykazují pokles u všech svařovacích teplot na hodnoty mikrotvrdotí v rozmezí 52 až 57 HV 0,05.



Obr. 44 – Závislost mikrotvrdosti na svařovací teplotě při konstantním svařovacím čase 900 s

Průběhy mikrotvrdostí na rozhraní vzorků svařovaných při teplotách 500 až 575 °C a jednotném čase 900 s (nejdelším v rámci experimentu) zobrazuje graf na Obrázku 44. Na straně korozivzdorné oceli (vlevo) lze pozorovat pokles mikrotvrdosti po hodnotu mikrotvrdosti základního materiálu před svařováním (320 HV 0,05) s výjimkou vzorku svařeného při teplotě 575 °C, u kterého došlo k nárůstu mikrotvrdosti na průměrnou hodnotu 334 HV 0,05. Stejně chování jako u předešlých svařovacích časů (150 s, 300 s, 600 s) vykazuje hliníková slitina, jejíž hodnoty mikrotvrdostí pro všechny svařovací teploty poklesly z původní mikrotvrdosti 133 HV 0,05 na hodnoty v rozmezí 52 až 54 HV 0,05.

Stejným způsobem lze průběhy mikrotvrdostí na rozhraní difúzního spoje sledovat při proměnlivých časech svařování a konstantní teplotě svařování. Je tak možné určit individuální vliv svařovacího času na změnu mechanických vlastností svařovaných materiálů. Na základě naměřených dat bylo vytvořeno celkem 5 grafů, z nichž je zde vybrán a okomentován jeden. Jedná se o jediný graf, kde bylo možné zobrazit všechny svařovací časy (150 s, 300 s, 600 s, 900 s), ten odpovídá svařovací teplotě 575 °C a lze jej vidět na Obrázku 45. Průběhy mikrotvrdostí na rozhraní pro zbylé kombinace proměnných svařovacích časů a konstantních svařovacích teplot jsou k vidění v příloze 1.



Obr. 45 – Závislost mikrotvrdomosti na svařovacím čase při konstantní svařovací teplotě 575 °C

Průběh mikrotvrdomosti na rozhraní zobrazený na Obrázku 45 ukazuje, že v průběhu svařovacího procesu došlo ke změně mechanických vlastností obou materiálů tvořících heterogenní spoj. **Při všech svařovacích časech dochází při teplotě svařování 575 °C k výraznému poklesu mikrotvrdomosti na straně hliníkové slitiny, nicméně je tato změna relativně stabilní, očividně bez zásadního vlivu nastavení procesní teploty a času.** Co se týče změny mikrotvrdomosti korozivzdorné oceli, lze pozorovat pokles pod úroveň původní hodnoty mikrotvrdomosti u svařovacích časů 150 s a 300 s. U delších svařovacích časů (600 s a 900 s) dochází při teplotě 575 °C k nárůstu mikrotvrdomosti. Při svařovacím čase 600 s je průměrná mikrotvrdomost korozivzdorné oceli po svaření 353 HV 0,05 a při svařovacím čase 900 s je průměrná hodnota mikrotvrdomosti 339 HV 0,05. **Obecně lze tedy soudit, že průběhy mikrotvrdomosti na rozhraní mají u korozivzdorné oceli v porovnání s hliníkovou slitinou mnohem proměnlivější charakter.**

9.1.3 Vliv svařovacího procesu na mechanické vlastnosti spoje

Pro názornější zobrazení změny mechanických vlastností při jednotlivých kombinacích svařovacích teplot a časů slouží dvě dvojice tabulek, Tabulka 20, Tabulka 21, Tabulka 22 a Tabulka 23. Proměnlivé průběhy mikrotvrdomostí byly redukovány na přímky za účelem vytvoření reprezentativní střední hodnoty.

První dvojice uvedených tabulek zobrazuje absolutní změny (v jednotkách HV 0,05) mikrotvrdotí vzhledem k původním hodnotám mikrotvrdotí základních materiálů před svařením. Tabulka 20 zobrazuje absolutní změny mikrotvrdotí korozivzdorné oceli a Tabulka 21 zobrazuje absolutní změny mikrotvrdotí hliníkové slitiny. Druhá dvojice uvedených tabulek zobrazuje relativní změny (v jednotkách %) mikrotvrdotí vzhledem k původním hodnotám mikrotvrdotí základních materiálů před svařením – Tabulka 22 zobrazuje relativní změny mikrotvrdotí korozivzdorné oceli a Tabulka 23 zobrazuje relativní změny mikrotvrdotí hliníkové slitiny.

Tab. 20 – Absolutní změny průměrných hodnot mikrotvrdotí HV 0,05 korozivzdorné oceli po svaření ve vzdálenosti 1 mm od rozhraní (v jednotkách HV 0,05)

Teplota	Čas	150 s	300 s	600 s	900 s
500 °C		-	-10,7	+43,7	-36,5
525 °C		-	+62,0	+20,7	-32,9
550 °C		-	-15,6	+65,8	-26,6
575 °C		-28,8	-25,1	+33,4	+13,8
600 °C		-9,4	-13,5	+17,8	-

Z hodnot uvedených v Tabulce 20 je patrné, že **k největším změnám mikrotvrdoti korozivzdorné oceli, dochází při svařovacích parametrech 550 °C a 600 s, 525 °C a 300 s a 500 °C a 600 s (označeny modrou barvou)**. Ve vztahu k hodnotě mikrotvrdoti pro kombinaci svařovacích parametrů 525 °C a 300 s je nutné podotknout, že vzhledem k vysoké hodnotě měnlivosti (uvedené v Tabulce 24) může být výpovědní hodnota mikrotvrdoti omezená, proto je potřeba dodatečně okomentovat průběh mikrotvrdoti patrný na Obrázku 42. Zde je zřetelné, že ke zvýšení mikrotvrdoti dochází téměř v celé vzdálenosti od rozhraní a velikost směrodatné odchylky může být značně ovlivněna propadem mikrotvrdoti v úseku vzdáleném 0,3–0,45 mm od rozhraní. Na první pohled nelze jednoduše určit souvislost mezi modře zvýrazněnými kombinacemi svařovacích parametrů, proto zde vzniká potřeba dalších analýz.

K nejmenším změnám mikrotvrdoti korozivzdorné oceli dochází při svařovacích parametrech 500 °C a 300 s a 600 °C a 150 s (označeny zelenou barvou). Vzhledem k teorii difúzního svařování je tato změna očekávaná, protože se jedná o svařovací parametry s nízkými svařovacími časy a teplotami. Tomuto trendu odporuje změna mikrotvrdoti pro svařovací parametry 575 °C a 150 s, kde došlo při procesu svařování k mnohem většímu poklesu mikrotvrdoti. Vysokou měnlivost příslušného průběhu mikrotvrdoti lze vysvětlit prudkým nárůstem mikrotvrdoti ve vzdálenosti 0–0,2 mm od rozhraní. Ve vzdálenosti 0,2–1 mm od rozhraní je ale pokles mikrotvrdoti značný (jak lze vidět například na Obrázku 45).

Z tohoto důvodu je této kombinaci svařovacích parametrů věnována zvýšená pozornost při dalších analýzách.

Tab. 21 – Absolutní změny průměrných hodnot mikrotvrdotí HV 0,05 hliníkové slitiny po svaření ve vzdálenosti 1 mm od rozhraní (v jednotkách HV 0,05)

Teplota	Čas	150 s	300 s	600 s	900 s
500 °C		-	-80,2	-80,4	-81,4
525 °C		-	-79,2	-80,0	-79,6
550 °C		-	-80,6	-79,8	-80,9
575 °C		-76,0	-77,7	-75,8	-78,3
600 °C		-76,9	-79,3	-76,8	-

Výše uvedená Tabulka 21 zobrazuje absolutní změny průměrných hodnot mikrotvrdotí po svaření u hliníkové slitiny. Na první pohled je patrné, že nezávisle na teplotě a času, při kterém byly vzorky svařeny, dochází k jednotnému poklesu mikrotvrdoti o hodnoty v rozmezí 76–81 HV 0,05 (v absolutní hodnotě). Důvody této jednotné změny mikrotvrdoti jsou diskutovány v kapitole 10.1.4.

Tab. 22 – Relativní změny průměrných hodnot mikrotvrdotí HV 0,05 korozivzdorné oceli po svaření ve vzdálenosti 1 mm od rozhraní včetně směrodatné odchylky (v jednotkách %)

Teplota	Čas	150 s	300 s	600 s	900 s
500 °C		-	-3,3 ± 9,0	+13,7 ± 6,1	-11,4 ± 3,0
525 °C		-	+19,4 ± 14,3	+6,5 ± 6,2	-10,3 ± 4,1
550 °C		-	-4,9 ± 5,6	+20,6 ± 4,2	-8,3 ± 6,9
575 °C		-9,0 ± 7,0	-7,8 ± 6,0	+10,4 ± 6,9	+4,3 ± 4,8
600 °C		-2,9 ± 2,4	-4,2 ± 13,2	+5,6 ± 3,6	-

Tabulka 22 slouží jako doplňková tabulka k posouzení relativní změny mikrotvrdoti (potažmo dalších mechanických vlastností) korozivzdorné oceli vzhledem k původní hodnotě mikrotvrdoti před podstoupením svařovacího procesu. Červeně označené kombinace svařovacích parametrů včetně připočtení směrodatné odchylky (vyjádřené v procentech) nepřesahují v celém rozsahu vzdálenosti od rozhraní (0,025–1 mm) změnu mikrotvrdoti 10 %. To znamená, že v rámci procesu difúzního svařování při příslušných svařovacích podmínkách nedochází k většímu ovlivnění mikrotvrdoti korozivzdorné oceli než 10 % (vzhledem k původní hodnotě mikrotvrdoti před svařováním).

Žlutě zvýrazněné kombinace svařovacích parametrů pak dosahují maximálního ovlivnění mikrotvrdoti 15 %. Zbytek svařovacích kombinací nepřesahuje ovlivnění mikrotvrdoti základního materiálu 20 % (s výjimkou vzorku svařeného při teplotě 525 °C a čase 300 s).

Tab. 23 – Relativní změny průměrných hodnot mikrotvrdostí HV 0,05 hliníkové slitiny po svaření ve vzdálenosti 1 mm od rozhraní (v jednotkách %)

Teplota	Čas	150 s	300 s	600 s	900 s
500 °C		-	-60,3	-60,4	-61,2
525 °C		-	-59,6	-60,2	-59,9
550 °C		-	-60,6	-60,0	-60,9
575 °C		-57,1	-58,4	-57,0	-58,9
600 °C		-57,8	-59,7	-57,7	-

Tabulka 23 uvádí relativní změny průměrných hodnot mikrotvrdostí hliníkové slitiny po svaření v porovnání s původní hodnotou mikrotvrdostí základního materiálu. Jak již bylo uvedeno v textu pod Tabulkou 22, změna mikrotvrdosti (potažmo dalších vlastností) hliníkové slitiny je v důsledku teplotního cyklu, kterému materiál podléhá procesu svařování téměř jednotná. Dochází zde k výraznému poklesu, který dosahuje průměrné hodnoty 60 %. Pokles této výše již nelze zanedbat, protože se zaručeně projeví na většině užitných vlastností materiálu. Podrobnějšímu rozboru této problematiky je věnován prostor v kapitole 10.1.4.

Tab. 24 – Měnlivost průběhů mikrotvrdostí HV 0,05 korozivzdorné oceli po svaření vyjádřená směrodatnou odchylkou (v jednotkách HV 0,05)

Teplota	Čas	150 s	300 s	600 s	900 s
500 °C		-	28,9	19,6	9,6
525 °C		-	45,9	19,8	13,0
550 °C		-	18,0	13,4	22,0
575 °C		22,5	19,2	21,9	15,4
600 °C		7,8	42,2	11,4	-

Tabulka 24 a Tabulka 25 uvádějí hodnoty směrodatných odchylek (měnlivosti) průběhů mikrotvrdostí na rozhraních difúzních spojů korozivzdorných ocelí a hliníkových slitin. Účelem těchto tabulek je zajistit výpovědní hodnotu jednotlivých průběhů, které byly po potřeby vzájemného srovnávání nahrazeny aritmetickými průměry (přímkovými průběhy), které potlačují výkyvy hodnot mikrotvrdostí v závislosti na vzdálenosti od rozhraní.

Tabulka 31 (stejně jako Tabulka 32) zobrazující hodnoty směrodatných odchylek v jednotkách % je uvedena v příloze práce.

Tab. 25 – Měnlivost průběhů mikrotvrdostí HV 0,05 hliníkové slitiny po svaření vyjádřená směrodatnou odchylkou (v jednotkách HV 0,05)

Teplota	Čas	150 s	300 s	600 s	900 s
500 °C		-	2,0	1,7	3,7
525 °C		-	4,9	1,3	4,2
550 °C		-	3,4	2,3	1,1
575 °C		7,6	3,7	1,0	2,3
600 °C		1,3	2,5	2,0	-

Závěrem kapitoly věnované měření mikrotvrdosti na rozhraní difúzních spojů zhotovených v rámci experimentu je shrnutí poznatků vyplývajících z analyzovaných průběhů mikrotvrdostí.

9.1.3.1 Shrnutí kapitoly 9.1.3

Měření mikrotvrdosti HV 0,05 bylo podrobena celkem 16 difúzních spojů svařených při různých parametrech svařování. Průběhy mikrotvrdostí ukazují, že oba základní materiály (korozivzdorná ocel a hliníková slitina) podléhají v rámci svařovacího procesu strukturním změnám, které se projevují změnami hodnot mikrotvrdosti, zde předpokládá se určitá korelace s pevnostními vlastnostmi.

Co se týče změn vlastností hliníkové slitiny, zde je změna nezávisle na konkrétních parametrech svařování jednotná a u všech spojů dochází k poklesu tvrdosti o cca 60 % vzhledem k původní hodnotě tvrdosti základního materiálu před svařením. Co se týče změn vlastností korozivzdorné oceli, zde není vliv svařovacího procesu jednotný pro všechny podmínky svařování a projevuje se lokálními poklesy a nárůsty mikrotvrdostí. Nelze proto jednoznačně stanovit, zda zvýšení/snížení svařovací teploty/času vyvolá zvýšení/snížení mikrotvrdosti v okolí spoje. Je však jisté, že hodnota mikrotvrdosti ve velké většině případů nezůstane stejná jako původní hodnota mikrotvrdosti základního materiálu. Na základě ukazatelů měnlivosti jednotlivých průběhů mikrotvrdostí lze soudit, že svařovací proces celkově ovlivní hodnoty mikrotvrdostí o méně než 20 %.

9.2 Metalografické analýzy

V rámci experimentu byly nejprve pozorovány oblasti difúzních spojů v neleptaném stavu, následně byly pozorované plochy naleptány a pozorovány v leptaném stavu. Obrazová data byla získána pozorováním ploch metalografických výbrusů příčných řezů jednotlivých spojů, které byly připraveny způsobem popsaným v kapitole 8.3.

Snímky byly pořizovány ze středů ploch na obou stranách od středové díry pro vodící trn (naznačeno červenou oblastí na Obrázku 36). Tato místa byla zvolena nejen z důvodu zajištění stejných pozorovacích podmínek pro všechny vzorky, ale také proto, že v těchto oblastech zpravidla dochází k vytvoření kvalitního spoje (vzhledem k působení přitlačné síly při svařování a geometrii automaticky broušených svarových ploch). Okrajové oblasti spojů nebyly pozorovány, protože při broušení vzorků nebylo možné zajistit dokonalou rovinnost svařovaných ploch (omezení automatické metalografické brusky) a hrany ploch vzorků tak byly po broušení vždy mírně sražené. Tento geometrický nedostatek se projevil tím, že na okrajích vzorků nebyly svařované plochy v dostatečné blízkosti, a proto zde nemohlo dojít ke vzniku dostatečně kvalitního spoje.

Cílem pozorování bylo získat obrazová data (digitální snímky) při zvětšeních 50x, 100x, 200x a 500x. Na těchto snímcích byly zkoumány vzniklé difúzní spoje na rozhraní svařovaných materiálů a také jejich blízké okolí. Všechny snímky byly pořízeny tak, aby vždy ve středu snímku leželo rozhraní (difúzní oblast), které odděluje svařované materiály. **Snímky jsou orientovány tak, že horní z vyobrazených materiálů je vždy hliníková slitina a spodní je vždy korozivzdorná ocel (toto rozložení odpovídá konvenci zavedené již při svařování vzorků).** Každý snímek je pro přehlednost opatřen třemi popisky. V levém horním rohu je popisek nesoucí informace o podmínkách svařování daného vzorku, v pravém horním rohu je zvětšení, při kterém byl snímek pořízen a v pravém spodním rohu je popisek s měřítkem. Snímky mikrostruktury použité pro vyhodnocení experimentu byly vybrány z velkého počtu pořízených snímků jako reprezentativní zástupci, kteří se svou podobou nijak nevymykají a mohou tak nést informace s dostatečnou výpovědní hodnotou.

9.2.1 Popis použitého světelného mikroskopu

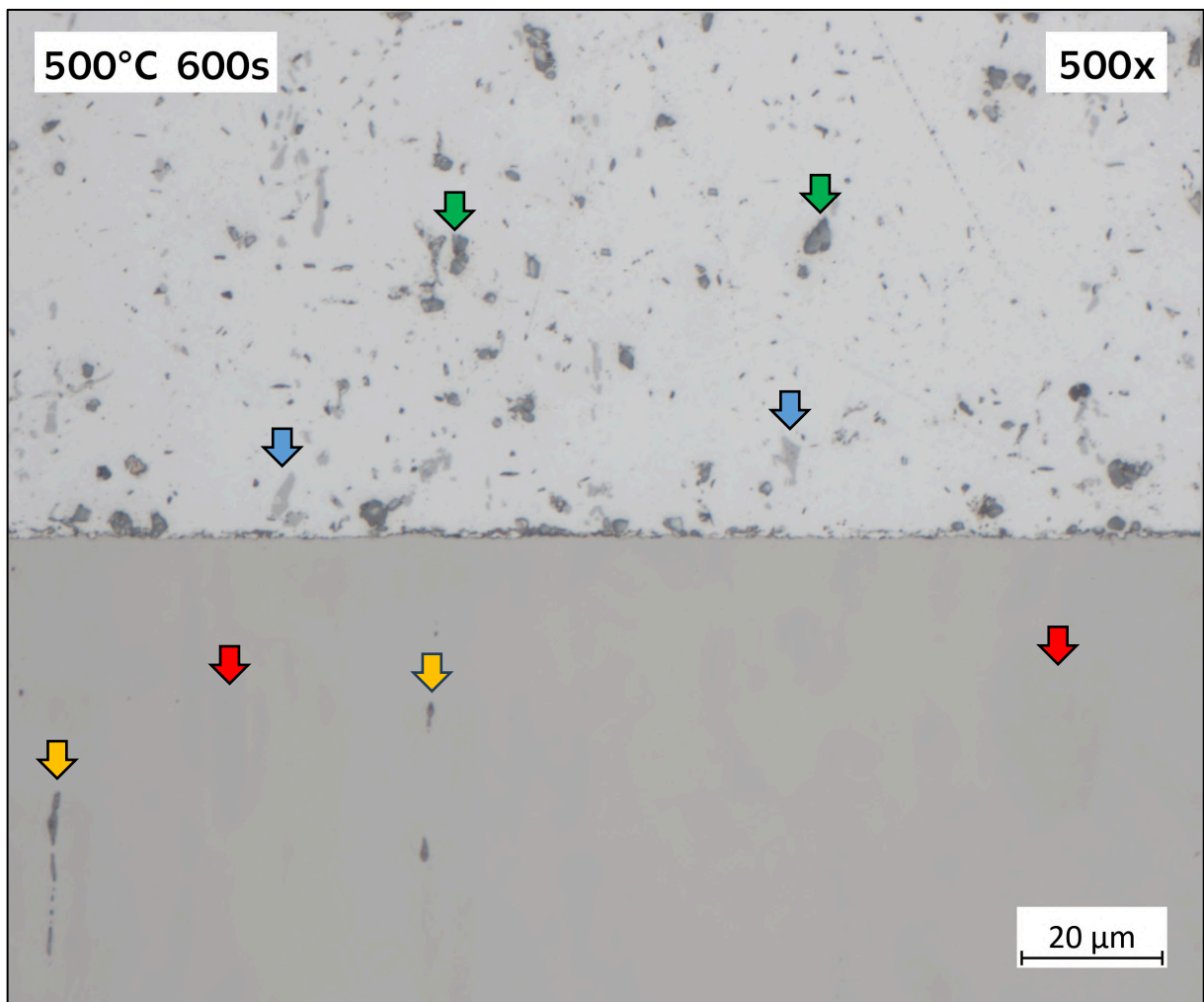
K pozorování mikrostruktury v neleptaném a leptaném stavu do zvětšení 500x byl použit světelný mikroskop Axio Observer D1m od firmy Carl Zeiss vybavený softwarem ZEN, určeným pro prohlížení a hodnocení mikrostruktur.

9.2.2 Pozorování mikrostruktury v neleptaném stavu

První etapa pozorování mikrostruktury difúzních spojů je věnována pozorování vzorků v neleptaném stavu. Podrobně jsou sledována difúzní rozhraní a přítomné struktury, které vznikly důsledkem svařování. Postupně jsou porovnávány pořízené snímky mikrostruktur difúzních spojů svařených při různých kombinacích svařovacích teplot a časů. Nejprve je komentován vliv svařovací teploty na mikrostrukturu spojů a v druhé části je pozornost věnována vlivu svařovacího času.

Vzhledem k relativně malým šířkám difúzních oblastí jsou všechny uvedené snímky pořízeny při zvětšení 500x. Informace získané z pozorování jsou závěrem shrnuty v samostatné podkapitole č. 9.2.2.1.

Pro hodnocení vlivu svařovací teploty na charakter difúzních spojů je vybrána sada pozorování, která obsahuje snímky vzorků svařených při jednotném svařovacím čase 600 s a různých hodnotách svařovací teploty (500 °C, 525 °C, 550 °C, 575 °C, 600 °C). Pro hodnocení vlivu svařovacího času jsou vybrány ve stejném smyslu snímky vzorků svařených při jednotné teplotě 575 °C a různých svařovacích časech (150 s, 300 s, 600 s, 900 s).



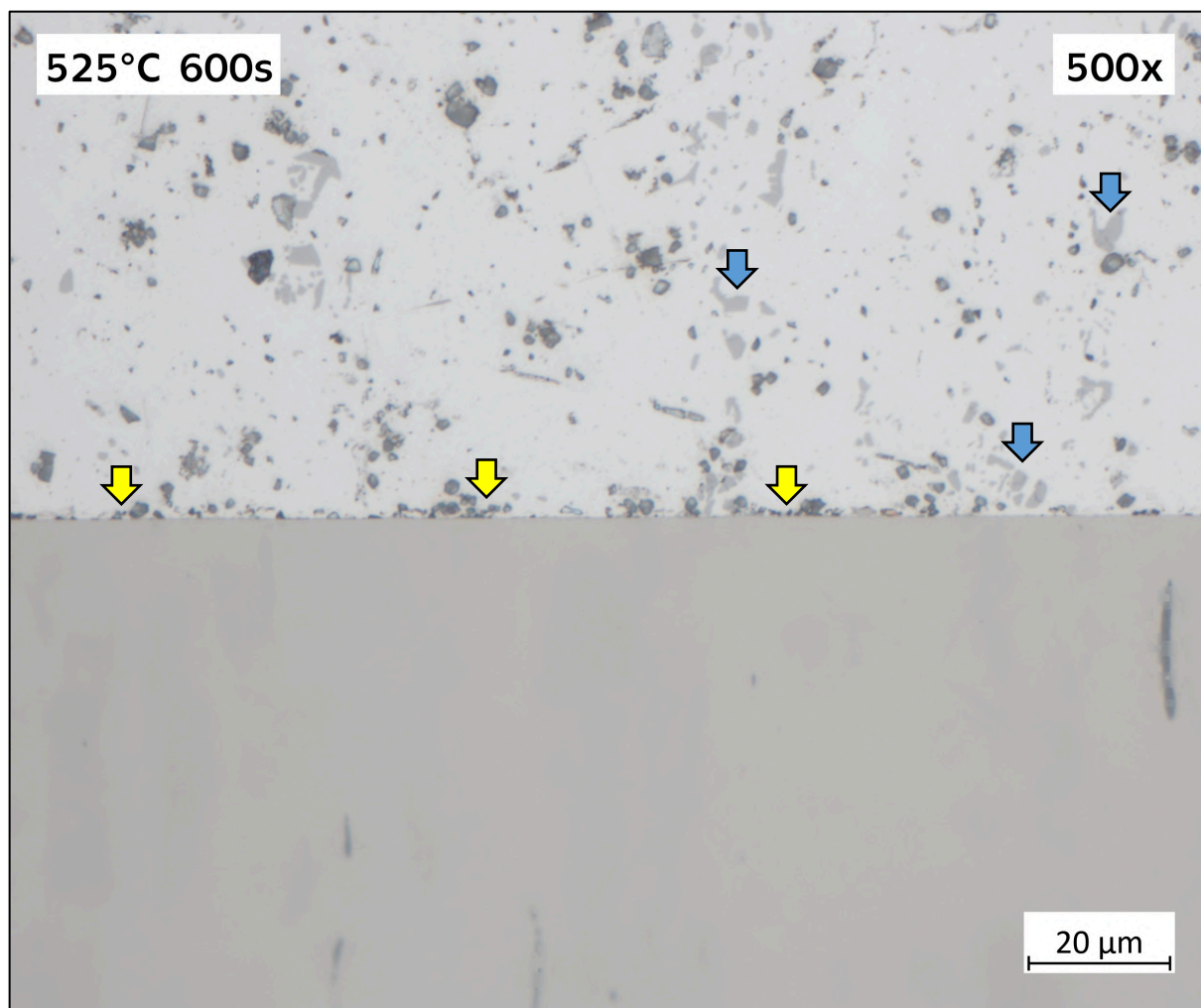
Obr. 46 – Snímek neleptané mikrostruktury difúzního spoje hliníkové slitiny (nahore) a korozivzdorné oceli (dole) zhotoveného při parametrech 500 °C a 600 s pozorované na světelném mikroskopu

Obrázek 46 zobrazuje snímek mikrostruktury difúzního spoje, který vzniknul při svařovací teplotě 500 °C a svařovacím čase 600 s. Tuto kombinaci svařovacích parametrů lze považovat za jednu z „nejmírnějších“ (ve smyslu nejnižší teploty a nejkratšího času), při kterých došlo ke vzniku soudržného spojení.

Mikrostruktura hliníkové slitiny obsahuje velký počet částicových útvarů, které je možné rozdělit do dvou skupin. První skupina přítomných útvarů (označené modrou šipkou) pravděpodobně odpovídá **segregátům prvků příměsí (Mg, Si)**, které původně vystupovaly jako vytvrzující fáze Mg_2Si , nebo **intermetalickým fázím typu $Al(FeMn)Si$** . Druhá skupina částicových útvarů (označené tmavě zelenou šipkou) se podobá **pórům** různých velikostí, které se mohly do struktury dostat v rámci procesu výroby nebo během shlukování při teplotním cyklu svařování. (47) (48)

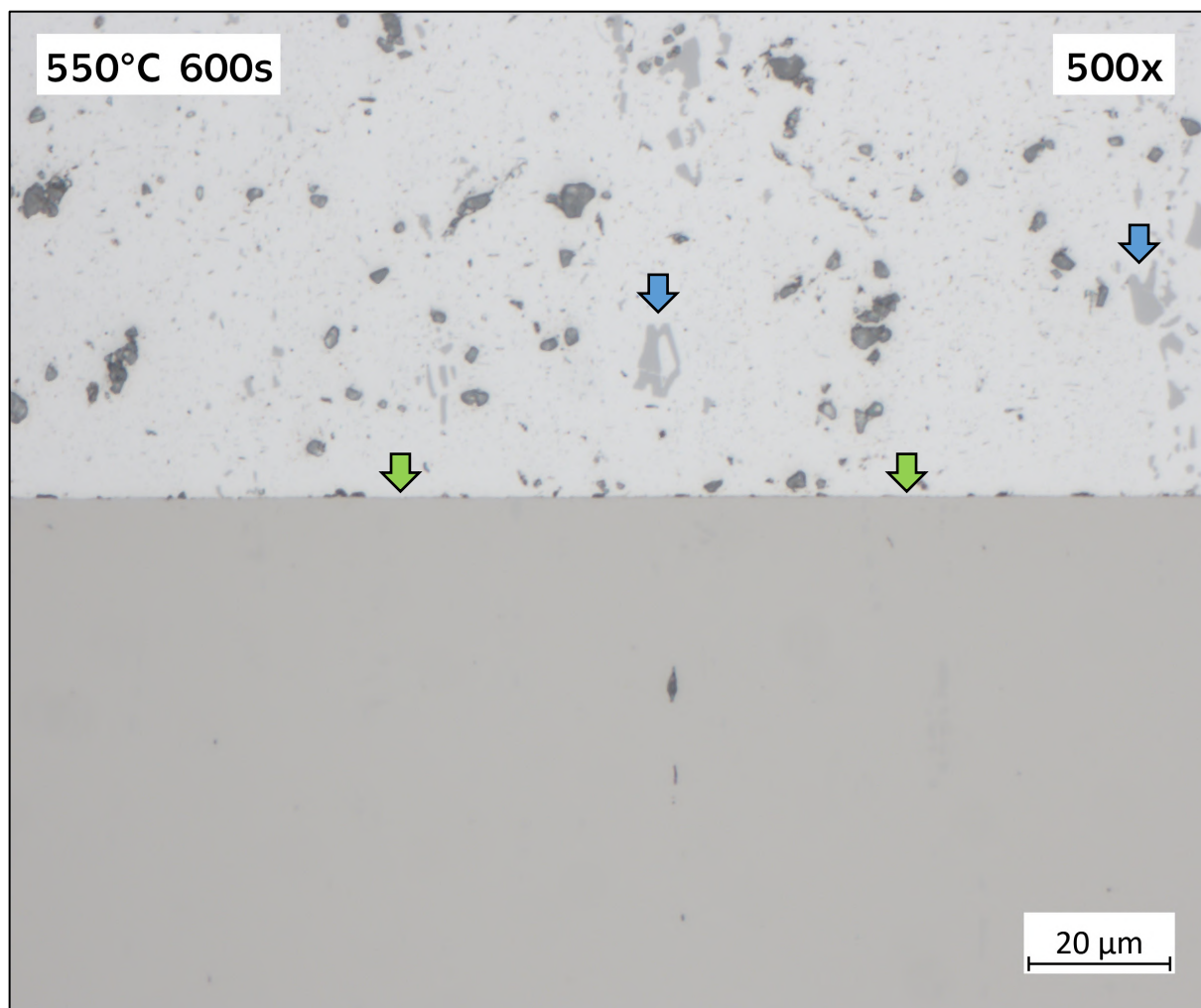
V mikrostruktuře korozivzdorné oceli v neleptaném stavu není jednoduché s jistotou rozlišit přítomné fáze. Je možné pozorovat několik **dendritických útvarů** (označené oranžovou šipkou), které mohou odpovídat novým fázím vyloučeným během ohřevu a chladnutí při svařování. Kromě zmíněných dendritických útvarů jsou na zkoumané ploše patrná tmavá místa (označená červenou šipkou), která mohou dále vyniknout po leptání.

Co se týče samotného rozhraní (difúzní oblasti), není při použitém zvětšení (500x) patrný výskyt nových fází odlišných od základních materiálů. **Hranice difúzní oblasti je na straně hliníkové slitiny zvrásněná z důvodu creepové deformace**, která se projeví v návaznosti na působení tlaku (0,25 MPa) při svařování. Na hranicích difúzní oblasti jsou patrné nespojitosti, jejichž existenci lze odůvodnit nedostatečným přiblížením spojovaných povrchů.



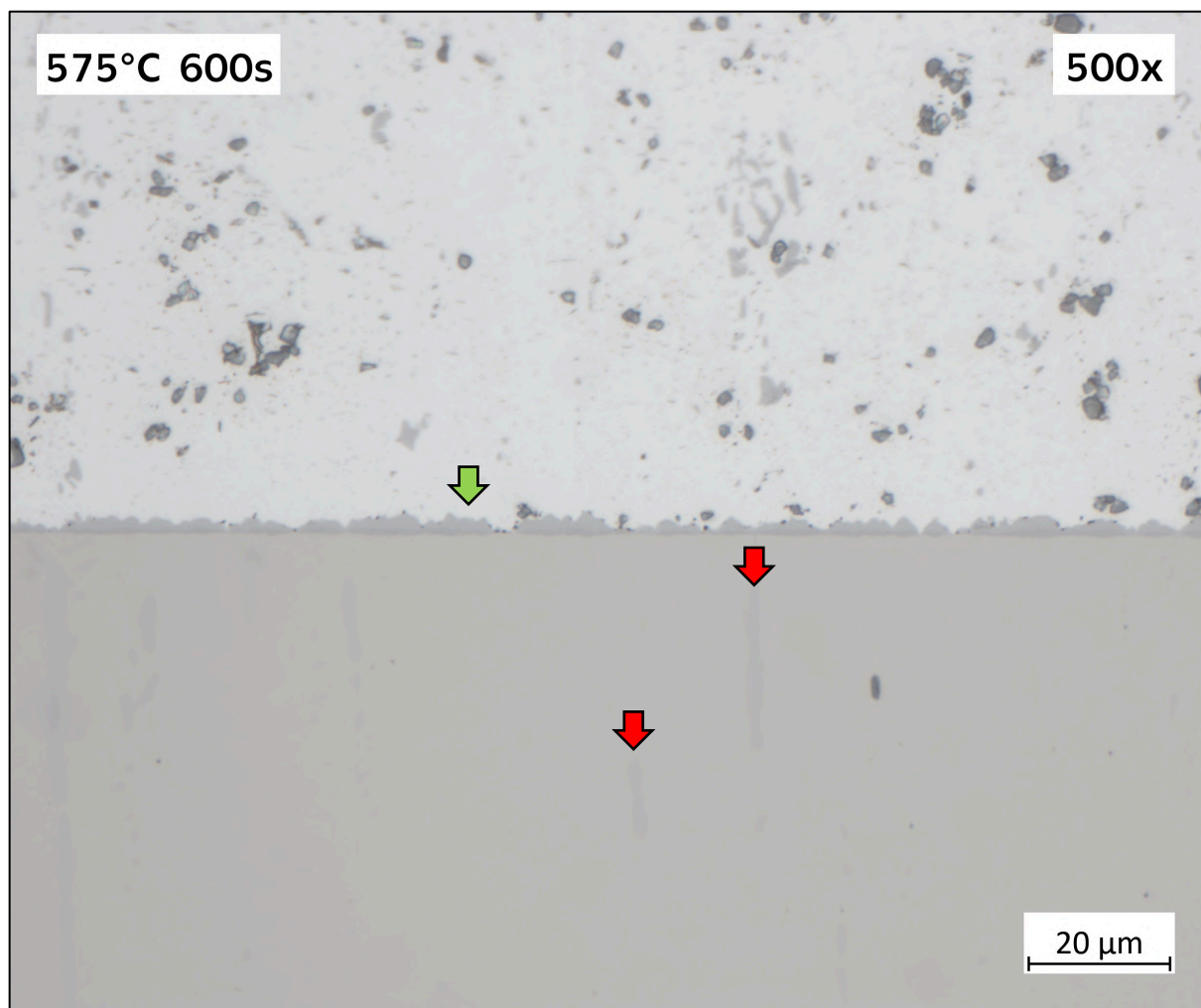
Obr. 47 – Snímek neleptané mikrostruktury difúzního spoje hliníkové slitiny (nahore) a korozivzdorné oceli (dole) zhotoveného při parametrech 525 °C a 600 s pozorované na světelném mikroskopu

Snímek na Obrázku 47 ukazuje mikrostrukturu difúzního spoje, který byl vytvořen při vyšší svařovací teplotě (525 °C) než předešlý spoj. Charakter mikrostruktury je v případě tohoto spoje velice podobný. Změny se odehrávají zejména na straně hliníkové slitiny a vzniklého rozhraní. U hliníkové slitiny je možné pozorovat zvýšený počet a větší rozměry částic první jmenované skupiny (segregáty a intermetalické fáze označené modrou šipkou). U rozhraní (difúzní oblasti) je možné pozorovat souvislejší přechod s menším počtem diskontinuit. Nicméně stále se v okolí hranice difúzní oblasti a hliníkové slitiny hromadí množství pórů (označené žlutou šipkou) a mezi svařovanými povrchy jsou viditelné drobné kavity. Lze soudit, že **zvýšení teploty do jisté míry podpořilo deformaci v oblasti spoje a tím zapříčinilo zvýšení kontaktní plochy mezi svařovanými povrchy**. Zvýšení svařovací teploty má na mikrostrukturu korozivzdorné oceli minimální vliv.



Obr. 48 – Snímek neleptané mikrostruktury difúzního spoje hliníkové slitiny (nahore) a korozivzdorné oceli (dole) zhotoveného při parametrech 550 °C a 600 s pozorované na světelném mikroskopu

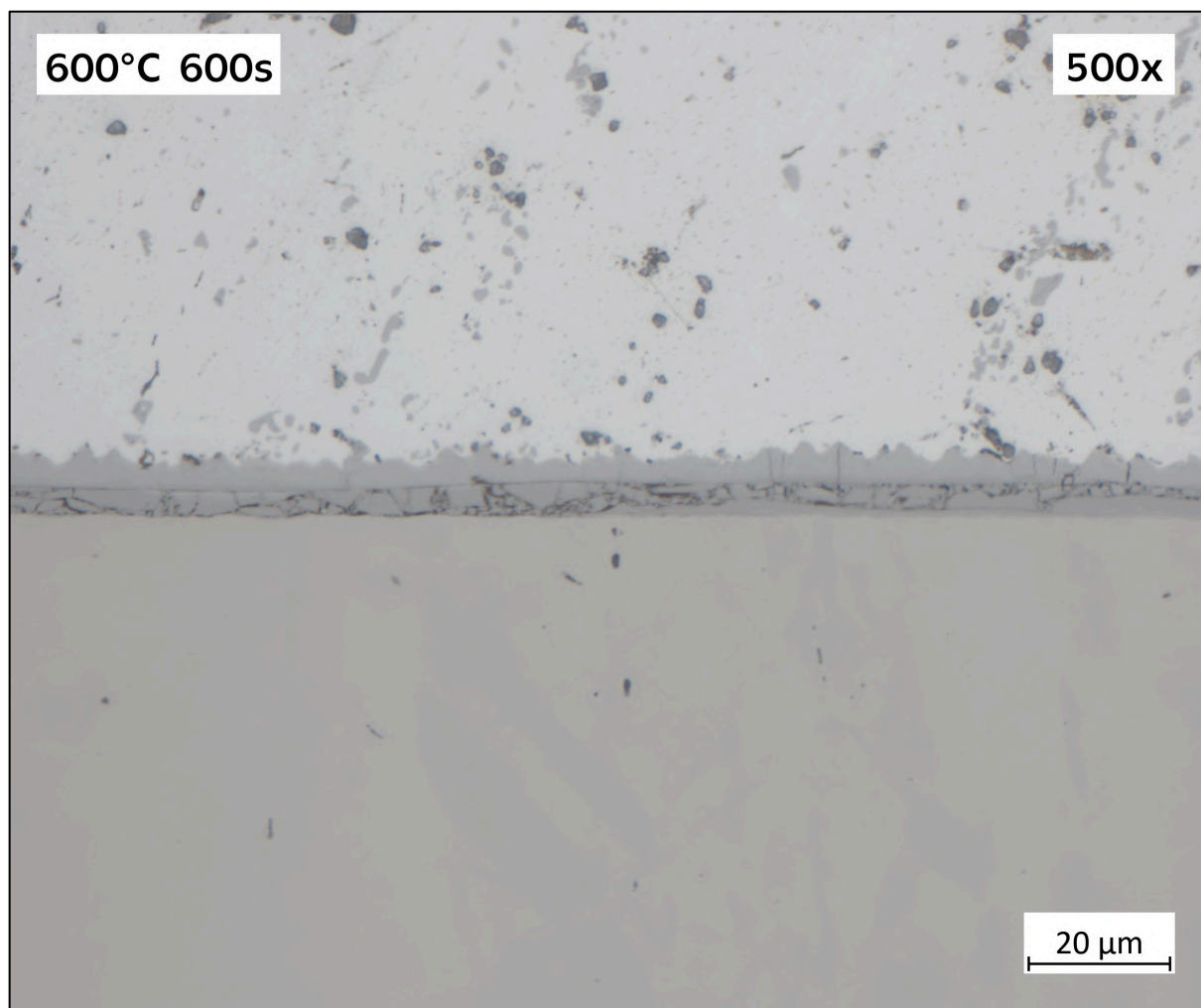
Mikrostruktura na Obrázku 48, odpovídá difúznímu spoji vytvořenému při svařovací teplotě 550 °C (a svařovacím čase 600 s). **Zvýšení teploty se projeví shlukováním částic segregátů a intermetalických fází do větších útvarů** (označených modrou šipkou). Rozhraní je v téměř celé své délce souvislé a v okolí hranice difúzní oblasti a hliníkové slitiny se vyskytuje minimální množství kavit. **V částech difúzní oblasti, kde došlo k zániku kavit a maximálnímu přiblížení svařovaných povrchů je možné pozorovat vznik velmi tenké vrstvy** (označené světle zelenou šipkou), která je pravděpodobně tvořena intermetalickými fázemi typu Fe_xAl_y . (48)



Obr. 49 – Snímek neleptané mikrostruktury difúzního spoje hliníkové slitiny (nahore) a korozivzdorné oceli (dole) zhotoveného při parametrech 575 °C a 600 s pozorované na světelném mikroskopu

Obrázek 49 podporuje myšlenku, že **další zvýšení svařovací teploty (575 °C) se projeví zejména růstem intermetalické vrstvy** v místě původního rozhraní svařovaných povrchů (označené světle zelenou šipkou). **Je možné si povšimnout, že vrstva roste směrem do hliníkové slitiny.** Tempo růstu není pro každou část difúzní oblasti stejné. V místech, kde nedošlo k úplnému zániku kavit oddělujících svařované povrchy, se v rámci svařování nevytvořila vrstva intermetalických fází vůbec nebo pouze v omezeném rozsahu. **Lze tedy soudit, že proměnlivá šířka intermetalické vrstvy odpovídá různorodé geometrii svařovaných ploch.**

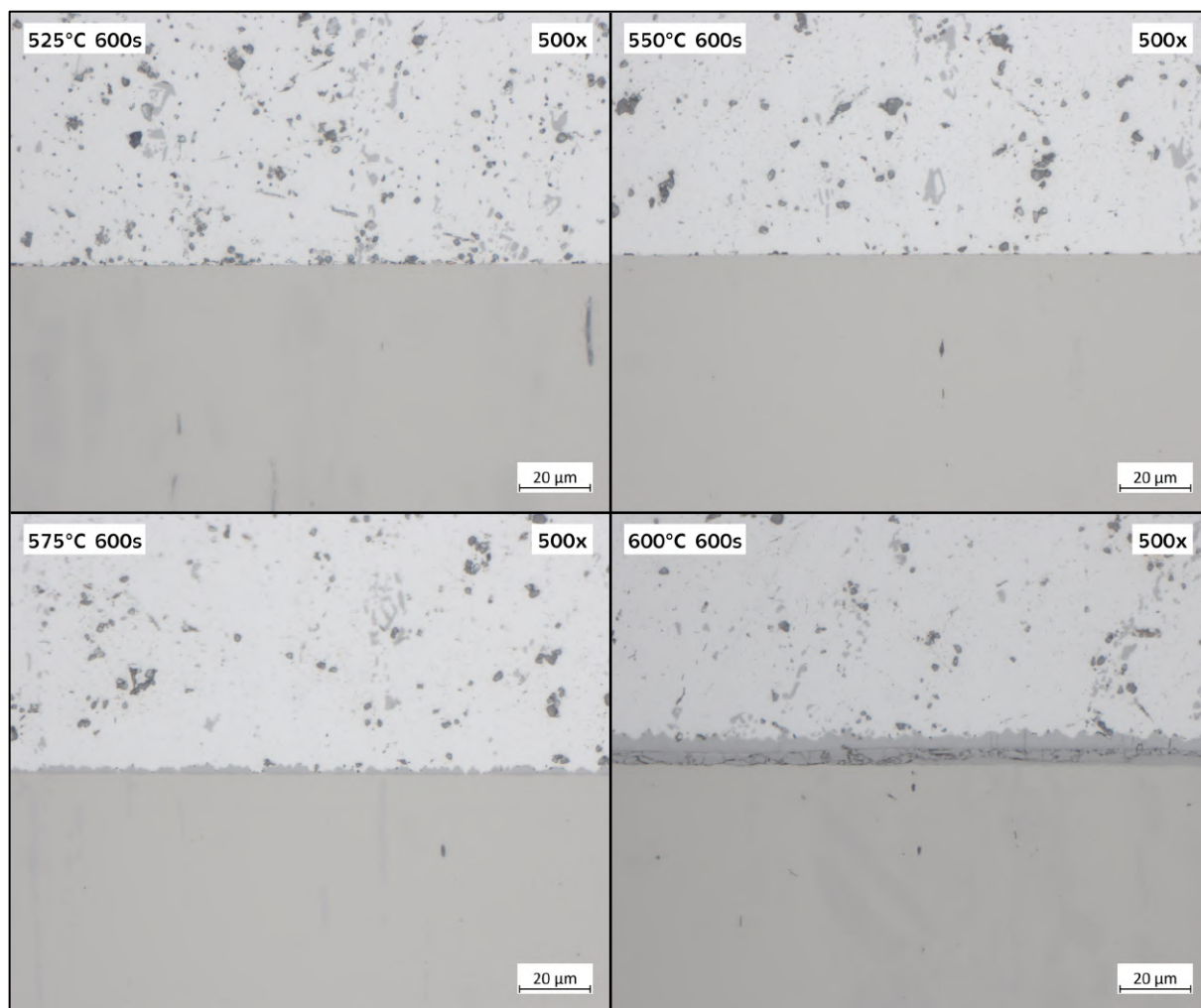
V mikrostruktuře korozivzdorné oceli je možné pozorovat zvýraznění tmavých pásů (označené červenou šipkou), které mohou představovat nové (jiné než austenitické) fáze vyloučené v důsledku ohřevu a chladnutí při svařování nebo změny chemického složení způsobené difúzí legujících prvků. (48)



Obr. 50 – Snímek neleptané mikrostruktury difúzního spoje hliníkové slitiny (nahore) a korozivzdorné oceli (dole) zhotoveného při parametrech 600 °C a 600 s pozorované na světelném mikroskopu

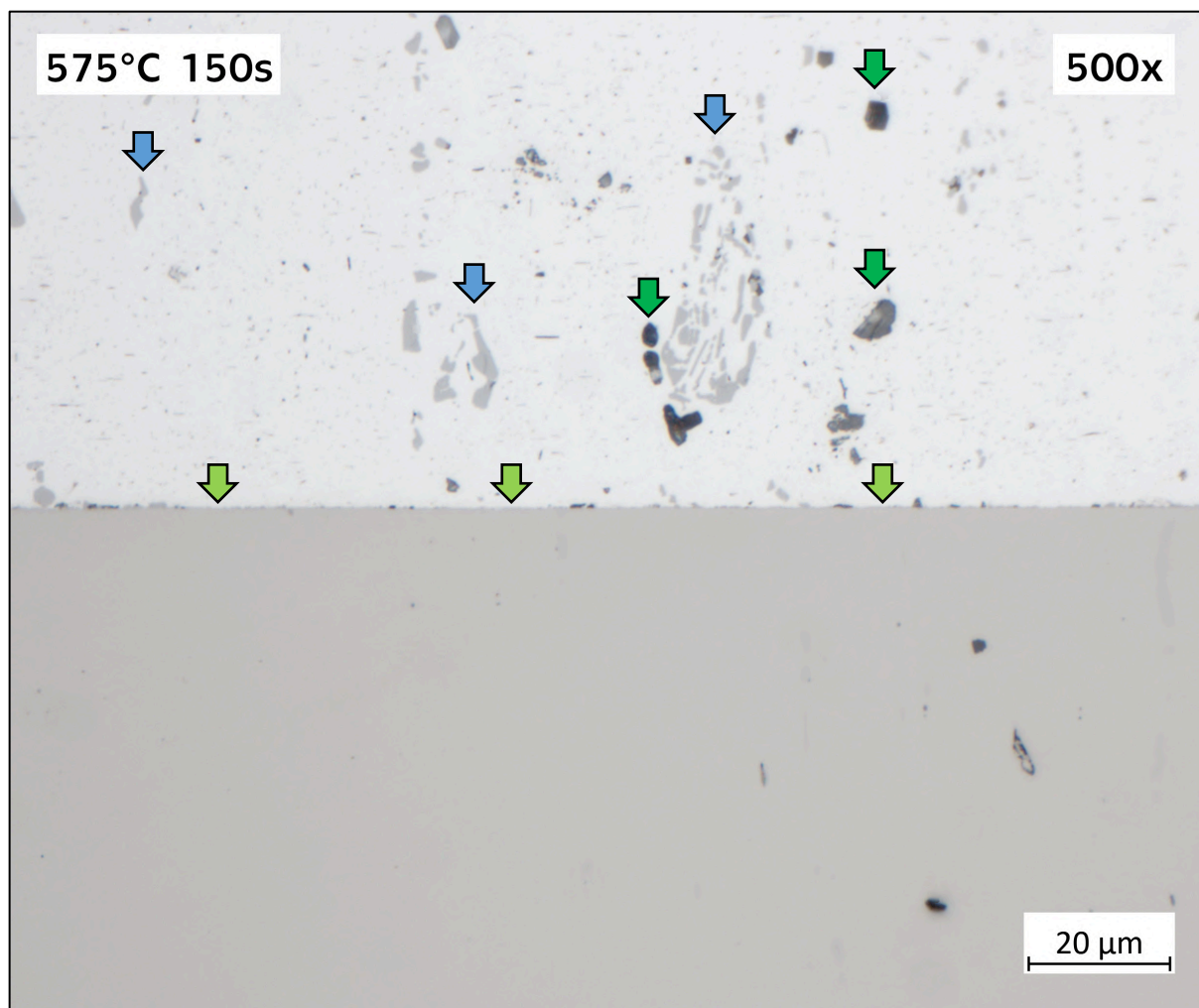
Obrázek 50 je věnován snímku mikrostruktury difúzního spoje vytvořeného při nejvyšších navržených hodnotách svařovacích parametrů v rámci experimentu, tedy při svařovací teplotě 600 °C a svařovacím čase 600 s. **Při těchto parametrech dochází k rapidnímu nárůstu šířky vrstvy intermetalických fází** vyloučené v difúzní oblasti mezi svařovanými materiály. Po nabytí určité kritické šířky dochází k porušení této křehké vrstvy. K porušení dochází na dvou místech – uvnitř vrstvy a na hranici vyloučené vrstvy a korozivzdorné oceli. V porovnání s výchozí mikrostrukturou základních materiálů je mikrostruktura pro svařování značně ovlivněna na straně hliníkové slitiny. Korozivzdorná ocel neprojevuje při pozorování v neleptaném stavu žádné výraznější změny, až na občasnou přítomnost neaustenitických fází. (48) (37)

Celkový pohled na změny mikrostruktury difúzních spojů nabízí Obrázek 51, který kombinuje snímky pořízené při jednotném svařovacím čase 600 s a různých svařovacích teplotách (525 °C, 550 °C, 575 °C, 600 °C).



Obr. 51 – Porovnání snímků neleptaných mikrostruktur difúzních spojů hliníkových slitin a korozivzdorných ocelí svařených při stejném čase 600 s a různých teplotách: 525 °C (vlevo nahoře), 550 °C (vpravo nahoře), 575 °C (vlevo dole) a 600 °C (vpravo dole)

Druhá část této kapitoly je věnována pozorování vlivu svařovacího času na mikrostrukturu difúzních spojů. Pro pozorování je využito reprezentativní sady snímků pořízených na vzorcích svařených při jednotné teplotě 575 °C a plném rozsahu svařovacích časů vzhledem k návrhu experimentu (k nahlédnutí v Tabulce 13).

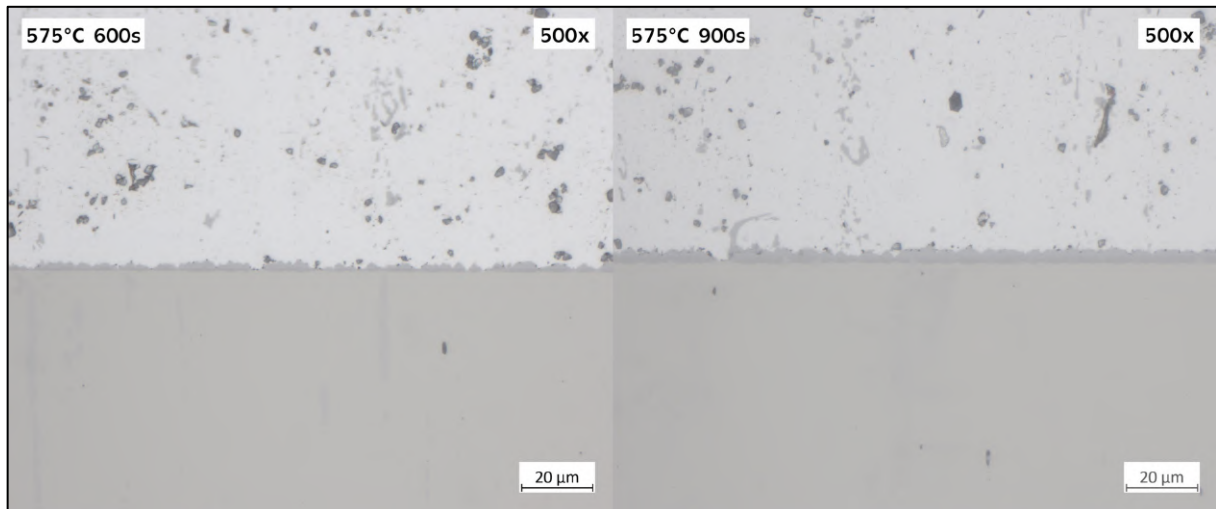


Obr. 52 – Snímek neleptané mikrostruktury difúzního spoje hliníkové slitiny (nahore) a korozivzdorné oceli (dole) zhotoveného při parametrech 575 °C a 150 s pozorované na světelném mikroskopu

Obrázek 52 zobrazuje mikrostrukturu difúzního spoje zhotoveného při svařovací teplotě 575 °C a svařovacím čase 150 s. Jedná se o první teplotu, při které došlo k vytvoření dostatečně soudržného spoje při svařování po dobu 150 s. Pojem „dostatečná soudržnost“ znamená, že nedošlo k rozpadu spoje během přípravy vzorku.

Mikrostruktura na snímku se co do přítomných fází a částic nijak neliší od mikrostruktur komentovaných v předešlé části této kapitoly. Hliníková slitina opět obsahuje segregáty původních precipitátů (označené modrou šipkou), intermetalické fáze (označené světle zelenou šipkou) a póry (označené tmavě zelenou šipkou). Korozivzdorná ocel nevykazuje žádné známky výrazných strukturních změn až na pár drobných pórů. Na rozhraní se objevuje velmi tenká intermetalická vrstva (označená světle zelenou šipkou), která je relativně souvislá (podobně jako například u vzorku svařeného při teplotě 550 °C a 600 s viditelná na Obrázku 48).

Od zvyšujícího se času svařování se očekává podobný vliv jako měla zvyšující se teplota. Tento předpoklad potvrzují snímky na Obrázku 53, které zobrazují mikrostruktury vzorků svařených při teplotě 575 °C svařovacích časech 600 s a 900 s. Zde je opět patrný nárůst šířky pásma intermetalických fází vyloučených v difúzní oblasti.



Obr. 53 – Porovnání snímků neleptaných mikrostruktur difúzních spojů hliníkových slitin (nahore) a korozivzdorných ocelí (dole) svařených při stejné teplotě 575 °C a různých časech 600 s (vlevo) a 900 s (vpravo)

Je náročné popsat souhrnný vliv svařovací teploty a svařovacího času na mikrostrukturu difúzních spojů hliníkové slitiny a korozivzdorné oceli pouze na základě obrazové (kvalitativní) informace. **Dosud je zřejmé, že zvýšení svařovacích teplot a časů podporuje vznik a růst vrstvy intermetalických fází na rozhraní svařovaných ploch.** Není ale jasné, který ze zmíněných parametrů ovlivňuje růst této vrstvy výrazněji. V rámci snah o kvantifikaci vlivu svařovacích parametrů vznikla Tabulka 26, která uvádí maximální hodnoty šířek intermetalických vrstev v mikrometrech.

Z hodnot v tabulce je patrné, že rozhodující vliv na vznik a růst intermetalických vrstev má svařovací teplota. Při teplotě 500 °C intermetalická vrstva nevzniká. V rozmezí teplot 525–550 °C se tvoří velmi tenká vrstva pouze na místech, kde bylo dosaženo dokonalého styku svařovaných ploch. Při teplotě 575 °C intermetalická vrstva nabývá souvislého charakteru a šířky od 1 do 4 mikrometrů v závislosti na době svařování. Při svařovacích teplotách 600 °C šířka intermetalické vrstvy prudce roste, ale při překročení šířky 5 μm přestává být nadále soudržná.

Tab. 26 – Přehled šířek vrstev intermetalických fází typu FeAl vyloučených na rozhraní svařovaných povrchů (v jednotkách μm)

Teplota	Čas	150 s	300 s	600 s	900 s
500 °C		-	<0,5	<0,5	<0,5
525 °C		-	<0,5	<0,5	0,5
550 °C		-	<0,5	0,5	0,5
575 °C		0,5	1	2	4
600 °C		5	7	9	-

9.2.2.1 Shrnutí kapitoly 9.2.2

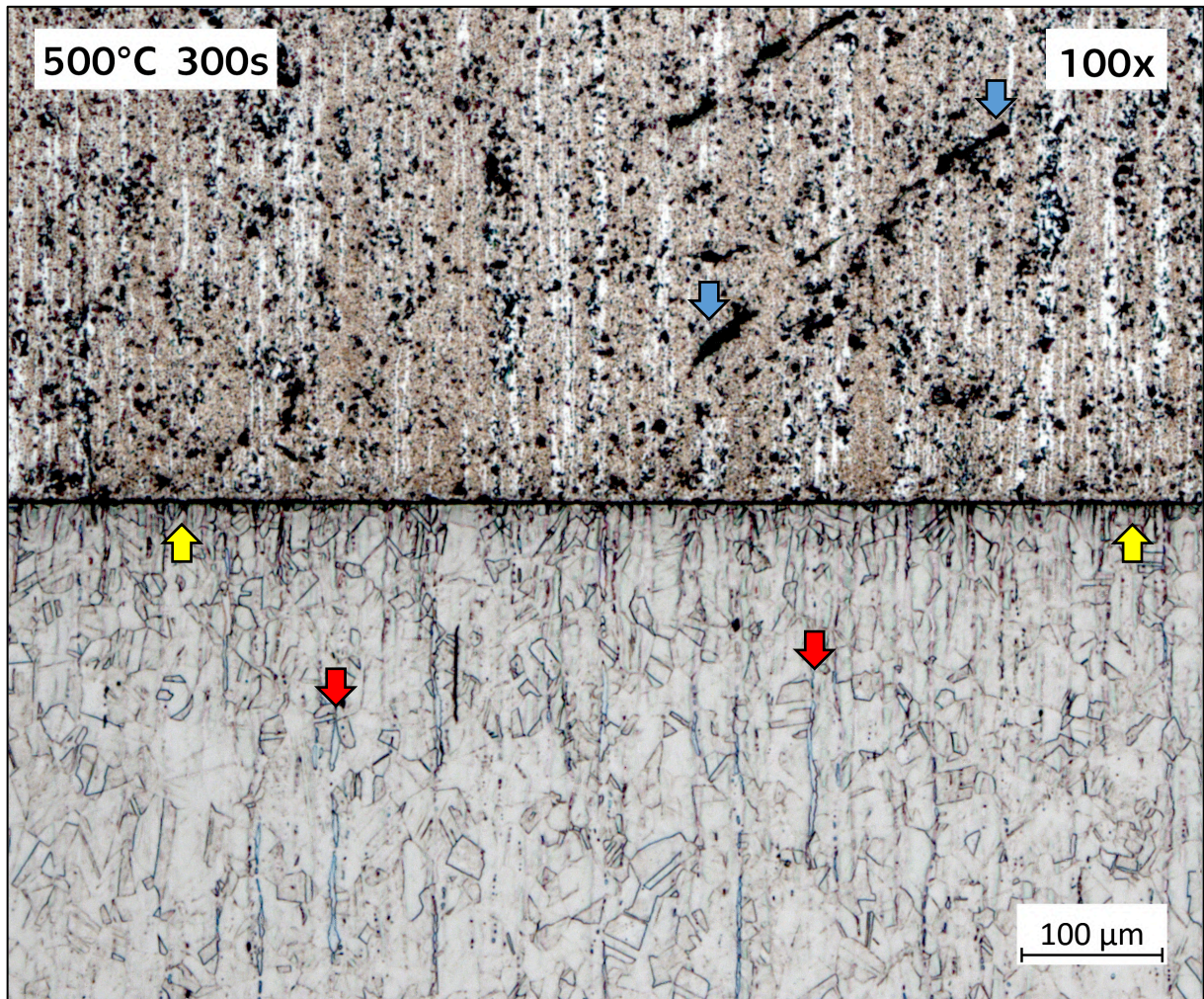
V rámci první části metalografické analýzy bylo pozorováno 16 difúzních spojů svařených při různých parametrech svařování. V mikrostruktúře hliníkové slitiny bylo identifikováno několik útvarů. Jedná se pravděpodobně o póry, segregáty přísad a jiné intermetalické fáze (na bázi Si, Mg). S rostoucí svařovací teplotou a dobou svařování velikost těchto útvarů roste. V mikrostruktúře korozivzdorné oceli byly identifikovány dendritické úvary a rozsáhlejší oblasti lišící se od austenitické matrice. Jedná se pravděpodobně o δ ferit přeměněný z austenitu vlivem teplotního cyklu svařování.

Změny charakteru rozhraní mezi svařovanými materiály, v závislosti na parametrech svařovacího procesu, odpovídají teoretickým poznatkům. Při nízkých teplotách a svařovacích časech je oblast kolem svarových ploch zdeformována důsledkem creepu a v místech, kde se svarové plochy dostávají do těsné blízkosti vzniká na rozhraní přerušovaná tenká vrstva intermetalických fází (na bázi AlFe), která je obklopena póry a kavitami. S rostoucí svařovací teplotou a časem šířka vrstvy intermetalických fází roste a má souvislý charakter bez velkých kavit. V rozmezí teplot 575 °C a 600 °C je růst vrstvy intermetalických fází intenzivnější a při svařovacích časech delších než 150 s ztrácí vyloučená vrstva soudržnost a objevují se v ní trhliny. Je patrné, že na intenzitu růstu šířky vrstvy intermetalických fází má zásadní vliv teplota svařování.

9.2.3 Pozorování mikrostruktury v leptaném stavu

Cílem leptání metalografických výbrusů bylo selektivně zvýraznit mikrostrukturu základních materiálů, primárně se jednalo o zvýraznění hranic zrn a dalších úvarů, které jsou méně viditelné v neleptaném stavu. Je nutno podotknout, že během procesu leptání byly fáze vyloučené na rozhraní svařovaného materiálu do jisté hloubky odleptány.

Stejně jako u výsledků pozorování mikrostruktury v neleptaném stavu, i v této kapitole jsou nejprve porovnávány snímky vzorků svařovaných při stejném čase a různých teplotách. Následně je pozornost věnována vlivu teploty svařování na změny ve struktuře. Pro zachování jednotného měřítka jsou porovnávány snímky pořízené při stonásobném zvětšení.



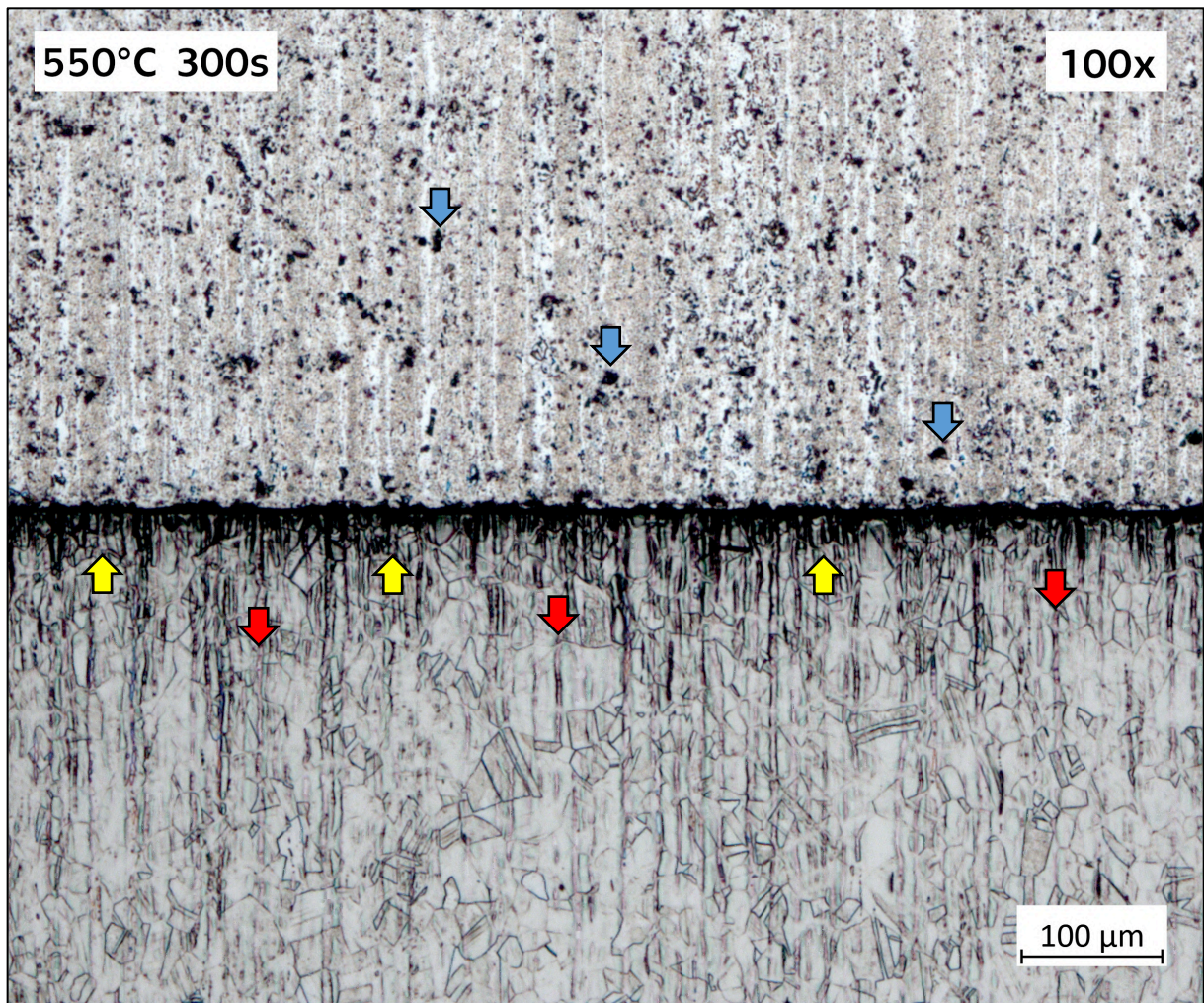
Obr. 54 – Snímek leptané mikrostruktury difúzního spoje hliníkové slitiny (nahore) a korozivzdorné oceli (dole) zhotoveného při parametrech 500 °C a 300 s pozorované na světelném mikroskopu

Na obrázku 54 je na straně hliníkové slitiny (nahore) možné pozorovat **jednotné vertikální protažení zrn odpovídající směru působení zátěžné síly svařovacího zařízení**. Leptání také zvýraznilo přítomné částice (označené modrou šipkou), které s největší pravděpodobností odpovídají shlukům intermetalických částic legujících prvků (Si, Mg, Mn). (49)

Na straně korozivzdorné oceli lze pozorovat nesouvislou relativně jemnozrnnou strukturu základního materiálu. **V bezprostřední blízkosti rozhraní lze rozeznat oblast rekrystalizovaných zrn** (označené žlutou šipkou).

Ve struktuře korozivzdorné oceli jsou dále vyloučeny lamelární úvary (označené červenou šipkou), které mohou odpovídat transformovanému δ feritu.

Samotné rozhraní (difúzní oblast) je velmi úzké a z obou stran oddělené od základních materiálů. Charakter rozhraní odpovídá relativně nízkým hodnotám svařovací teploty a času.

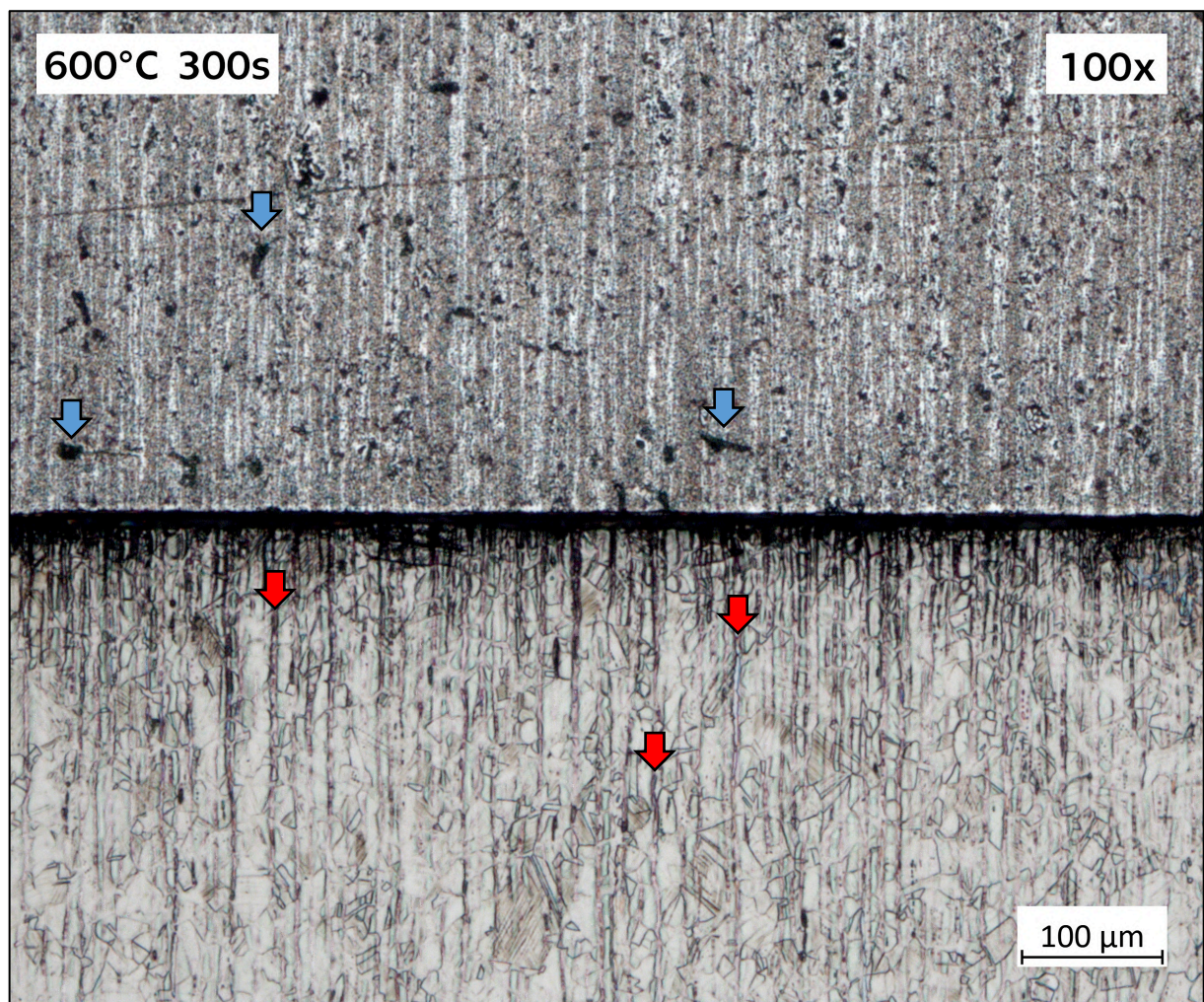


Obr. 55 – Snímek leptané mikrostruktury difúzního spoje hliníkové slitiny (nahore) a korozivzdorné oceli (dole) zhotoveného při parametrech 550 °C a 300 s pozorované na světelném mikroskopu

Na Obrázku 55 je na straně hliníkové slitiny (nahore) patrné, stejně jako při nižší svařovací teplotě, jednotné vertikální protažení zrn odpovídající směru působení přitlačné síly při svařování. Leptáním zvýrazněné částice (označené modrou šipkou), které s největší pravděpodobností odpovídají shlukům intermetalických částic legujících prvků (Si, Mg, Mn), jsou stejně rozměrné a rovnoměrně rozptýlené. V blízkosti rozhraní se tvoří pravidelný vlnitý okraj, který je pozůstatkem vrstvy intermetalických fází Fe_xAl_x , komentovaných v kapitole 9.2.2 věnující se pozorování v neleptaném stavu. (49)

Na straně korozivzdorné oceli je možné vidět poměrně souvislou jemnozrnnou strukturu základního materiálu, která v pravidelném rozmístění nabývá sloupcovitého charakteru. Směr protažení zrn je, stejně jako u hliníkové slitiny, rovnoběžný se směrem působící zátěžné síly. V bezprostřední blízkosti rozhraní lze rozeznat oblast velmi jemných rekrystalizovaných zrn (označená žlutou šipkou). V porovnání s předchozím vzorkem svařovaným při teplotě 500 °C a 300 s zasahuje tato oblast do větší vzdálenosti od rozhraní. **Ve struktuře korozivzdorné oceli jsou přítomny vertikálně protažené lamelární úvary (označené červenou šipkou), které by mohly odpovídat δ feritu transformovaného z původní austenitické struktury vlivem opětovného ohřevu a pomalého chladnutí, nejsou ale tak výrazně viditelné jako na Obrázku 54.**

Co se týče vzniklého rozhraní (difúzní oblasti) mezi svařovanými materiály, je zde možné vidět jeho rozšíření vlivem vyšší svařovací teploty. **Současně došlo ke změně přímkové kontury rozhraní na „vlnkovitou“.** Tato morfologie je pozůstatkem odleptaných intermetalických fází vyloučených v difúzní oblasti.

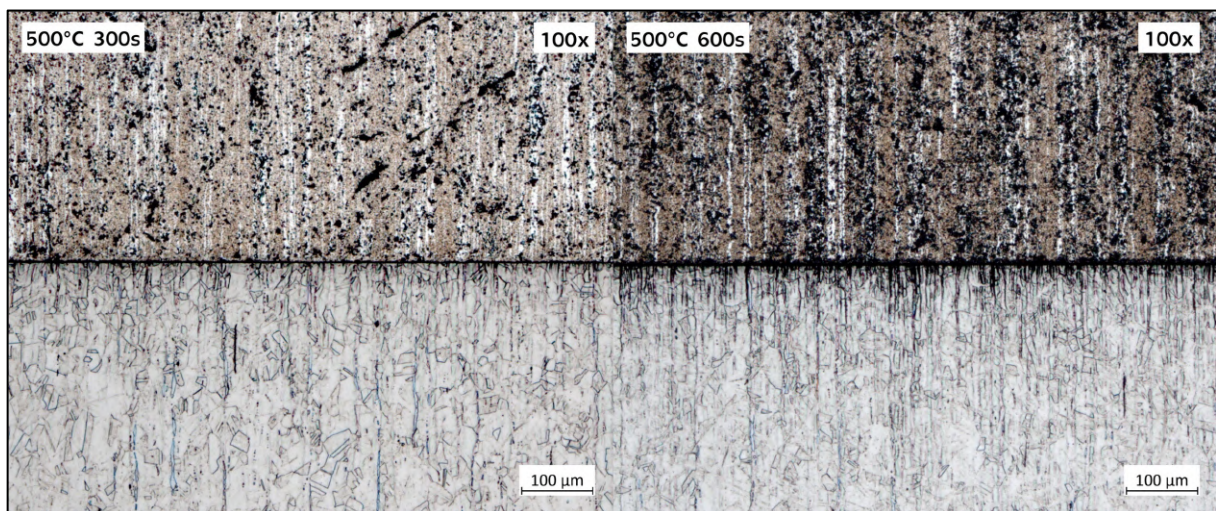


Obr. 56 – Snímek leptané mikrostruktury difúzního spoje hliníkové slitiny (nahore) a korozivzdorné oceli (dole) zhotoveného při parametrech 600 °C a 300 s pozorované na světelném mikroskopu

Obrázek 56 zobrazuje výrazné vertikální protažení zrn jak u hliníkové slitiny, tak u korozivzdorné oceli. Na straně hliníkové slitiny je opět možné spatřit leptáním zvýrazněné částice (označené modrou šipkou) odpovídající intermetalickým částicím legujících prvků (Si, Mg, Mn), jsou rovnoměrně rozptýlené a méně rozměrné v porovnání s částicemi přítomnými při nižších svařovacích teplotách. Ze strany hliníkové slitiny se v blízkosti rozhraní již netvoří pravidelný vlnitý okraj (jako tomu bylo u vzorku svařeném při 550 °C), který je pozůstatkem intermetalických fází Fe_xAl_x . **Rozhraní je opět jasně odděleno od základního materiálu, stejně jako při svařovací teplotě 500 °C.**

Na straně korozivzdorné oceli lze pozorovat jemnozrnnou strukturu sloupcovitého charakteru. V blízkosti rozhraní lze rozeznat oblast velmi jemných rekrystalizovaných zrn, která zasahuje do větší vzdálenosti od rozhraní než u vzorků svařených při nižších teplotách. Dále jsou ve struktuře korozivzdorné oceli rozpoznatelné vertikálně protažené lamelární útvary (označené červenou šipkou).

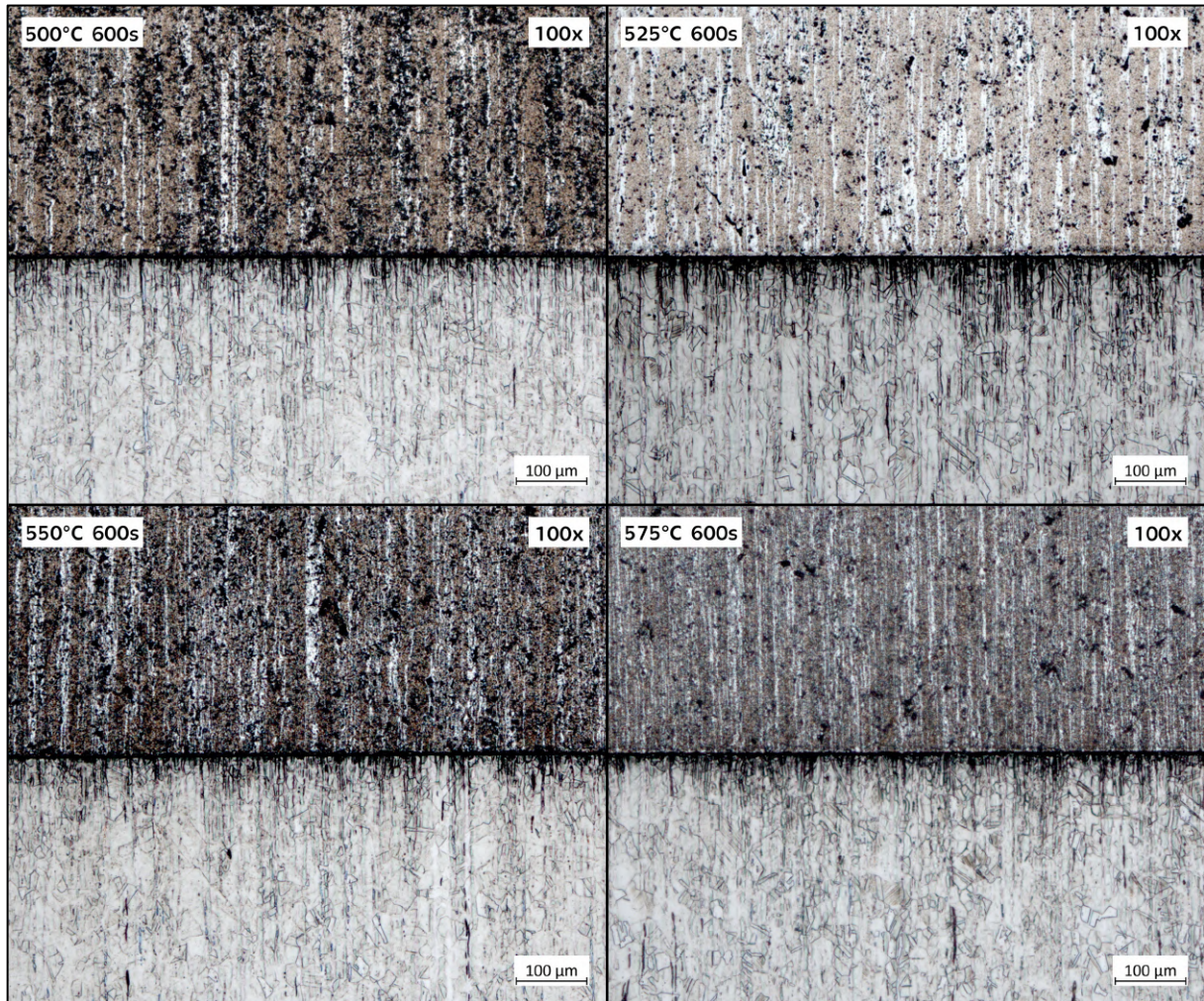
Vzniklé rozhraní (difúzní oblast) mezi svařovanými materiály, je opět rozšířeno vlivem vyšší svařovací teploty. Hranice difúzní oblasti je směrem ke korozivzdorné oceli nesouvislá.



Obr. 57 – Porovnání snímků leptaných mikrostruktur difúzních spojů hliníkových slitin (nahore) a korozivzdorných ocelí (dole) svařených při stejných teplotách 500 °C a různých časech 300 s (vlevo) a 600 s (vpravo)

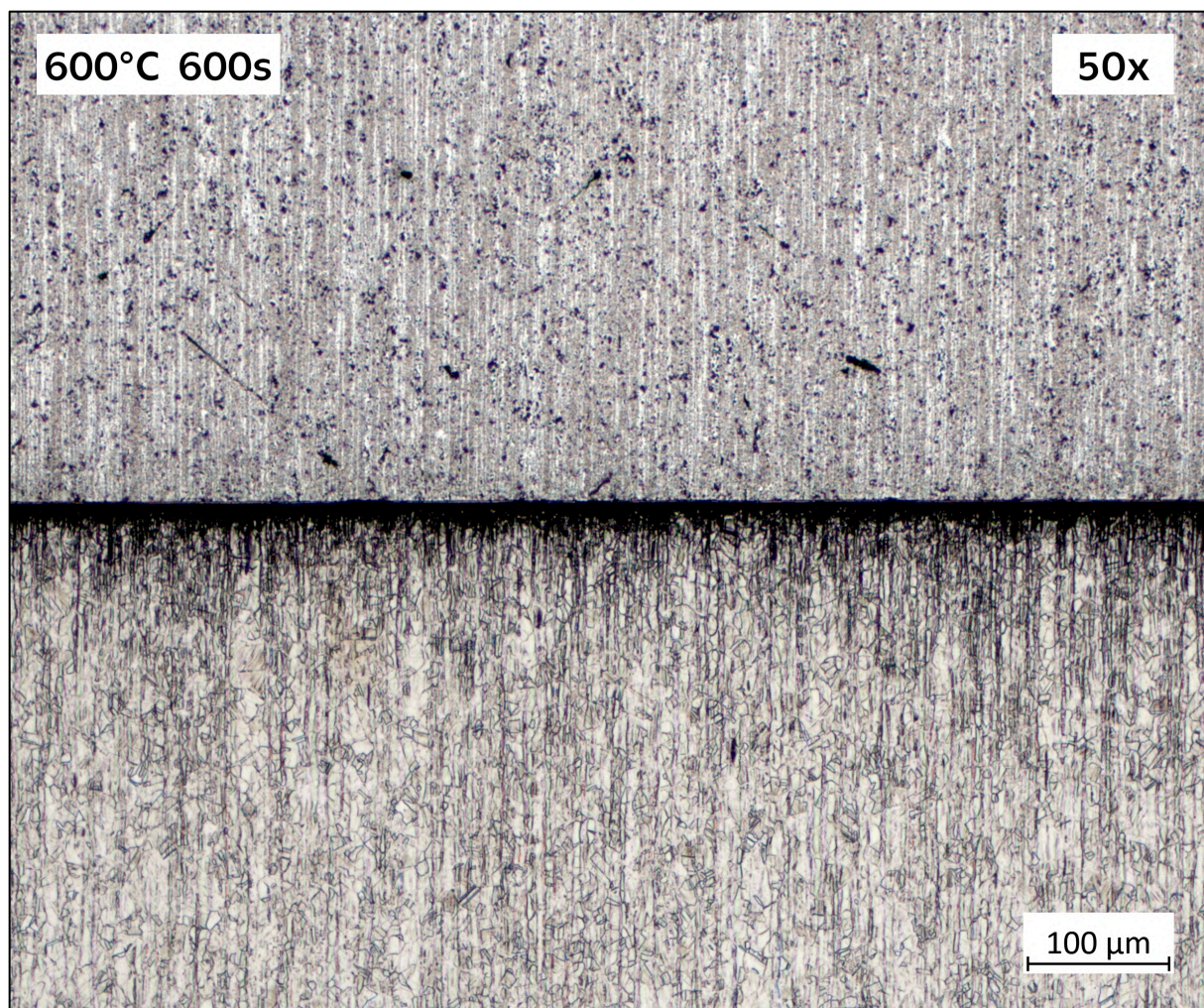
Zvýšení svařovacího času má na struktury svařovaných materiálů obdobné účinky jako zvýšení svařovací teploty. Na obrázku 57 jsou porovnávány dva snímky vzorků zhotovených při stejné svařovací teplotě (500 °C) a různých časech svařování (300 s a 600 s). Delší svařovací čas se projeví rozšířením difúzní oblasti, změnou ohraničení hranice rozhraní s oběma základními materiály, velikostí rekrystalizované oblasti v blízkosti rozhraní (výraznější u korozivzdorné oceli), celkovým zjemněním zrn a zvýrazněním sloupcovité (závojevé) morfologie. U hliníkové slitiny se prodloužení svařovacího času projeví změnou velikosti a tvaru částic na bázi legujících prvků.

Obdobně jako u vzorků svařených nižších časech, se ve struktuře korozivzdorné oceli vylučuje lamelární útvar, který může odpovídat transformovanému δ feritu. Při delším svařovacím čase (600 s) jsou však tyto útvary výraznější a lépe rozpoznatelné.



Obr. 58 – Porovnání snímků leptaných mikrostruktur difúzních spojů hliníkových slitin a korozivzdorných ocelí svařených při stejném čase 600 s a různých teplotách 500 °C (vlevo nahoře), 525 °C (vpravo nahoře), 550 °C (vlevo dole) a 575 °C (vpravo dole)

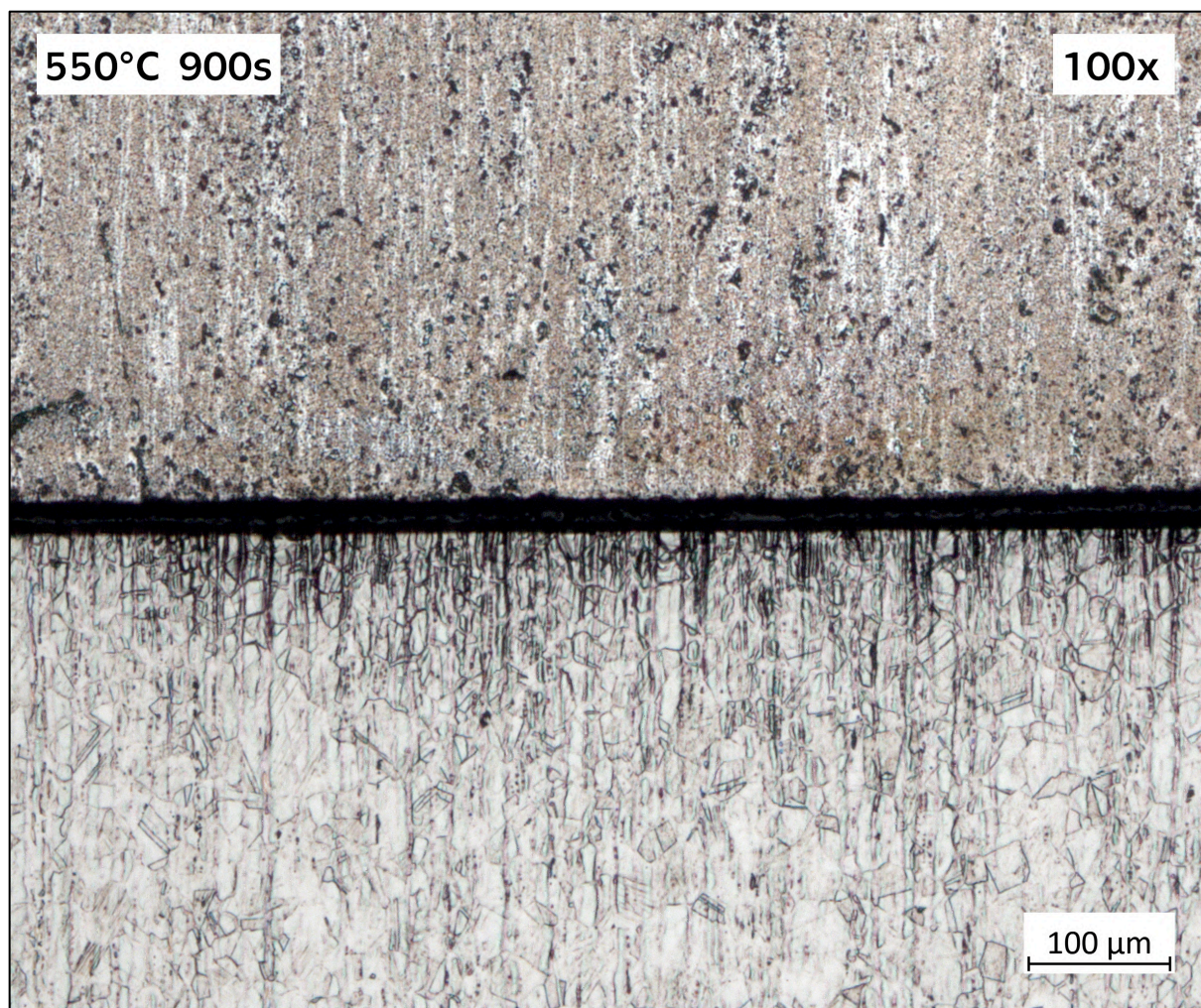
Všechny zmíněné projevy lze pozorovat na Obrázku 58, který kombinuje čtyři vzorky svařené při stejném čase 600 s a různých teplotách (500, 525, 550, 575 °C). Zvláštní pozornost je dále věnována snímku, který zachycuje mikrostrukturu vzorku svařeného při „nejextrémnějších“ podmínkách celého experimentu, a to při teplotě 600 °C a 600 s. Struktura tohoto vzorku je zobrazena na Obrázku 59.



Obr. 59 – Snímek leptané mikrostruktury difúzního spoje hliníkové slitiny (nahore) a korozivzdorné oceli (dole) zhotoveného při parametrech 600 °C a 600 s pozorované na světelném mikroskopu

Snímek na Obrázku 59 je na rozdíl od výše uvedených obrázků pořízen při padesátinásobném zvětšení (předchozí snímky zobrazují strukturu zvětšenou 100x). Toto zobrazení umožňuje nahlédnout na větší plochu v okolí difúzní oblasti (rozhraní mezi hliníkovou slitinou a korozivzdornou ocelí). **Při těchto svařovacích podmínkách dochází k rekrystalizaci zrn ve většině objemu základního materiálu.** Tato změna je patrná zejména u korozivzdorné oceli, kde vhodný způsob leptání zvýraznil jemnozrnnou strukturu.

Další zvyšování svařovacích časů se na struktuře projeví stejným způsobem, jak bylo doposud naznačeno. Výraznější změny se týkají zejména šířky rozhraní, která s delšími časy svařování roste. Tento jev ilustruje Obrázek 58. Trendu rozšiřování rozhraní s rostoucí svařovací teplotou a časem odporuje vzorek svařený při parametrech 550 °C a 900 s. Zde je difúzní oblast výrazně širší, než je tomu u ostatních svařovacích kombinací. Tuto „anomálii“ zobrazuje následující Obrázek 60.



Obr. 60 – Snímek leptané mikrostruktury difúzního spoje hliníkové slitiny (nahore) a korozivzdorné oceli (dole) zhotoveného při parametrech 550 °C a 900 s pozorované na světelném mikroskopu

Závěr této kapitoly, ve které byly komentovány snímky naleptaných mikrostruktur svařených vzorků v rámci experimentu, je věnován stručnému shrnutí indikovaných jevů a závislostí.

9.2.3.1 Shrnutí kapitoly 9.2.3

V rámci druhé části metalografické analýzy bylo pozorováno 16 naleptaných metalografických výbrusů příčných řezů difúzních spojů, které byly vytvořeny při různých parametrech svařování. Leptáním se podařilo zvýraznit hranice zrn a další útvary přítomné ve strukturách obou materiálů. Ve struktuře hliníkové slitiny je potvrzena přítomnost precipitátů (částicových útvarů na bázi prvků Mg, Si, příp. Mn), jejichž velikost a distribuce ve struktuře se liší pro jednotlivé parametry svařování, ale nelze jednoznačně určit s jakým trendem. Ve struktuře korozivzdorné oceli je možné sledovat vertikálně orientované dendritické útvary vyloučené podél austenitických zrn.

Naleptání hranic zrn obou materiálu zvýraznilo jednotné protažení zrn ve vertikálním směru, který odpovídá směru působení přitlačné síly při svařovacím procesu. Protažení zrn může být důsledkem technologie výroby svařovaných materiálů (válcování), ale je méně pravděpodobné, že by tento efekt neodezněl v rámci teplotního cyklu svařování. Pravděpodobněji je protažení způsobeno difúzí orientovanou ve směru působení napětí (anglický pojem strain assisted diffusion), kde vyvoláním napětí ve vertikálním směru vzniká termodynamický gradient způsobující přednostní pohyb difundujících částic v tomto směru. Celkově jsou mikrostruktury základních materiálů jemnozrné, zvláště pak v okolí difúzní oblasti na straně korozivzdorné oceli je možné pozorovat objem velmi jemných zrn. Tento objem se s rostoucí teplotou a časem svařování zvětšuje.

Co se týče difúzní oblasti na rozhraní svarových ploch, snímky leptané struktury potvrzují trend rostoucí šířky vrstvy intermetalických fází s teplotou a časem svařování. Hranice mezi vrstvou intermetalických fází a hliníkovou slitinou je jasně definovaná a oddělená, to však neplatí pro hranici s korozivzdornou ocelí. Zde je přechod mezi vrstvou intermetalických fází a základním materiálem plynulejší (pozdolnější) a vrstva navazuje na velmi jemná zrna. Otázkou zůstává, zda není tento rozdíl způsoben rozdílným postupem leptání jednotlivých svařovaných materiálů.

9.3 Pozorování na skenovacím elektronovém mikroskopu

Třetí z provedených analýz rozhraní difúzních spojů bylo pozorování na skenovacím elektronovém mikroskopu a EDS analýza. Cílem této analýzy bylo detailně prozkoumat difúzní oblast a struktury vzniklé na rozhraní svarových ploch při zvětšení, která nejsou dosažitelná na světelném mikroskopu. Byla pozorována mikrostruktura 16 difúzních spojů v neleptaném stavu. U vybraných spojů byla provedena EDS analýza s cílem určení distribuce chemických prvků v difúzní oblasti.

9.3.1 Popis použitého elektronového mikroskopu

Pro pozorování příčných řezů difúzních spojů zhotovených v rámci experimentu byl použit skenovací elektronový mikroskop JEOL JSM 7600F s analyzátozem chemického složení Oxford Instruments X-MAX 50 na Ústavu materiálového inženýrství Fakulty strojní ČVUT v Praze. Fotografie tohoto zařízení je zobrazena na Obrázku 61.



Obr. 61 – Skenovací elektronový mikroskop JSM7000 se Schottkyho katodou od výrobce JEOL (45)

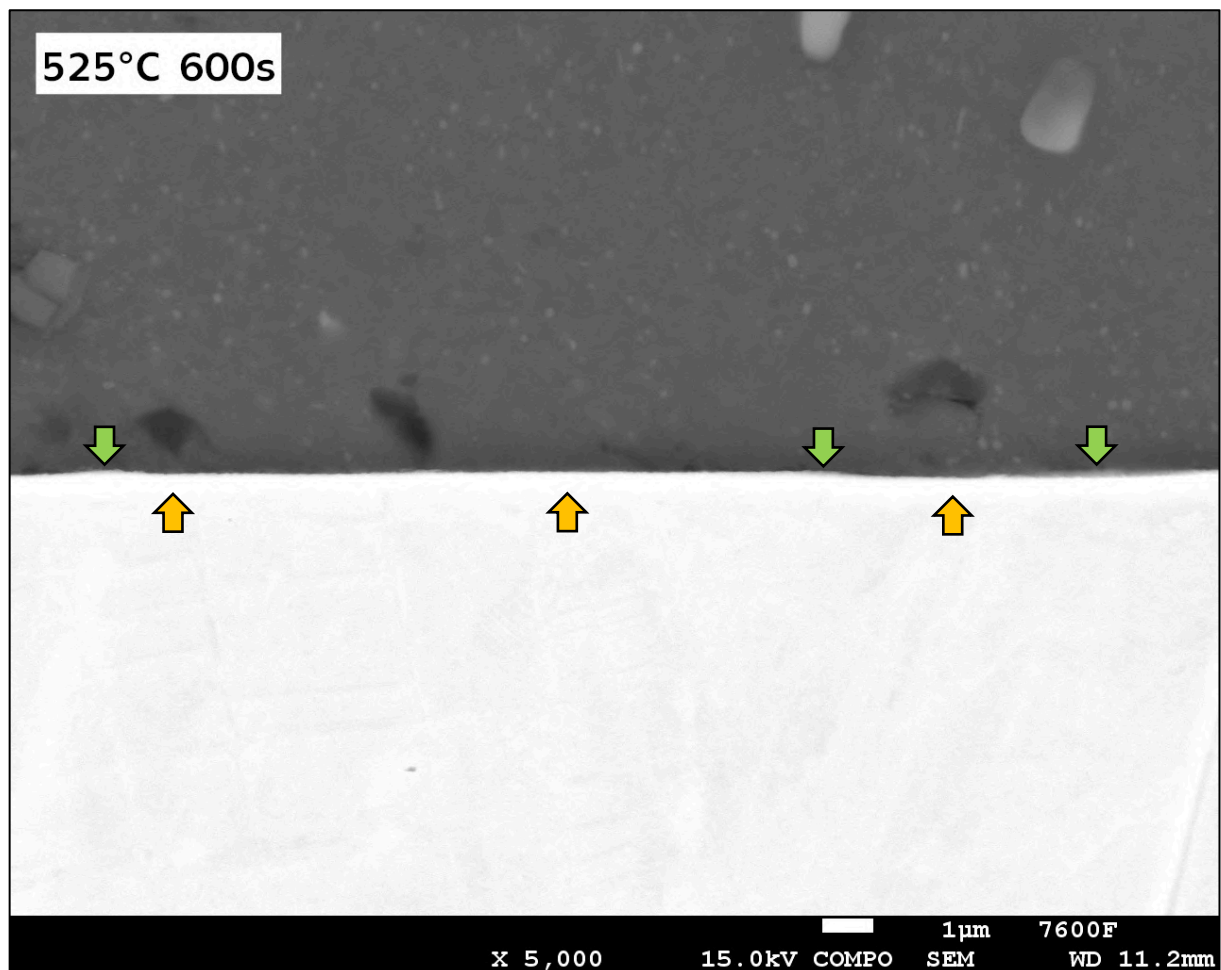
K mapování změn chemického složení v oblasti difúzních spojů byla použita metoda EDS, která na základě detekce rentgenového záření vyvolaného interakcí elektronů s atomy pozorovaných materiálů umožňuje odhadnout zastoupení chemických prvků ve sledovaném místě. (45)

9.3.2 Pozorování zhotovených difúzních spojů

Pozorování zhotovených difúzních spojů bylo zaměřeno na difúzní oblast vznikající kolem rozhraní svarových ploch. Výstupem pozorování jsou snímky při zvětšení 1000x až 15000x. Orientace snímků odpovídá konvenci zavedené v úvodu kapitoly 9.2 (horní polovina hliníkové slitiny je vprostřed snímku oddělena rozhraním od dolní poloviny korozivzdorné oceli). Všechny snímky ze skenovacího elektronového mikroskopu byly pořízeny při urychlovacím napětí 15 kV v zobrazovacím režimu COMPO.

Obrázek 62 zobrazuje spoj zhotovený při parametrech svařování 525 °C a 600 s. Ze snímku je patrná velmi tenká vrstva vznikající na rozhraní svařovaných materiálů o šířce cca 100 nm (označená světle zelenou šipkou). **To dokazuje, že soudržnost spoje závisí na vzniku této vrstvy, která de facto spojuje svařované materiály.**

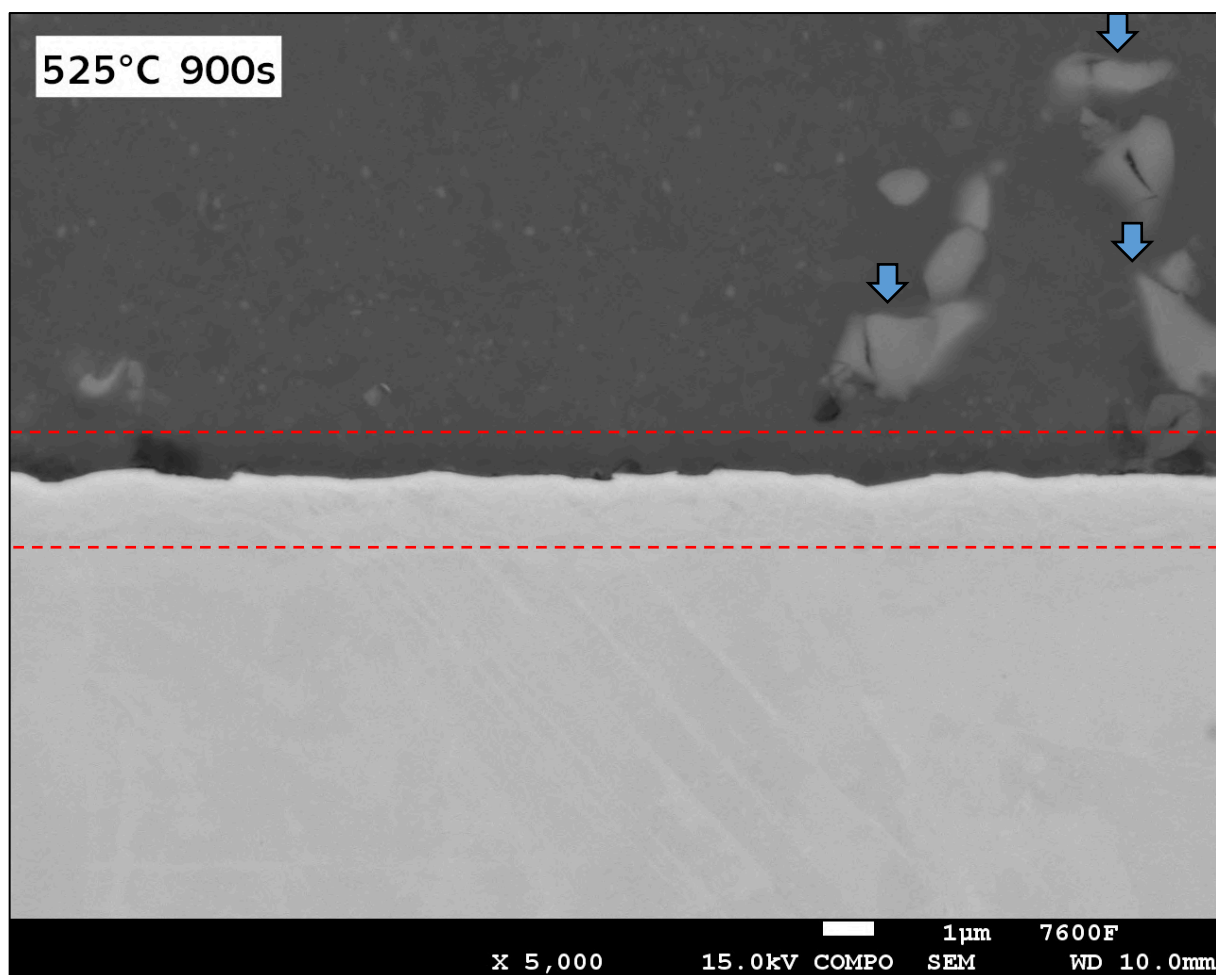
Na straně korozivzdorné oceli je pod vznikající vrstvou viditelný pás zbarvený do bíla (označený oranžovou šipkou), který se liší od zbytku struktury. Dle barvy lze usoudit, že se v této části difúzní oblasti hromadí těžší prvky (Ni, Cr, Fe).



Obr. 62 – Snímek rozhraní difúzního spoje hliníkové slitiny (nahore) a korozivzdorné oceli (dole) zhotoveného při parametrech 525 °C a 600 s pozorované na skenovacím elektronovém mikroskopu

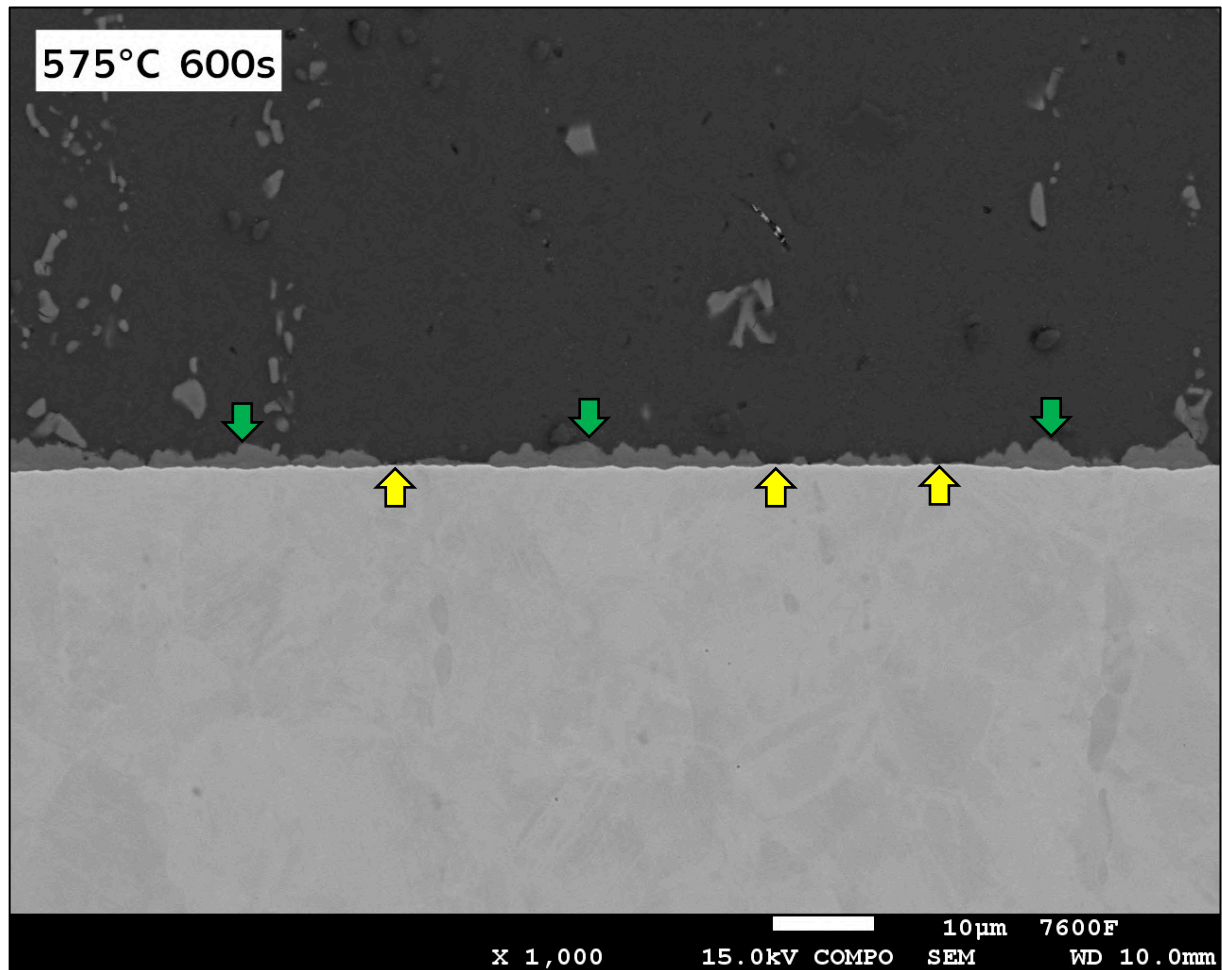
Na Obrázku 63 je zobrazen snímek difúzního spoje vzorku svařeného při parametrech svařování 525 °C a 900 s. Červenou čerchovanou čarou je vymezena zhruba 3 mikrometry široká difúzní oblast, ve které se struktura výrazně odlišuje od základních materiálů (patrné zejména u korozi-vzdorné oceli). V rámci této oblasti jsou očekávány změny chemického složení z důvodu změny rozložení atomů, které v důsledku teplotního cyklu svařování difundovaly směrem k rozhraní.

Snímek také zobrazuje bližší pohled na částicové struktury (označené modrou šipkou). Dle kontrastu lze soudit, že se jedná o prvek lehčí než Al, což může být, vzhledem k chemickému složení dané hliníkové slitiny, mangan (obsaženo 0,8 %) nebo titan (obsaženo 0,05 %). Intermetalické precipitáty na bázi MgSi by se na snímcích jevily tmavší než hliníková matrice.



Obr. 63 – Snímek rozhraní difúzního spoje hliníkové slitiny (nahore) a korozi-vzdorné oceli (dole) zhotoveného při parametrech 525 °C a 900 s pozorované na skenovacím elektronovém mikroskopu

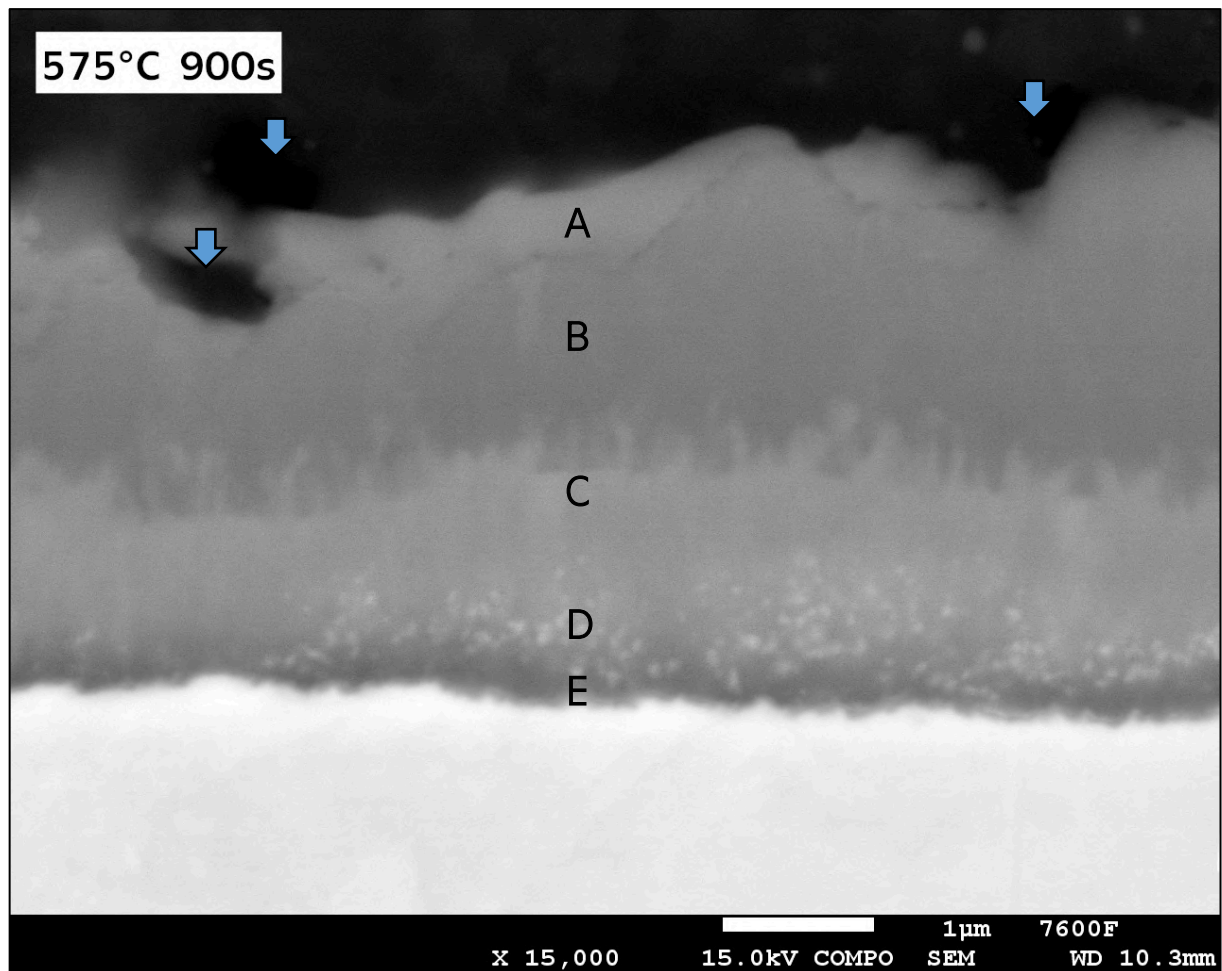
Na Obrázku 64 je snímek difúzního spoje zhotoveného při teplotě 575 °C a čase 600 s, což je o 50 °C vyšší teplota než u předchozího Obrázku 62. **Zvýšení svařovací teploty se projeví rapidním růstem šířky vrstvy intermetalických fází, avšak tato vrstva není v celé délce souvislá.** Objevují se zde místa, kde vrstva nabývá šířky cca 2 μm (označené tmavě zelenou šipkou) a místa, kde vrstva nevzniká vůbec (označené žlutou šipkou). **Absenci vrstvy intermetalických fází lze odůvodnit nedostatečným přiblížením svarových ploch (povrchů).** V těchto místech zůstala po delší dobu přítomna kavita, která bránila dotyku svarových ploch a lokální difúzi.



Obr. 64 – Snímek rozhraní difúzního spoje hliníkové slitiny (nahore) a korozivzdorné oceli (dole) zhotoveného při parametrech 575 °C a 600 s pozorované na skenovacím elektronovém mikroskopu

Obrázek 65 zobrazuje detailní pohled (zvětšení 15000x) na vrstvu intermetalických fází, která je vyloučena na rozhraní svarových ploch a spojuje svařované materiály. Ze snímku je patrná různorodá skladba vrstvy, ve které lze rozlišit 5 různých strukturně odlišných částí, které jsou označeny písmeny A, B, C, D, E. Rozboru zastoupení chemických prvků jednotlivých částí bude je věnován prostor v kapitole 9.3.3 věnující se EDS analýze.

Na snímku se nad hranicí vrstvy intermetalických fází a hliníkové slitiny vyskytují tmavé částicové útvary, které pravděpodobně odpovídají vytvrzujícím precipitátům na bázi MgSi (označené modrou šipkou).

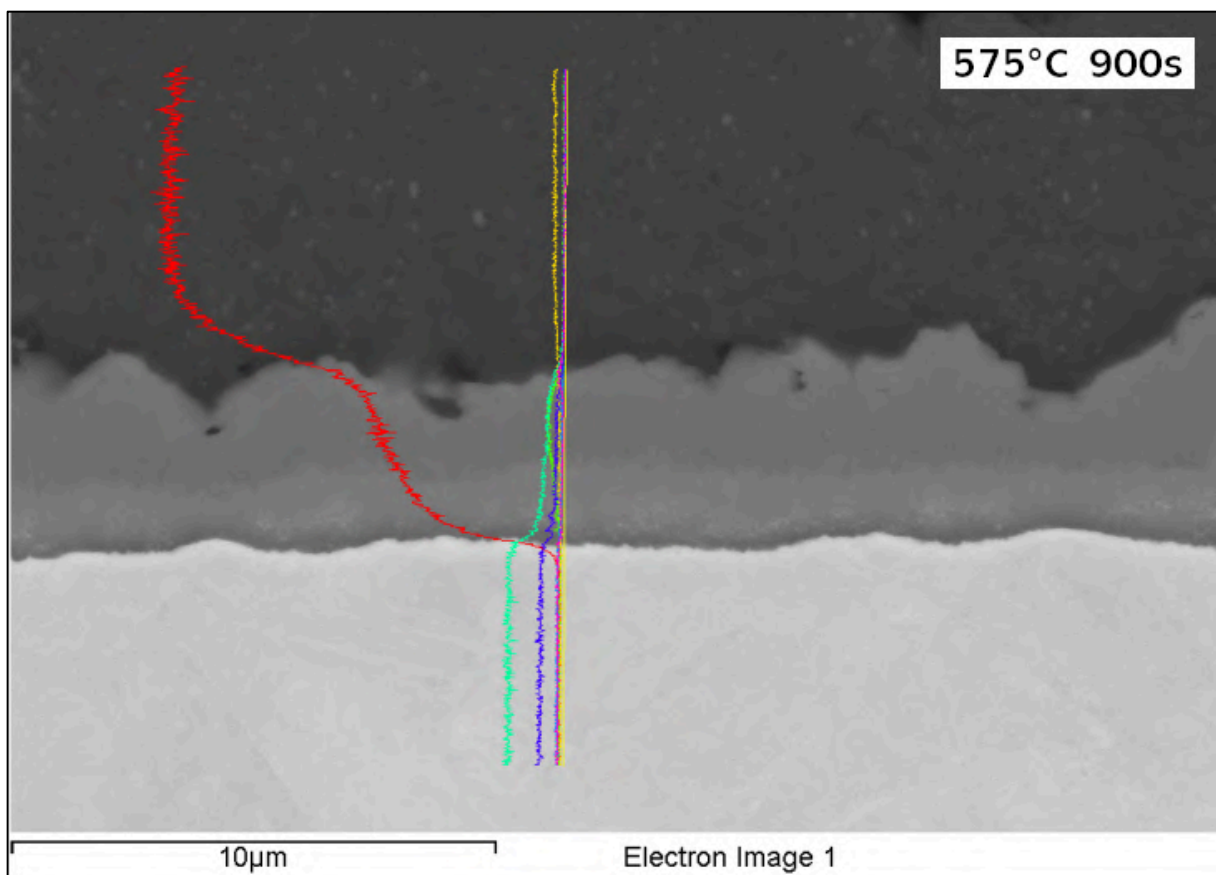


Obr. 65 – Snímek rozhraní difúzního spoje hliníkové slitiny (nahore) a korozivzdorné oceli (dole) zhotoveného při parametrech 575 °C a 900 s pozorované na skenovacím elektronovém mikroskopu

9.3.3 EDS analýza rozhraní

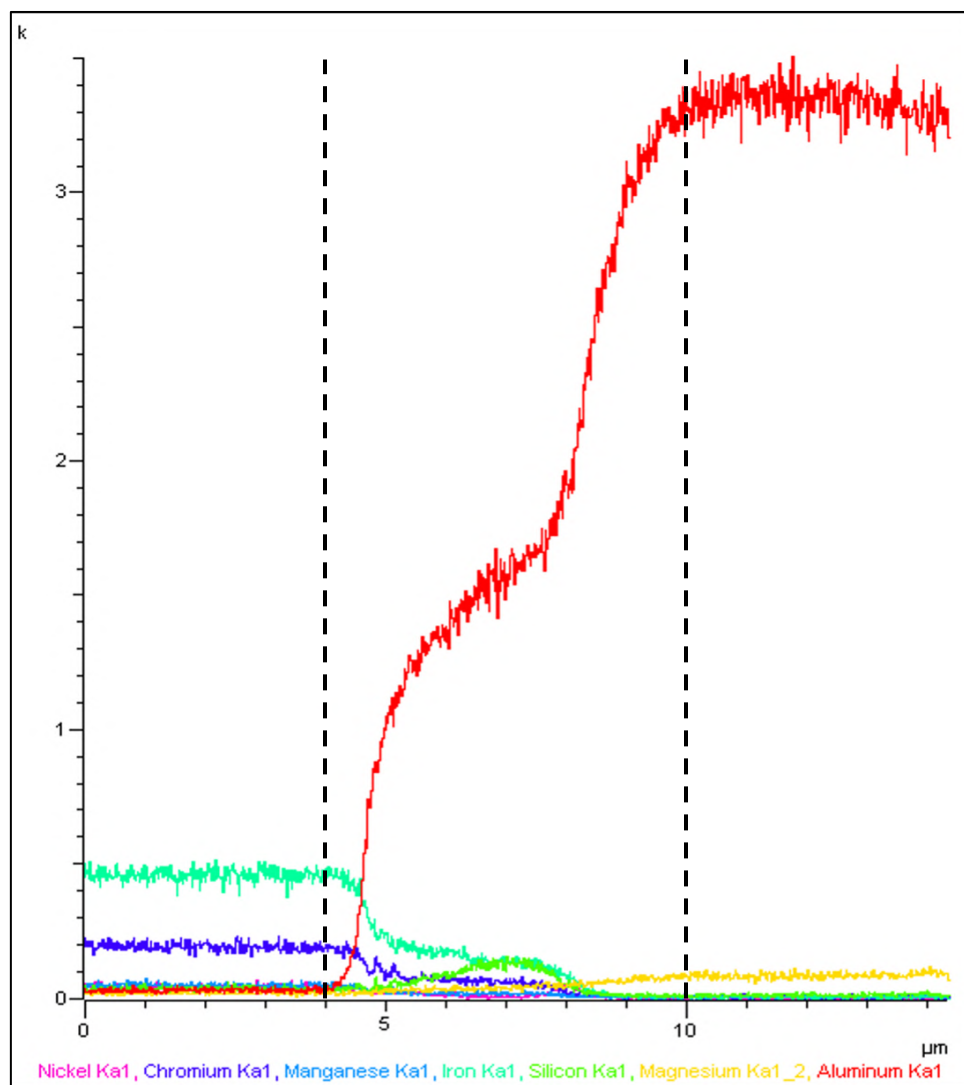
V rámci EDS analýzy rozhraní byly zkoumány vybrané vzorky s cílem identifikovat rozložení chemických prvků ve vybraných oblastech. Byly provedeny liniové skeny napříč difúzní oblastí (ve směru kolmém na rozhraní), mapy chemického složení a orientační bodové analýzy jednotlivých částí vrstvy intermetalických fází. Výsledky analýz dále soužily pro rozlišení strukturních útvarů, které nemohly být na základě obrazových dat jednoznačně identifikovány. Pro interpretaci výsledků jsou z důvodu názornosti použity pouze snímky reprezentativního difúzního spoje zhotoveného při parametrech svařování 575 °C a 900 s. Tento spoj totiž obsahoval dostatečně širokou a neporušenou vrstvu intermetalických fází.

Jako první byly provedeny liniové skeny napříč rozhraním, které umožnily určit reálnou šířku difúzní oblasti – chemicky (difúzně) aktivní oblasti, ve které dochází ke změnám zastoupení jednotlivých prvků. Liniové skeny byly provedeny způsobem naznačeným na Obrázku 66.



Obr. 66 – Způsob provedení liniového skenu metodou EDS na příčném řezu difúzního spoje zhotoveného při teplotě 575 °C a 900 s (chem. prvky příslušící barevním křivkám jsou popsány na Obr. 67)

Šířka difúzní oblasti byla odečtena z grafů zobrazujících změny zastoupení prvků podél skenované linie. Ukázka tohoto typu grafů je na Obrázku 67. Zde je difúzní oblast omezena pomocí vertikálně orientovaných černých přerušovaných čar.



Obr. 67 – Zastoupení chemických prvků podél skenované linie metodou EDS na příčném řezu difúzního svaru zhotoveného při svařovací teplotě 575 °C a čase 900 s (difúzní oblast je omezena dvěma čerchovanými čarami černé barvy, barevné označení prvků – Ni růžový, Cr tmavě modrý, Mn světle modrý, Fe tmavě zelený, Si světle zelený, Mg žlutý, Al červený)

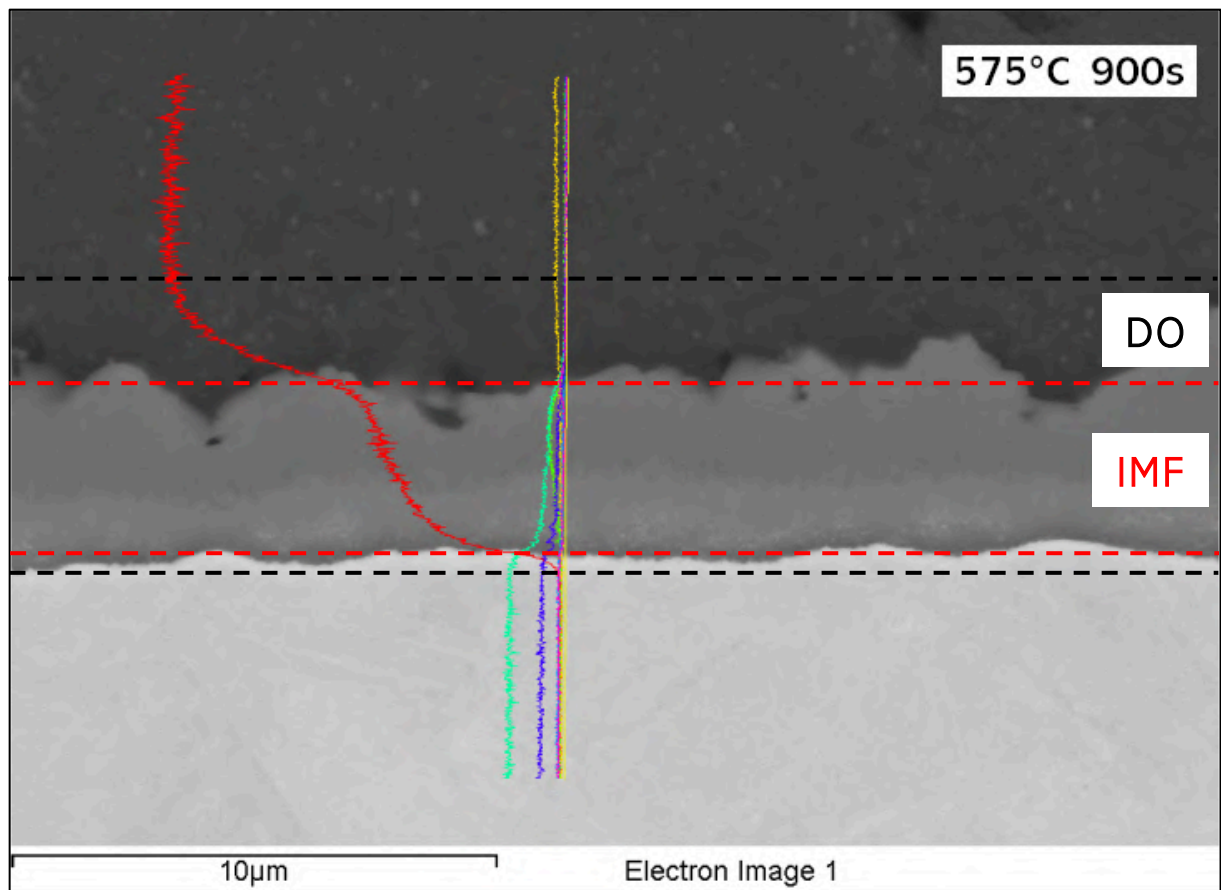
Stejným způsobem byly určeny šířky difúzních oblastí u dalších vzorků difúzních spojů, které byly zhotoveny při rozdílných parametrech svařování. Tyto hodnoty byly porovnány s naměřenými hodnotami šířek vrstev intermetalických fází v Tabulce 26 uvedené v kapitole 9.2.2. Porovnání zobrazuje Tabulka 27, kde každá buňka (pro danou kombinaci svařovacích parametrů) obsahuje dvě hodnoty – hodnota vlevo odpovídá šířce vrstvy intermetalických fází (IMF) a hodnota vpravo odpovídá šířce difúzní oblasti (DO) stanovené na základě EDS analýzy.

Liniové skeny se nepodařilo provést u všech vzorků, proto jsou buňky, kde informace chybí, vyplněny písmenem x. Buňky, které obsahují hodnoty k porovnání jsou vyznačeny zelenou barvou.

Tab. 27 – Porovnání šířek vrstev intermetalických fází (IMF) a šířek difúzních oblastí (DO) vznikajících mezi svarovými plochami difúzních spojů (v jednotkách μm)

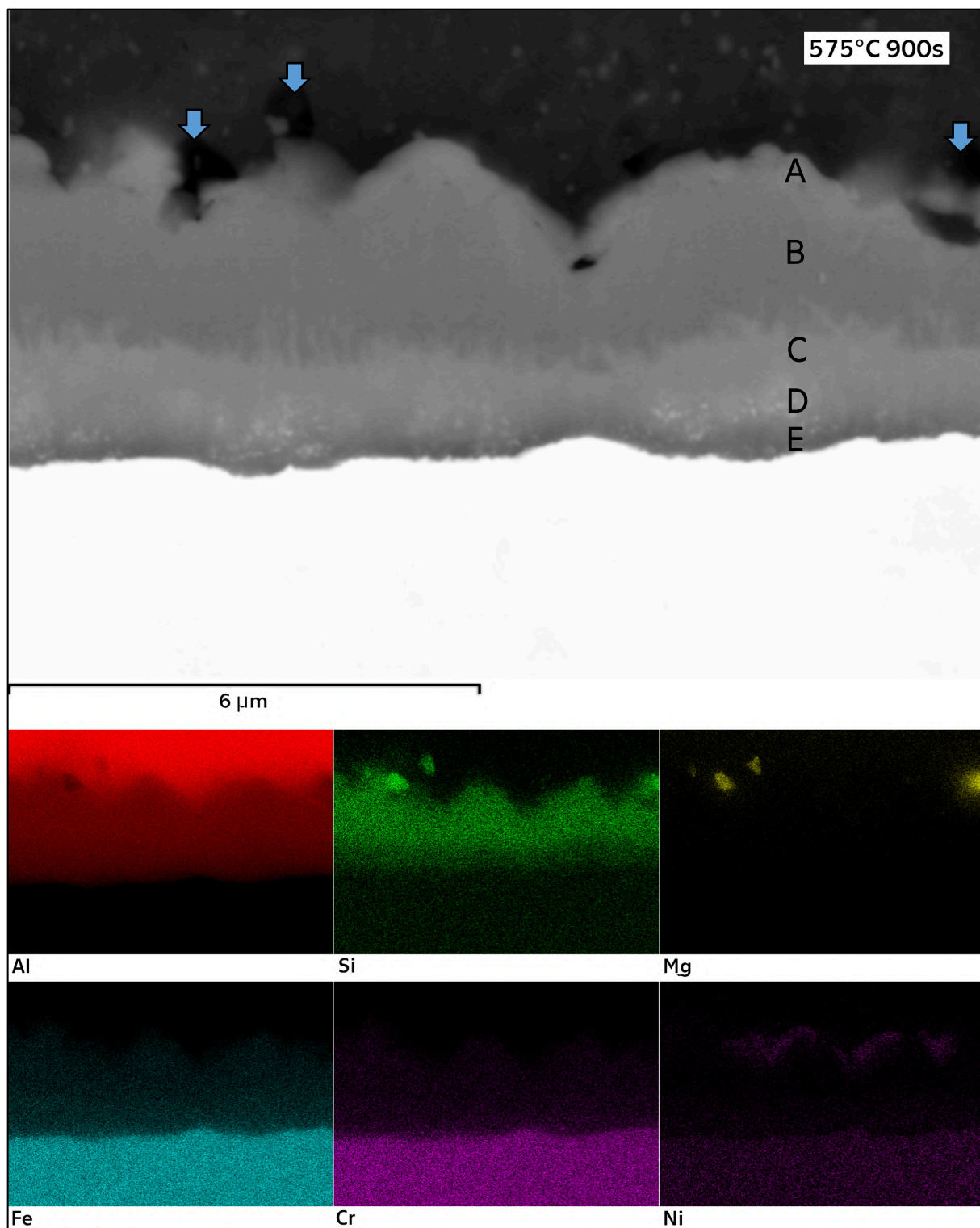
Teplota	Čas	150 s		300 s		600 s		900 s	
		IMF	DO	IMF	DO	IMF	DO	IMF	DO
500 °C		-		<0,5	x	<0,5	x	<0,5	x
525 °C		-		<0,5	2	<0,5	2	0,5	3
550 °C		-		<0,5	2,5	0,5	3	0,5	3,5
575 °C		0,5	x	1	3	2	5	4	6
600 °C		5	X	7	x	9	x	-	

Porovnání v Tabulce 27 ukazuje, že difúzní oblast je ve všech případech širší než vyloučená vrstva intermetalických fází. Obrázek 68 ilustruje umístění jmenovaných oblastí, červenými přerušovanými čarami je omezena vrstva intermetalických fází a černými přerušovanými čarami je omezena difúzní oblast. Zde je možné pozorovat, že difúzní oblast zasahuje více do hliníkové slitiny než do korozivzdorné oceli. To naznačuje, že po dosažení těsného styku svarových ploch se difúzní pochody projeví více u hliníkové slitiny. Tento jev je možné vysvětlit tak, že na dolní hranici vrstvy intermetalických fází se tvoří sloučeniny, které představují difúzní bariéru pro migraci atomů korozivzdorné oceli a vrstva intermetalických fází tak roste přednostně směrem do hliníkové slitiny.



Obr. 68 – Znárodnění pozice vrstvy intermetalických fází (IMF) a difúzní oblasti (DO) v rámci difúzního spoje zhotoveného při svařovací teplotě 575 °C a čase 900 s

Na snímku detailně zobrazujícím širokou vrstvu intermetalických fází bylo provedeno chemické mapování za účelem identifikace rozložení jednotlivých prvků. Grafická interpretace je uvedena na následujícím Obrázku 69.



Obr. 69 – Mapa chemických prvků na rozhraní difúzního spoje zhotoveného při svařovací teplotě 575 °C a 900 s (barevné označení prvků – Al červený, Si zelený, Mg žlutý, Fe modré, Cr růžový, Ni fialový)

Mapa chemických prvků zvýrazňuje rozložení prvků na rozhraní spojovaných materiálů. Hliníková slitina obsahuje převážně atomy hliníku (červené), na horní hranici vrstvy intermetalických fází se hromadí atomy křemíku (zelené), které dále tvoří spolu s atomy hořčíku (žluté) shluky v precipitátech, jevících se na snímku z SEM (horní část) jako tmavé částice (označené modrou šipkou).

Korozivzdorná ocel se dle předpokladů skládá z atomů železa (azurové), chromu (růžové) a niklu (fialové).

K názornějšímu popisu částí, ze kterých se skládá vrstva intermetalických fází, je použito rozdělení na části A až E, původně zavedené u popisu Obrázku 66 v kapitole 9.3.2. Je zřejmé, že **část A** tvoří atomy hliníku (červené) a niklu (fialové). Zde je zajímavé, že atomy niklu difundují do hliníkové slitiny, kde se v určité vzdálenosti hromadí a tvoří oddělené „ostrůvky“. **Část B** je tvořena převážně atomy hliníku (červené) a křemíku (zelené), ale vyskytují se zde také atomy železa (azurové) a chromu (růžové). **Část C** má stejné prvkové složení jako část B, ale je zde menší zastoupení atomů křemíku (zelené). **Část D**, tvořená drobnými útvary těžších prvků, je náročná na identifikaci, ale pravděpodobně je tvořena atomy chromu (růžové) a niklu (fialové). **Část E** by měla být dle tmavší barvy v porovnání s jinými částmi složena z lehčích prvků než jsou železo, chrom, a nikl. V úvahu tak připadají atomy lehčích prvků, jako hliník, křemík a hořčík. Dle mapy chemických prvků však hořčík přítomen v této části není. Část E se tak pravděpodobně skládá z atomů hliníku, křemíku, případně z atomů uhlíku obsažených v korozivzdorné oceli, jejichž přítomnost však metodou EDS nebyla ověřena.

Zastoupení chemických prvků v částech vrstvy intermetalických fází označených A, B, a C bylo dodatečně potvrzeno bodovou analýzou. Nejednoznačné zůstává složení částí D a E.

Obrázek 50 uvedený v kapitole 9.2.2 zobrazuje snímek jedné z nejširších vrstev intermetalických fází, která vznikla při nejnáročnějších parametrech svařování (600 °C a 600 s). Zde je možné si všimnout, že **k iniciaci a šíření trhlin (které jsou příčinou selhání difúzního spoje) dochází právě na hranicích jednotlivých částí vrstvy intermetalických fází.**

9.3.3.1 Shrnutí kapitoly 9.3.3

Pozorování na skenovacím elektronovém mikroskopu sloužilo k detailnímu zobrazení difúzní oblasti a identifikaci přítomných chemických prvků u vybraných vzorků difúzních spojů.

Dle snímků je patrné, že každý soudržný spoj obsahuje v okolí svarových ploch několik mikrometrů širokou difúzní oblast, v rámci které je vyloučena vrstva intermetalických fází. Difúzní oblast je vždy několikanásobně širší než vrstva intermetalických fází a její šířka se zvětšuje s rostoucí svařovací teplotou a časem. Umístění vrstvy intermetalických fází není v rámci difúzní oblasti symetrické – změna koncentrací jednotlivých prvků se projevuje přednostně na straně hliníkové slitiny. Vrstva intermetalických fází je různorodá a lze ji rozdělit do pěti částí lišících se chemickým složením.

Při pohledu na nesoudržné části difúzních spojů je zřejmé, že k iniciaci a šíření trhlin dochází na hranicích mezi identifikovanými částmi vrstvy intermetalických fází. Je předpokládáno, že ke vzniku trhlin dochází kvůli výrazně odlišným mechanickým vlastnostem sousedících částí vrstvy.

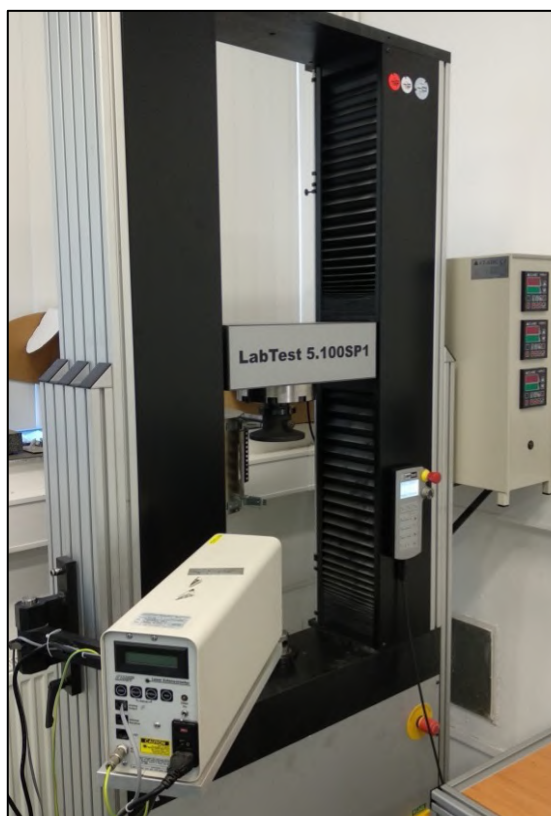
Je proto možné prohlásit, že příčinu selhání difúzních spojů korozivzdorných ocelí a hliníkových slitin je nutno připsat charakteru vrstvy intermetalických fází. K rozpadu svařovaných vzorků dochází ve dvou případech. Prvním případem je vznik nehomogenní přerušované vrstvy intermetalických fází, kde nedochází ke spojení svařovaných vzorků v celé ploše z důvodu přítomnosti kavit a pórů, které nezankly z důvodu nízké svařovací teploty a krátkého svařovacího času. Druhým případem rozpadu svařovaných vzorků je příliš široká vrstva intermetalických fází, která při vysokých svařovacích teplotách a dlouhých svařovacích časech nabývá nesourodého charakteru. Spoj ztrácí soudržnost důsledkem vysokých rozdílů v chemickém složení, potažmo mechanických vlastností, jednotlivých částí vrstvy intermetalických fází, což způsobuje vznik trhlin v uvedené vrstvě.

9.4 Tahová zkouška

Poslední z provedených analýz difúzních spojů byla tahová zkouška. Cílem této zkoušky bylo kvantifikovat mechanické vlastnosti zhotovených spojů prostřednictvím parametru napětí při přetržení. Provedená zkouška vycházela z logiky příčné zkoušky tahem prováděné u svarů kovových materiálů popsané normou ČSN EN ISO 4126. Průběh samotné zkoušky byl modifikován vzhledem k nestandardní geometrii připravených zkušebních těles. Postup přípravy zkušebních těles je popsán v kapitole 8.4. K provedení tahové zkoušky byl využit univerzální zkušební stroj LabTest 5.100SP1 od výrobce LaborTech. Výstupem tahové zkoušky pro každý zkušební vzorek byla závislost zatěžující síly na dráze pohybujících se upínacích čelistí. Maximální hodnoty zatěžující síly byly vzhledem ke konkrétní hodnotě průřezu zkušebního vzorku přepočteny na hodnoty napětí. Protože ve chvíli dosažení hodnoty maximálního napětí došlo k přetržení vzorku, je v rámci textu odkazováno na tuto hodnotu jako na napětí při přetržení. Všechny tahové zkoušky byly provedeny při stejných hodnotách rychlosti zatížení 10 mm/min. Zkoušky byly provedeny za laboratorní teploty 22 °C.

9.4.1 Popis použitého zkušebního stroje

Tahové zkoušky byly provedeny na zkušebním stroji LabTest 5.100SP1 od výrobce LaborTech. LabTest 5.100SP1 je univerzální elektromechanické zkušební zařízení ve dvousloupovém stojanovém provedení pro statické zátěžné zkoušky. V závislosti na konfiguraci příslušenství lze na tomto zařízení zkoušet vzorky a celé součásti různých materiálů namáháním v tahu, tlaku, ohybu, smyku a krutu. Fotografie zařízení je zobrazena na Obrázku 70. (50)



Obr. 70 – Zkušební zařízení LabTest 5.100SP1

Konstrukčně je zařízení řešeno mohutným rámem, který zaručuje tuhost a odolnost proti vibracím při zkoušení, a jsou v něm uloženy kuličkové šrouby zajišťující pohyb příčnicku. Tato konstrukce také umožňuje snadný přístup k pracovnímu prostoru a jednoduchou obsluhu. Podrobná specifikace technických parametrů zkušebního stroje je uvedena v Tabulce 28. (50)

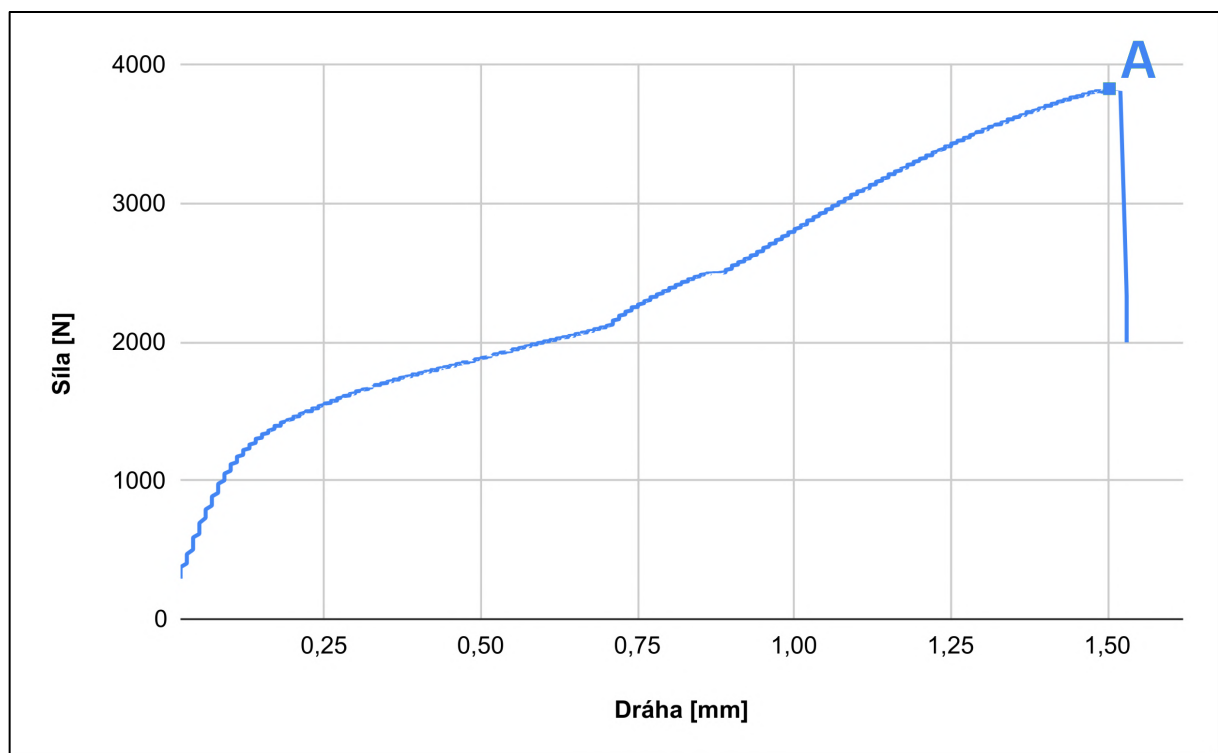
Tab. 28 – Přehled technických parametrů zkušebního zařízení LabTest 5.100SP1 (50)

Technický parametr	Model 5.100SP1
Jmenovité zatížení [kN]	100
Maximální zkušební rychlost [mm/min]	600
Přesnost řízení rychlosti [%]	±0,5
Rozlišení příčnicku [μm]	1
Tuhost rámu [mm/N]	$1,6 \times 10^{-6}$
Rozpětí sil [kN]	500-600
Přesnost měření síly [%]	±0,3 z hodnoty v rozsahu
Přesnost dráhy [μm]	1 – ČSN EN 513
Přesnost měření napětí [%]	±0,5 průtahoměru

9.4.2 Provedení tahové zkoušky

Tahové zkoušce bylo podrobena celkem 12 zkušebních těles, která byla po dvojicích odebrána ze 6 vzorků difúzních spojů. Z ostatních vzorků nebylo možné vyrobit zkušební tělesa, protože měla buď nedostatečnou soudržnost po svaření, nebo se rozpadla při přípravě zkušebních těles pro zkoušku tahem.

Výstupem tahových zkoušek byly grafy zobrazující závislost zatěžující síly na dráze pohybujících se upínacích čelistí zkušebního stroje. Jeden z grafů je možné vidět na Obrázku 71. Jedná se o výstup tahové zkoušky, které bylo podrobena zkušební těleso připravené ze vzorku spoje svařeného při parametrech 575 °C a 900 s.



Obr. 71 – Graf závislosti zatěžující síly na dráze upínacích čelistí

Tímto způsobem byly provedeny všechny tahové zkoušky. Pro další porovnání byly vypočteny hodnoty napětí při přetržení na základě znalosti hodnot velikostí ploch průřezů jednotlivých zkušebních těles a příslušných maximálních sil při tahovém namáhání (Bod A vyznačený v grafu na Obrázku 70).

Tabulka 29 zobrazuje přehled hodnot napětí při přetržení vypočtených pro vzorky difúzních spojů zhotovených při různých svařovacích parametrech. Buňky tabulky vyplněné písmenem x označují kombinace svařovacích parametrů, pro které nebyla tahová zkouška provedena. Na první pohled je patrné, že se hodnoty napětí při přetržení vzájemně liší. Maximální napětí pro přetržení bylo naměřeno u vzorku svařeného při teplotě 575 °C a 600 s a minimální napětí pro přetržení bylo naměřeno u vzorku svařeného při teplotě 500 °C a 300 s.

Tab. 29 – Přehled naměřených napětí při přetržení pro jednotlivé kombinace svařovaných parametrů (v jednotkách MPa)

Teplota	Čas	150 s	300 s	600 s	900 s
500 °C		-	84,8	x	x
525 °C		-	x	174,8	104,1
550 °C		-	x	x	x
575 °C		x	97,2	222,4	97,5
600 °C		x	x	x	-

Porovnáním hodnot napětí při přetržení v Tabulce 29 s hodnotami šířek vrstev intermetalických fází vyloučených na rozhraní svařovaných povrchů v Tabulce 26 je zdůrazněna možná souvislost, která naznačuje, že vyšší hodnoty pevnosti lze očekávat u spojů, kde je pozorována zvýšená chemická aktivita projevující se vyloučením a růstem vrstvy intermetalických fází. Existuje však jistá limitní tloušťka (zhruba 2 mikrometry), od které pevnost spoje výrazně klesá. Pokles pevnosti lze podložit nesoudržností vrstev intermetalických fází vyšších šířek, jak je patrné např. na Obrázku 50 a okomentováno v kapitole 9.3.

Tabulka 30 porovnává tabulkové hodnoty mezi pevností základních materiálů s napětím při přetržení nejpevnějšího zhotoveného difúzního spoje (575 °C a 600 s). Relevantní je v tomto případě porovnání pevnosti spoje s pevností základního materiálu (resp. s menší pevností ze svařované dvojice, tedy s pevností hliníkové slitiny). Z porovnání vyplývá, že vybraný difúzní spoj vykazuje pevnost relativně blízkou výchozí hodnotě meze pevnosti hliníkové slitiny. V procentech odpovídá pevnost difúzního spoje cca 87 % pevnosti hliníkové slitiny.

Tab. 30 – Porovnání mechanických vlastností základních materiálů a nejpevnějšího zhotoveného difúzního spoje

R _m hliníkové slitiny [MPa]	R _m korozivzdorné oceli [MPa]	Napětí při přetržení DS [MPa]
255	500–700	222,4

9.4.2.1 Shrnutí kapitoly 9.4

Zkouška tahem poskytla pro 12 zkušebních těles hodnoty napětí při přetržení, které slouží ke kvantifikaci pevnostních vlastností zhotovených spojů. Na základě získaných hodnot lze nalézt souvislost mezi pevností a šířkou vrstvy intermetalických fází, která je vyloučena v difúzní oblasti při svařovacím procesu. Jako nejpevnější se dle tahové zkoušky jeví difúzní spoj zhotovený při svařovací teplotě 575 °C a době svařování 600 s. Pevnost spoje dosahuje zhruba 87 % pevnosti základního materiálu hliníkové slitiny, což představuje uspokojivý výsledek.

10 Vyhodnocení experimentu

Tato kapitola je věnována vyhodnocení experimentu, které spočívá v sumarizaci výsledků analýz provedených v rámci experimentu. Tyto výsledky jsou okomentovány ve vztahu k původním očekáváním a teoretické základně popsané v prvních kapitolách této práce. Závěrem jsou formou diskuze rozvedeny úvahy nad dalšími výzkumnými otázkami v oblasti difúzního svařování heterogenních spojů hliníkových slitin a korozivzdorných ocelí plynoucími z experimentálních výsledků této práce.

10.1 Interpretace výsledků experimentu

V rámci experimentu bylo pomocí zařízení Indutherm SU450 svařeno celkem 16 vzorků spojů korozivzdorné oceli 1.4301 [X5CrNi18-10] a vytvrditelné hliníkové slitiny EN AW-6082 [AlSi1MgMn] pro různé kombinace svařovací teploty a času. Tyto vzorky byly podrobeny zkoušce tvrdosti, metalografické analýze, pozorování na skenovacím elektronovém mikroskopu, EDS analýze a zkoušce tahem.

10.1.1 Podmínky vytvoření difúzního spoje korozivzdorné oceli s hliníkovou slitinou

Provedený experiment prokázal, že vytvořit heterogenní spoj korozivzdorné oceli 1.4301 [X5CrNi18-10] a vytvrditelné hliníkové slitiny EN AW-6082 [AlSi1MgMn] pomocí technologie difúzního svařování je možné.

Vytvoření difúzních spojů je možné v intervalu svařovacích teplot 500–600 °C a svařovacích časů 150–900 s. První soudržný difúzní spoj vznikl při svařovací teplotě 500 °C a čase 300 s a poslední soudržný difúzní spoj vznikl při svařovací teplotě 600 °C a čase 600 s.

Všechny spoje byly zhotoveny při stejných parametrech drsnosti svarových ploch – Rz 0,7 μm a Ra 0,1 μm pro korozivzdornou ocel, Rz 2,5 μm a Ra 0,4 μm pro hliníkovou slitinu, přítlačné síly – 0,25 MPa a ochranné atmosféry – Ar 4.8.

10.1.2 Optimální parametry svařovacího procesu z hlediska pevnosti spoje

Nejvyšší hodnotu pevnosti vykazoval difúzní spoj zhotovený při svařovací teplotě 575 °C a čase 600 s. Pevnost byla kvantifikována pomocí parametru „napětí při přetržení“, který byl pro daný difúzní spoj roven 222,4 MPa. V porovnání s tabulkovou hodnotou pevnosti hliníkové slitiny EN AW-6082 [AlSi1MgMn] ve stavu T65 je naměřená hodnota pevnosti zhruba o 13 % nižší.

V difúzní oblasti tohoto spoje byla vyloučena souvislá tenká vrstva intermetalických fází, která byla zhruba 2 μm široká.

Jako zásadní parametr je z hlediska pevnosti sledována souvislost vrstvy intermetalických fází, která je ovlivněna kvalitní přípravou svarových ploch a dostatečným přitlakem při svařování.

Bylo zjištěno, že intermetalická vrstva vzniká ve všech případech difúzního spojení a její růst je závislý zejména na svařovací teplotě a druhotně na svařovacím času. Zvýšení těchto parametrů zapříčiní růst vrstvy intermetalických fází. V návaznosti na výsledky tahových zkoušek a prozkoumání složení vzniklých vrstev se dá tvrdit, že pro vytvoření kvalitního difúzního spojení je přítomnost této vrstvy nutná, ale její šířka nesmí přesáhnout určitou „limitní hodnotu“, protože se zde začínají formovat strukturně odlišné části, které mají sklony k oddělení a způsobí tak rozpad spoje.

10.1.3 Vliv svařovacího procesu na strukturu korozivzdorné oceli

Struktura korozivzdorné oceli byla důsledkem teplotního cyklu svařovacího procesu ovlivněna následujícím způsobem. V některých oblastech došlo k fázové přeměně z austenitické na feritickou strukturu, což se projevilo změnou tvrdosti na rozhraní spojovaných materiálů, kde docházelo k lokálním změnám až do výše 20 % v porovnání s původní hodnotou tvrdosti základního materiálu. Nebyla nalezena žádná souvislost mezi změnami hodnot tvrdosti a svařovacími parametry.

Současné působení zvýšené teploty a přitlačné síly způsobilo změnu morfologie zrn, které byly po svařování protaženy ve směru působení síly. V blízkosti difúzní oblasti došlo k rekrystalizaci zrn. Otázkou zůstává, do jaké míry má na protažení zrn vliv historie tváření výrobního procesu.

Difúzní pochody v difúzní oblasti, která nabývala šířky jednotek mikrometrů, způsobily změnu chemického složení korozivzdorné oceli, která by se mohla projevit zvýšenou náchylností na korozní napadení v oblasti rozhraní spojovaných materiálů.

10.1.4 Vliv svařovacího procesu na strukturu hliníkové slitiny

Struktura hliníkové slitiny byla důsledkem teplotního cyklu svařovacího procesu ovlivněna následujícím způsobem. Působení relativně vysoké teploty vyústilo ve ztrátu tvrdosti v celém objemu materiálu. Hodnota mikrotvrdosti poklesla v porovnání s hodnotou mikrotvrdosti před svařením o 60 % u všech provedených svarů. Tento jev lze označit jako „přestárnutí“. Bylo ověřeno, že původní jemný precipitát tvořený intermetaliky na bázi Mg-Si vlivem vysoké teploty segregoval a materiál tak ztratil své mechanické vlastnosti. To se však neprojevilo při tahových zkouškách, kde hodnoty pevnosti nevykazovaly tak výrazný pokles.

Stejně jako u korozivzdorné oceli, i u hliníkové slitiny se objevilo výrazné protažení zrn. Tato změna je opět přisuzována přednostním difúzním cestám, které podporovaly jak gradienty napěťové, teplotní a koncentrační, tak přítomnost dislokací v krystalografických směrech odpovídajícím směru tváření při výrobě materiálu.

10.2 Diskuze výsledků experimentu

Tato kapitola uvádí závěrečné shrnutí možností a omezení aplikace technologie difúzního svařování pro vytvoření heterogenních spojů korozivzdorných ocelí a hliníkových slitin. Komentář je také věnován otázkám, které vznikly při řešení práce a mohou podnítit navazující výzkumné aktivity.

10.2.1 Možnosti a omezení difúzního svařování korozivzdorných ocelí a hliníkových slitin

Výsledky experimentu dokazují, že vytvoření difúzního spoje korozivzdorné oceli a hliníkové slitiny je možné. Technologie difúzního svařování umožňuje vytvořit geometricky přesné svary, které neobsahují kritické vnitřní vady. Protože celý proces probíhá v ochranné atmosféře, nedochází ke zvýšení porozity hliníkové slitiny, ani výraznému ovlivnění chemického složení materiálu v důsledku reakce s prvky obsaženými ve vzdušné atmosféře. Svařováním pod teplotou likvidu a pomalým ochlazováním ze svařovací teploty je minimalizováno riziko vzniku trhlin za tepla.

Spoje dosahují relativně vysoké pevnosti, která se v nejlepším případě blíží výchozí hodnotě pevnosti hliníkové slitiny (až 87 %). Tento projev si částečně protiřečí s výrazným poklesem mikrotvrdosti hliníkové slitiny, neboť zde byla očekávána jistá korelace mezi tvrdostí a pevností. Je však možné, že změna mechanických vlastností se projeví více na tažnosti než na pevnosti spoje. Očekávaná hodnota tažnosti bude jistě velmi nízká, z důvodu zvýšené křehkosti intermetalických sloučenin vyloučených v difúzní oblasti.

Na základě výsledků experimentu se zvolená hliníková slitina projevila jako ne příliš vhodná pro difúzní svařování, neboť během procesu svařování ztrácí vytvrzující efekt nabytý předchozím tepelným zpracováním a efekt deformačního zpevnění nabytý přechozím tvářením. V úvahu nepřipadá ani svařování vybrané hliníkové slitiny ve stavu před tepelným zpracováním, protože dodatečně provedeným tepelným zpracováním (po svaření) by pravděpodobně v důsledku rychlého ochlazení došlo k rozpadu spoje v oblasti vrstvy křehkých intermetalických fází z důvodu rozdílných teplotních roztažností.

Z pohledu aplikačního potenciálu to znamená, že pro tvorbu difúzních spojů s korozivzdornými ocelmi jsou vhodné pouze hliníkové slitiny, jejichž klíčové vlastnosti (převážně mechanické) nejsou znehodnoceny vysokými svařovacími teplotami. V tomto ohledu je mimořádně důležité usilovat o minimalizaci svařovacích teplot na úkor delších svařovacích časů.

Citlivost vybrané korozivzdorné oceli na teplotní cyklus svařovacího procesu byla značně nižší než u vybrané hliníkové slitiny. Co se týče strukturní stálosti, bylo by možné pravděpodobnost vyloučení δ feritu snížit legováním prvky stabilizujícími austenitickou strukturu.

Nezanedbatelné kritické místo představuje difúzní oblast, ve které by mohla vzniknout část náchylná na korozní napadení. Tomuto nežádoucímu efektu by se ale dalo předejít volbou vhodné mezivrstvy, která by difúzní procesy na rozhraní mohla ovlivnit tak, aby byla zmíněná rizika redukována. Mezivrstvou by se dalo částečně ovlivnit složení a charakter intermetalických fází na rozhraní, což by se zaručeně projevilo na mechanických vlastnostech spoje.

10.2.2 Potenciál dalšího výzkumu

Potenciál dalších výzkumných aktivit se otevírá zejména v oblasti stanovení vlivu dalších procesních parametrů na kvalitu difúzních spojů. Tato práce poskytla relativně podrobný popis vlivu svařovací teploty a svařovacího času na strukturu základních materiálů a oblast rozhraní, ale cennou nadstavbu by představoval popis charakteru rozhraní vznikajících při nižších svařovacích teplotách a výrazně delších časech svařování (desítky minut). Hledání optimálních parametrů by mělo probíhat stejným způsobem, jako tomu bylo v této práci, zaměřit se vždy na jeden proměnný parametr a ostatní, pokud to proces dovoluje, držet na konstantní hodnotě.

Zvýšená pozornost by měla být dále věnována vlivu předúpravy svarových ploch, tedy nalezení způsobu efektivního odstranění oxidických vrstev tvořících se na povrchu hliníkových slitin a nalezení optimální kombinace drsnosti a rovinnosti svarových ploch ve vztahu k relevantnímu ukazateli (např. pevnost). Tyto faktory budou mít nezanedbatelný vliv na soudržnost spojů. Předpokládá se, že k vytvoření kvalitních difúzních spojů by při vhodné kvalitě svarových ploch mohlo dojít i při nižších svařovacích teplotách a časech, než vymezuje tato práce (pod teplotou 500 °C). Podobným způsobem by se dal zkoumat vliv přítlačné síly (tlaku).

Pro bližší pochopení procesů odehrávajících se na rozhraní při difúzním svařování je potřeba přistoupit k detailní analýze vrstvy intermetalických fází vyloučené na rozhraní soudržných i nesoudržných spojů. Analýza by měla být zaměřena na kinetiku růstu, rozbor zastoupení chemických prvků a jejich rozložení do oddělených částí.

Kombinací těchto informací a takových zkoušek by měla být popsána souvislost charakteru vrstvy intermetalických fází s lomovými vlastnostmi difúzních spojů, jako např. podmínky iniciace trhliny a průběh jejího šíření.

Mnoho dalších zajímavých otázek vyvstává z představy použití mezivrstev za účelem ovlivnění chemického složení v difúzní oblasti. Mezivrstvy mohou také do jisté míry odstranit metalurgické problémy a zároveň kompenzovat nedostatky procesu přípravy svarových ploch.

11 Závěr

Cílem diplomové práce bylo ověřit možnost využití technologie difúzního svařování pro zhotovení spoje korozivzdorných ocelí a hliníkových slitin a nalézt optimální podmínky svařování z hlediska konečných mechanických vlastností spoje, které vedou k jeho úspěšnému vytvoření. Pro tyto účely byl navržen experiment, který spočíval ve vytvoření 28 difúzních svarů, které odpovídaly různým kombinacím svařovací teploty a času. Každý úspěšně svařený vzorek byl následně podroben zkouškám mikrotvrdosti, metalografické analýze, pozorování na světelném elektronovém mikroskopu, EDS analýze a tahové zkoušce. Získané výsledky byly komentovány ve vztahu k teoretickým předpokladům, které vycházely z teorie difúze, zásad difúzního svařování a teorie svařitelnosti jednotlivých materiálů. Výstupem práce je zhodnocení vhodnosti technologie difúzního svařování pro spojování korozivzdorných ocelí a hliníkových slitin.

Úvodní kapitoly práce představují význam a aplikační potenciál heterogenních spojů. Následně jsou charakterizovány materiály, o jejichž spojení je usilováno v experimentální části práce. Následující kapitola popisuje teorii difúze s důrazem na základní koncepty, které slouží k úvodu do problematiky. Poslední kapitola teoretické části podrobně charakterizuje technologii difúzního svařování. Praktická část diplomové práce je zaměřena na popis experimentu, který spočívá ve vlastním svařování vybraných materiálů. Celý proces je popsán od fáze návrhu, přes realizaci, až po přípravu na jednotlivé zkoušky a analýzy. Experimentální část je zakončena představením výsledků provedených zkoušek a analýz, které jsou v závěru interpretovány a diskutovány.

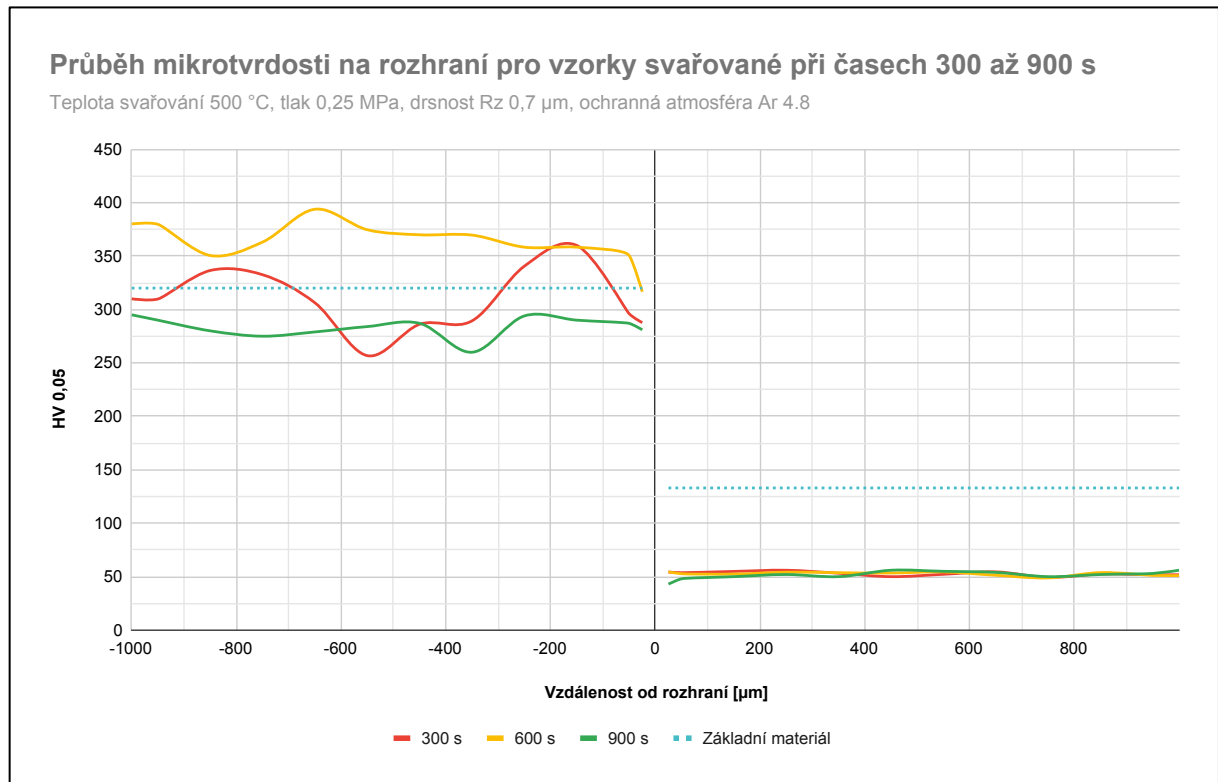
Diplomová práce ukázala, že metodou difúzního svařování je možné vytvořit heterogenní spoj vybraných materiálů, avšak pouze za omezených podmínek. Limitní hodnoty pro vytvoření difúzních spojů se podařilo stanovit na základě experimentálně získaných informací. Byly také úspěšně stanoveny optimální parametry svařování, při kterých dosahuje zhotovený spoj překvapivě vysokých pevnostních hodnot (pro spoj zhotovený při svařovací teplotě 575 °C a době svařování 600 s se maximální napětí při přetržení rovnalo hodnotě 222,4 MPa). Omezení spoje se pojí se strukturami vznikajícími v difúzní oblasti na rozhraní spojovaných materiálů. Dochází zde k vyloučení vrstvy intermetalických fází, která se rozšiřuje se zvyšující se svařovací teplotou a časem, a může nabývat šířek vyšších jednotek mikrometrů. V případě, kdy překročí šířka intermetalické vrstvy hodnotu 2 μm , pevnost difúzních spojů klesá.

Výsledky práce jsou přínosné pro oblast zabývající se využitím speciálních metod svařování pro tvorbu heterogenních spojů. Mezi běžně dostupnými publikacemi je tato práce vůbec první, která přináší poznatky o difúzních spojích korozivzdorných ocelí s hliníkovými slitinami. To může být důvodem, proč se nyní otevírají četné možnosti dalšího výzkumu věnovanému tomuto tématu.

12 Přílohy

12.1 Příloha 1 – Měření mikrotvrdosti

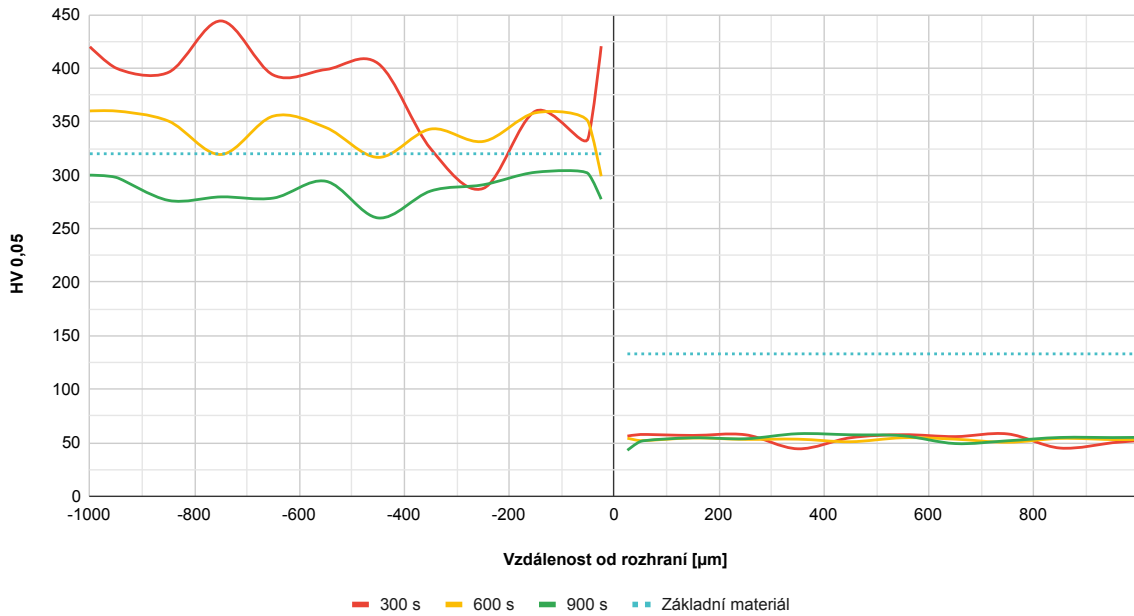
12.1.1 Grafy zobrazující průběhy mikrotvrdostí na rozhraní svařovaných vzorků



Obr. 72 – Závislost mikrotvrdosti na svařovacím čase při konstantní svařovací teplotě 500 °C

Průběh mikrotvrdomosti na rozhraní pro vzorky svařované při časech 300 až 900 s

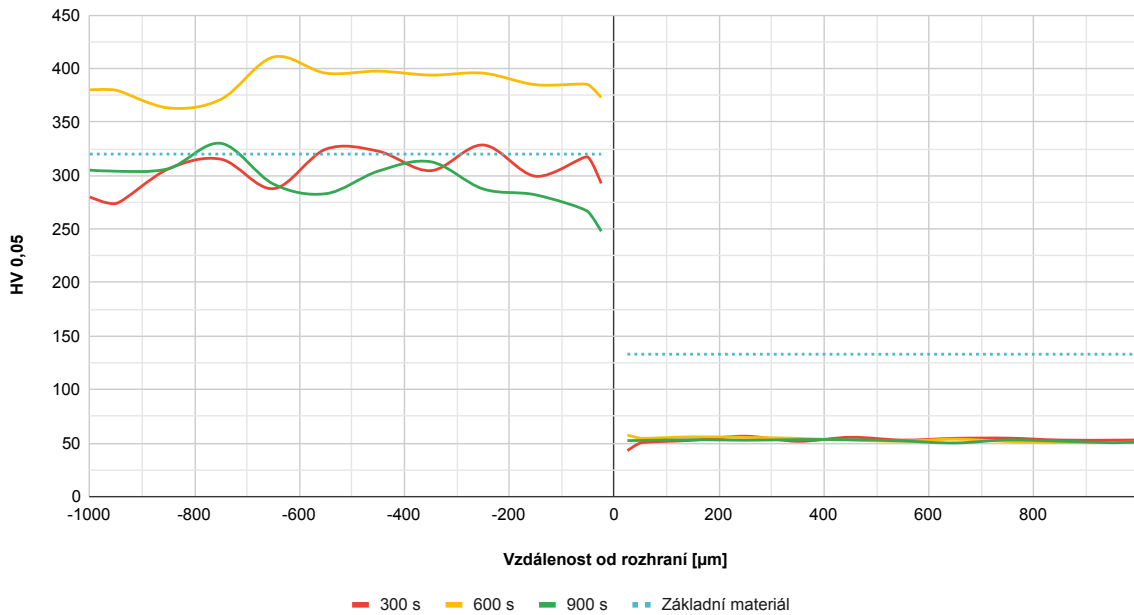
Teplota svařování 525 °C, tlak 0,25 MPa, drsnost Rz 0,7 μm, ochranná atmosféra Ar 4.8



Obr. 73 – Závislost mikrotvrdomosti na svařovacím čase při konstantní svařovací teplotě 525 °C

Průběh mikrotvrdomosti na rozhraní pro vzorky svařované při časech 300 až 900 s

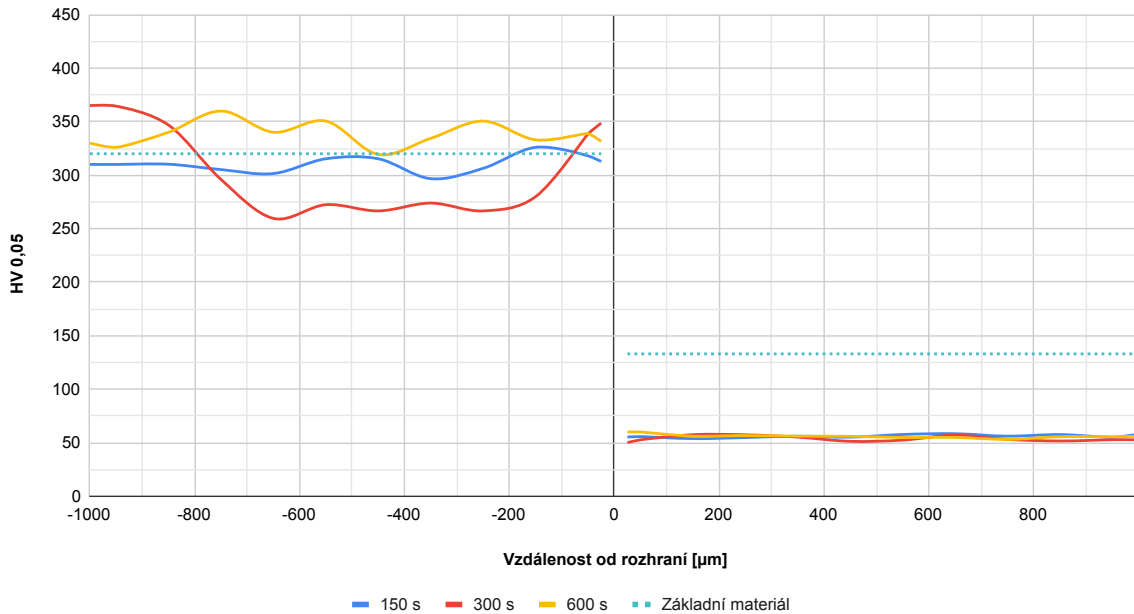
Teplota svařování 550 °C, tlak 0,25 MPa, drsnost Rz 0,7 μm, ochranná atmosféra Ar 4.8



Obr. 74 – Závislost mikrotvrdomosti na svařovacím čase při konstantní svařovací teplotě 550 °C

Průběh mikrotvrdoti na rozhraní pro vzorky svařované při časech 150 až 600 s

Teplota svařování 600 °C, tlak 0,25 MPa, drsnost Rz 0,7 μm, ochranná atmosféra Ar 4.8



Obr. 75 – Závislost mikrotvrdoti na svařovacím čase při konstantní svařovací teplotě 600 °C

12.1.2 Tabulky relativní změny mikrotvrdoti – měnlivost a směrodatná odchylka pro oba materiály

Tab. 31 – Měnlivost průběhů mikrotvrdotí HV 0,05 korozivzdorné oceli po svaření vyjádřená směrodatnou odchylkou v jednotkách %

Teplota	Čas	150 s	300 s	600 s	900 s
500 °C		-	9,0	6,1	3,0
525 °C		-	14,3	6,2	4,1
550 °C		-	5,6	4,2	6,9
575 °C		7,0	6,0	6,9	4,8
600 °C		2,4	13,2	3,6	-

Tab. 32 – Měnlivost průběhů mikrotvrdotí HV 0,05 hliníkové slitiny po svaření vyjádřená směrodatnou odchylkou v jednotkách %

Teplota	Čas	150 s	300 s	600 s	900 s
500 °C		-	1,5	1,3	2,8
525 °C		-	3,7	1,0	3,2
550 °C		-	2,6	1,7	0,8
575 °C		5,7	2,8	0,8	1,7
600 °C		1,0	1,9	1,5	-

13 Seznamy

13.1 Seznam použitých literárních zdrojů

1. KOLAŘÍK, Ladislav. *Difúzní svařování titanu s korozivzdornou ocelí v inertní ochranné atmosféře*. Praha, 2015. Habilitační práce. ČVUT v Praze.
2. XUE, He, Yueqi BI a Shuai WANG. *Compilation and Application of UMAT for Mechanical Properties of Heterogeneous Metal Welded Joints in Nuclear Power Materials*. Advances in Materials Science and Engineering. 2019. Dostupné z: doi:10.1155/2019/3151823.
3. VIŇÁŠ, Jan, Janette BREZINOVA a Henrich SAILER. *Quality assessment of heterogeneous welding joints made by GMAW method*. MACHINES, TECHNOLOGIES, MATERIALS. 2022.
4. KARPOV, E. V., A. G. MALIKOV a A. M. ORISHICH. *Destruction of Heterogeneous Laser Welded Joints of Aluminum–Lithium and Titanium Alloys*. Journal of Engineering Physics and Thermophysics. 2022. Dostupné z: doi:https://doi.org/10.1007/s10891-022-02652-2.
5. HUIN, Thibaut, Sylvain DANCETTE, Damien FABRÈQUE a Thomas DUPUY. *Investigation of the Failure of Advanced High Strength Steels Heterogeneous Spot Welds*. Metals. 2016. Dostupné z: doi:https://doi.org/10.3390/met6050111.
6. HÁLA, Kamil. *Studium vlivu procesních parametrů na vlastnosti heterogenního svaru feritické korozivzdorné oceli s uhlíkovou ocelí při laserovém svařování s rozmetáním svazku*. Brno, 2019. Diplomová práce. Vysoké učení technické v Brně.
7. ČSN EN 10020. *Definice a rozdělení ocelí*. ÚNMZ, 2001.
8. ČSN EN 10088-1. *Korozivzdorné oceli – Část 1: Přehled korozivzdorných ocelí*. ÚNMZ, 2015.
9. FÜRBAACHER, Ivan, Karel MACEK a Josef STEIDL. *Lexikon technických materiálů se zahraničními ekvivalenty: kovy, plasty, keramika, kompozity*. Praha: Verlag Dashöfer, 2004. ISBN 80-86229-02-5.
10. HOLMBERG, Björn. *Stainless steels – their properties and their suitability for welding*. AvestaPolartit Welding AB, 2008.
11. PLUHAŘ, Jaroslav. *Nauka o materiálech*. SNTL - Státní nakladatelství technické literatury, 1989. ISBN 04-205-89.
12. PÍŠEK, František, Přemysl RYŠ a Mojmír CENEK. *Nauka o materiálu I*. Praha: Československá akademie věd, 1957.
13. MACEK, Josef, Jiří JANOVEC, Petr ZUNA a Petr JURČI. *Kovové materiály*. Praha: ČVUT, 2006. ISBN 80-01-03513-1.

14. ČSN EN 573-3. *Hliník a slitiny hliníku – Chemické složení a druhy tvářených výrobků – Část 3: Chemické složení a druhy výrobků*. ÚNMZ, 2009.
15. MEHRER, Helmut. *Diffusion in Solids: Fundamentals, Methods, Materials, Diffusion-Controlled Processes*. Münster, Germany: Springer, 2007. ISBN 978-3-540-71486-6.
16. SHEWMON, Paul. *DIFFUSION IN SOLIDS*. Ohio, USA: The Minerals, Metals & Materials Society, 2016. ISBN 978-3-319-48564-5.
17. PLUHAŘ, Jaroslav. *Fyzikální metalurgie a mezní stavy materiálu*. Bratislava: Nakladatelství technické literatury Alfa, 1987. ISBN 80-7078-138-6.
18. JANOVEC, Jiří, Karel MACEK a Petr ZUNA. *Fyzikální metalurgie*. Praha: ČVUT, 2008. ISBN 978-80-01-02935-0.
19. PORTER, David A., Kenneth E. EASTERLING a Mohamed Y. SHERIF. *Phase Transformations in Metals and Alloys*. Third edition. CRC Press, Taylor & Francis Group, 2009. ISBN 978-1-4398-8357.
20. POIRIER, Jean-Paul. *Creep of crystals: High-temperature deformation processes in metals, ceramics and minerals*. 2. vydání. New York, USA: CAMBRIDGE UNIVERSITY PRESS, 2005 (1985). ISBN 978-0-521-26177-7.
21. PARAMESWAR, De. *Mass Transfer: Principles and Operations*. New Delhi: PHI Learning Private Limited, 2012. ISBN 978-81-203-4541-6.
22. KAZAKOV, N.F. *Diffusion Bonding of Materials*. Pergamon Press, 1985. ISBN 9781483150550
23. MESSLER, JR., Robert W. *PRINCIPLES OF WELDING: Processes, Physics, Chemistry and Metallurgy*. Weinheim: John Wiley, 2004. ISBN 978-0-471-25376-1.
24. STEINER, Rudolf a Hugh BAKER. *Alloy Phase Diagrams*. USA: ASM International, 1992. ISBN 0-87170-381-5.
25. OLSON, David LeRoy, Thomas A. SEIWERT, Stephen LIU a Glen R. EDWARDS. *ASM Handbook: Welding, Brazing and Soldering*. 6. Miami, USA: ASM International, 1993. ISBN 0-87170-382-3.
26. BRUNDLE, C. Richard, Charles A. EVANS a Shaun WILSON. *ENCYCLOPEDIA OF MATERIALS CHARACTERIZATION: Surfaces, Interfaces, Thin Films*. Greenwich: BUTTERWORTH-HEINEMANN, 1992. ISBN 0-7506-9168-9.
27. O'BRIEN, Annette a Carlos GUZMAN. *Welding Handbook: WELDING PROCESSES, PART 2*. 9. Miami, USA: American Welding Society, 2007. ISBN 978-0-87171-053-6.

28. TONG, G., Z. JIA a J. CHANG. *Flexible Hybrid Electronics Review an Challenges*. In: IEEE International Symposium on Circuits and Systems (ISCAS). 2018. Flexible Hybrid Electronics Review and Challenges. Dostupné z: DOI 10.1109/ISCAS.2018.8351806
29. STEPHENSON, D. J. *DIFFUSION BONDING 2*. School of Industrial and Manufacturing Science, Cranfield Institute of Technology, UK: 2nd International Conference on Diffusion Bonding, 1991. ISBN 1-85166-591-9.
30. Obrázek. Dostupné z: <https://www.cjt-limited.com/diffusion-bonding-metals-to-ceramics?lightbox=c17xg>, Sapphire-Aluminium. In: Cambridge Joining Technology [online]. [cit. 2023-04-10].
31. WILLIAMS, Del. *The Science of Joining Dissimilar Metals in Aerospace Manufacturing*. In: *Mobility Engineering* [online]. Corona, Kalifornie, USA, 1.8.2022 [cit. 2023-04-02]. Dostupné z: <https://www.mobilityengineeringtech.com/component/content/article/adt/p>. [Online]
32. Obrázek. Dostupné z: <https://www.cjt-limited.com/diffusion-bonding-aluminum-to-titanium?lightbox=c20ae>, Al to Ti. In: Cambridge Joining Technology [online]. [cit. 2023-04-10].
33. ČSN EN ISO 15 607: *Stanovení a kvalifikace postupů svařování kovových materiálů – všeobecná pravidla*, ÚNMZ, 2015.
34. Kolaříková, M. *Využití různých svařovacích metod pro heterogenní spoje*, Habilitační přednáška, ČVUT v Praze, FS, Praha, 2019.
35. KOLAŘÍK, Ladislav. *Konstrukce a navrhování svarových spojů: Učební texty pro mezinárodní/evropské svářečské inženýry a technology (I/EWE, I/EWT)*. Praha: Česká svářečská společnost ANB, ČVUT v Praze, Fakulta strojní, Ústav strojírenské technologie, 2017.
36. SHIRZADI, Amir A. *Diffusion Bonding Aluminium Alloys and Composites: New Approaches and Modelling*. Cambridge, 1997. Disertační práce. King's College.
37. BELIN-FERRÉ, Esther. *BASICS OF THERMODYNAMICS AND PHASE TRANSITIONS IN COMPLEX INTERMETALLICS*. Singapore: World Scientific Publishing, 20008. ISBN 978-981-279-058-3.
38. MALÁ, Růžena. *Akcelerované žíhání tenkostěnných nerezových profilů*. Praha, 2019. Diplomová práce. České vysoké učení technické v Praze.
39. LIPPOLD, John C. a Damian J. KOTECKI. *Welding metallurgy and weldability of stainless steels*. Hoboken, New Jersey, Canada: John Wiley, 2005. ISBN 0-471-47379-0.

40. FOLKHARD, Erich. *Welding Metallurgy of Stainless Steels*. Wien: Springer-Verlag, 1988. ISBN 978-3-7091-8967-2.
41. ANDERSON, Tony. *Welding Aluminum – Questions and Answers*. 2. Miami, USA: American Welding Society, 2010. ISBN 978-0-87171-085-7.
42. MATHERS, Gene. *The welding of aluminium and its alloys*. Cambridge, England: Woodhead Publishing, 2002. ISBN 0-8493-1551-4.
43. ČSN EN ISO 9015-2. *Destruktivní zkoušky svarů kovových materiálů – Zkoušení tvrdosti – Část 2: Zkoušení mikrotvrdosti svarových spojů*. ÚNMZ, 2018.
44. SKÁLOVÁ, Jana, Rudolf KOVAŘÍK a Vladimír BENEDIKT. *Základní zkoušky kovových materiálů*. 4. vyd. Plzeň: Západočeská univerzita, 2005. ISBN 80-704-3417-1.
45. *AZtec SEM User Manual*. Oxford Instruments, 2013.
46. ČSN EN ISO 4136. *Destruktivní zkoušky svarů kovových materiálů – Příčná zkouška tahem*. ÚNMZ, 2023.
47. FUJDA, Martin a Tibor KVAČKAJ. *Microstructure and Mechanical Properties of EN AW 6082 Aluminium Alloy Prepared by Equal-Channel Angular Pressing*. Journal of Metals, Material and Minerals. 2007, Vol.17(No.2), pp. 23-27.
48. FRANC, Aleš. *Metalurgicko-technologické aspekty spojování hliníkových slitin s ocelí*. Plzeň, 2013. Disertační práce. Západočeská univerzita v Plzni.
49. RIBEIRO a DE JESUS. *Fatigue Behaviour of Welded Joints Made of 6061-T651 Aluminium Alloy*. Aluminium Alloys, Theory and Applications. 2011. Dostupné z: doi:10.5772/14489.
50. Obrázek. Dostupné z: <https://www.labortech.cz/wp-content/uploads/2020/09/LabTest-E.3-do-100kN.pdf>, LaborTech. *Elektromechanické zkušební stroje řada LabTest E.3 do 100 kN*. 2020.

13.2 Seznam obrázků

Obr. 1 – Graf závislosti difuzivity kovů (Cu, Au, Zn, Ag, Cd, Sn, Pb) na teplotě (15)	22
Obr. 2 – Schéma difúzního přeskočného intersticiálního atomu (15)	23
Obr. 3 – Přímý intersticiální mechanismus difúze (15)	26
Obr. 4 – Výměnný (vlevo) a kruhový (vpravo) mechanismus difúze (15)	27
Obr. 5 – Nepřímý intersticiální mechanismus difúze (15)	28
Obr. 6 – Vakantní mechanismus difúze (15)	29
Obr. 7 – Vakantní mechanismus difúze s divakancí (15)	29
Obr. 8 – Vliv cest s vysokou difuzivitou na difúzi v krystalu (15)	30
Obr. 9 – Závislost difuzivit jednotlivých difúzních cest na teplotě (15)	31
Obr. 10 – Přehled parametrů ovlivňujících kvalitu difúzního spoje	33
Obr. 11 – Binární diagram Fe-Al	34
Obr. 12 – Vrstvy nečistot na reálných svařovaných površích (27)	37
Obr. 13 – Etapy procesu tvorby difúzního spoje (27)	41
Obr. 14 – Ukázka difúzního spoje hliníkové slitiny a safíru (oxidu hlinitého) (30)	42
Obr. 15 – Ukázka difúzního spoje hliníkové a titanové slitiny (32)	43
Obr. 16 – Binární diagram Fe-Al (modře vyznačená oblast přísluší fázím potenciálně vznikajícím při mísení Fe a Al)	46
Obr. 17 – Porovnání tepelných vodivostí různých skupin kovů (38)	49
Obr. 18 – De Longův diagram (40)	51
Obr. 19 – Mění se rozpustnost vodíku v hliníku s teplotou (42)	54
Obr. 20 – Citlivost na vznik trhlin za tepla legujících prvků hliníkových slitin (42)	55
Obr. 21 – Změna mechanických vlastností vytvrditelné hliníkové slitiny po tavném svařování	56
Obr. 22 – Návrh indentační mapy pro měření mikrotvrdosti (dévkové hodnoty uvedeny v jednotkách μm)	59
Obr. 23 – Vzorky pro difúzní svařování po operaci dělení s označením os děr	64
Obr. 24 – Vzorky pro difúzní svařování po dělení a vrtání vodicích děr	65
Obr. 25 – Postup navádění vzorků pro difúzní svařování na vodicí trn	65
Obr. 26 – Schéma svařovací sestavy doporučené výrobcem svařovacího zařízení	67
Obr. 27 – Svařovací zařízení Indutherm SU450	68
Obr. 28 – Průběh teplotního cyklu při difúzním svařování	71
Obr. 29 – Ukázka zakládání sestavy vzorků do pracovní komory svařovacího zařízení	72
Obr. 30 – Ukázka difúzně svařených vzorků po vychladnutí	73
Obr. 31 – Oblasti aktivity difúzních pochodů v rámci svařovacího procesu vlevo – ideální oblast, vpravo – reálná oblast	73
Obr. 32 – Reálná oblast aktivity difúzních pochodů při zařazení přítlačné síly	74
Obr. 33 – Difúzně svařené vzorky po vyjmutí ze svařovacího zařízení	75
Obr. 34 – Difúzně svařené vzorky před (vlevo) a po (vpravo) dělení	77
Obr. 35 – Metalografický výbrus dvou svařených vzorků (nad sebou)	78
Obr. 36 – Analyzované oblasti metalografického výbrusu difúzních spojů	80
Obr. 37 – Ideální geometrie zkušebních těles pro tahovou zkoušku difúzních spojů	81
Obr. 38 – Schéma způsobu odebrání zkušebních těles pro tahovou zkoušku difúzních spojů	81

Obr. 39 – Použitý tvrdoměr Buehler IndentaMet 1100.....	84
Obr. 40 – Průběh mikrotvrdosti na rozhraní vzorku svařovaného při 500 °C a 300 s	86
Obr. 41 – Závislost mikrotvrdosti na svařovací teplotě při konstantním svařovacím čase 150 s	87
Obr. 42 – Závislost mikrotvrdosti na svařovací teplotě při konstantním svařovacím čase 300 s	88
Obr. 43 – Závislost mikrotvrdosti na svařovací teplotě při konstantním svařovacím čase 600 s	89
Obr. 44 – Závislost mikrotvrdosti na svařovací teplotě při konstantním svařovacím čase 900 s	90
Obr. 45 – Závislost mikrotvrdosti na svařovacím čase při konstantní svařovací teplotě 575 °C.....	91
Obr. 46 – Snímek neleptané mikrostruktury difúzního spoje hliníkové slitiny (nahore) a korozivzdorné oceli (dole) zhotoveného při parametrech 500 °C a 600 s pozorované na světelném mikroskopu.....	97
Obr. 47 – Snímek neleptané mikrostruktury difúzního spoje hliníkové slitiny (nahore) a korozivzdorné oceli (dole) zhotoveného při parametrech 525 °C a 600 s pozorované na světelném mikroskopu.....	99
Obr. 48 – Snímek neleptané mikrostruktury difúzního spoje hliníkové slitiny (nahore) a korozivzdorné oceli (dole) zhotoveného při parametrech 550 °C a 600 s pozorované na světelném mikroskopu.....	100
Obr. 49 – Snímek neleptané mikrostruktury difúzního spoje hliníkové slitiny (nahore) a korozivzdorné oceli (dole) zhotoveného při parametrech 575 °C a 600 s pozorované na světelném mikroskopu.....	101
Obr. 50 – Snímek neleptané mikrostruktury difúzního spoje hliníkové slitiny (nahore) a korozivzdorné oceli (dole) zhotoveného při parametrech 600 °C a 600 s pozorované na světelném mikroskopu.....	102
Obr. 51 – Porovnání snímků neleptaných mikrostruktur difúzních spojů hliníkových slitin a korozivzdorných ocelí svařených při stejném čase 600 s a různých teplotách: 525 °C (vlevo nahore), 550 °C (vpravo nahore), 575 °C (vlevo dole) a 600 °C (vpravo dole)	103
Obr. 52 – Snímek neleptané mikrostruktury difúzního spoje hliníkové slitiny (nahore) a korozivzdorné oceli (dole) zhotoveného při parametrech 575 °C a 150 s pozorované na světelném mikroskopu.....	104
Obr. 53 – Porovnání snímků neleptaných mikrostruktur difúzních spojů hliníkových slitin (nahore) a korozivzdorných ocelí (dole) svařených při stejné teplotě 575 °C a různých časech 600 s (vlevo) a 900 s (vpravo).....	105
Obr. 54 – Snímek leptané mikrostruktury difúzního spoje hliníkové slitiny (nahore) a korozivzdorné oceli (dole) zhotoveného při parametrech 500 °C a 300 s pozorované na světelném mikroskopu.....	107
Obr. 55 – Snímek leptané mikrostruktury difúzního spoje hliníkové slitiny (nahore) a korozivzdorné oceli (dole) zhotoveného při parametrech 550 °C a 300 s pozorované na světelném mikroskopu.....	108
Obr. 56 – Snímek leptané mikrostruktury difúzního spoje hliníkové slitiny (nahore) a korozivzdorné oceli (dole) zhotoveného při parametrech 600 °C a 300 s pozorované na světelném mikroskopu.....	109

Obr. 57 – Porovnání snímků leptaných mikrostruktur difúzních spojů hliníkových slitin (nahore) a korozivzdorných ocelí (dole) svařených při stejných teplotách 500 °C a různých časech 300 s (vlevo) a 600 s (vpravo)	110
Obr. 58 – Porovnání snímků leptaných mikrostruktur difúzních spojů hliníkových slitin a korozivzdorných ocelí svařených při stejném čase 600 s a různých teplotách 500 °C (vlevo nahore), 525 °C (vpravo nahore), 550 °C (vlevo dole) a 575 °C (vpravo dole).....	111
Obr. 59 – Snímek leptané mikrostruktury difúzního spoje hliníkové slitiny (nahore) a korozivzdorné oceli (dole) zhotoveného při parametrech 600 °C a 600 s pozorované na světelném mikroskopu.....	112
Obr. 60 – Snímek leptané mikrostruktury difúzního spoje hliníkové slitiny (nahore) a korozivzdorné oceli (dole) zhotoveného při parametrech 550 °C a 900 s pozorované na světelném mikroskopu.....	113
Obr. 61 – Skenovací elektronový mikroskop JSM7000 se Schottkyho katodou od výrobce JEOL (45)	115
Obr. 62 – Snímek rozhraní difúzního spoje hliníkové slitiny (nahore) a korozivzdorné oceli (dole) zhotoveného při parametrech 525 °C a 600 s pozorované na skenovacím elektronovém mikroskopu	116
Obr. 63 – Snímek rozhraní difúzního spoje hliníkové slitiny (nahore) a korozivzdorné oceli (dole) zhotoveného při parametrech 525 °C a 900 s pozorované na skenovacím elektronovém mikroskopu	117
Obr. 64 – Snímek rozhraní difúzního spoje hliníkové slitiny (nahore) a korozivzdorné oceli (dole) zhotoveného při parametrech 575 °C a 600 s pozorované na skenovacím elektronovém mikroskopu	118
Obr. 65 – Snímek rozhraní difúzního spoje hliníkové slitiny (nahore) a korozivzdorné oceli (dole) zhotoveného při parametrech 575 °C a 900 s pozorované na skenovacím elektronovém mikroskopu	119
Obr. 66 – Způsob provedení liniového skenu metodou EDS na příčném řezu difúzního spoje zhotoveného při teplotě 575 °C a 900 s (chem. prvky příslušící barevním křivkám jsou popsány na Obr. 67)	120
Obr. 67 – Zastoupení chemických prvků podél skenované linie metodou EDS na příčném řezu difúzního svaru zhotoveného při svařovací teplotě 575 °C a čase 900 s (difúzní oblast je omezena dvěma čerchovanými čarami černé barvy, barevné označení prvků – Ni růžový, Cr tmavě modrý, Mn světle modrý, Fe tmavě zelený, Si světle zelený, Mg žlutý, Al červený).....	121
Obr. 68 – Znázornění pozice vrstvy intermetalických fází (IMF) a difúzní oblasti (DO) v rámci difúzního spoje zhotoveného při svařovací teplotě 575 °C a čase 900 s	123
Obr. 69 – Mapa chemických prvků na rozhraní difúzního spoje zhotoveného při svařovací teplotě 575 °C a 900 s (barevné označení prvků – Al červený, Si zelený, Mg žlutý, Fe modré, Cr růžový, Ni fialový)	124
Obr. 70 – Zkušební zařízení LabTest 5.100SP1	127
Obr. 71 – Graf závislosti zatěžující síly na dráze upínacích čelistí.....	128
Obr. 72 – Závislost mikrotvrlosti na svařovacím čase při konstantní svařovací teplotě 500 °C.....	136
Obr. 73 – Závislost mikrotvrlosti na svařovacím čase při konstantní svařovací teplotě 525 °C.....	137

Obr. 74 – Závislost mikrotvrdosti na svařovacím čase při konstantní svařovací teplotě 550 °C.....	137
Obr. 75 – Závislost mikrotvrdosti na svařovacím čase při konstantní svařovací teplotě 600 °C.....	138

13.3 Seznam tabulek

Tab. 1 – Přehled rozdělení a značení korozivzdorných ocelí dle ČSN EN 10088-1 (8).....	13
Tab. 2 – Přehled alternativních označení korozivzdorné oceli svařované v rámci experimentu (8).....	14
Tab. 3 – Rozdělení typů hliníkových slitin dle způsobu zpracování.....	17
Tab. 4 – Přehled řad hliníkových slitin dle číselného značení definovaného normou ČSN EN 573-3.....	18
Tab. 5 – Porovnání druhů označení hliníkových slitin definovaných normou ČSN EN 573.....	18
Tab. 6 – Porovnání vlastností svařovaných materiálů.....	48
Tab. 7 – Chemické složení vybrané korozivzdorné oceli (9).....	50
Tab. 8 – Mechanické vlastnosti vybrané korozivzdorné oceli (9).....	50
Tab. 9 – Chemické složení vybrané hliníkové slitiny (9).....	53
Tab. 10 – Mechanické vlastnosti vybrané hliníkové slitiny (9).....	53
Tab. 11 – Návrh svařovaných kombinací procesních parametrů (teploty a času).....	63
Tab. 12 – Přehled podmínek svařování zhotovených svarů s dostatečnou soudržností po svaření (a označení pořadí vytváření vzorků).....	76
Tab. 13 – Přehled parametrů svařování zhotovených svarů s dostatečnou soudržností po dělení na pile.....	77
Tab. 14 – Podmínky a parametry broušení metalografických výbrusů.....	78
Tab. 15 – Podmínky a parametry leštění metalografických výbrusů.....	79
Tab. 16 – Prostředky pro leštění metalografických výbrusů.....	79
Tab. 17 – Podmínky leptání metalografických výbrusů.....	80
Tab. 18 – Přehled parametrů svařování difúzních svarů podrobených tahové zkoušce.....	82
Tab. 19 – Přehled parametrů svařování difúzních svarů podrobených měření mikrotvrdomosti.....	85
Tab. 20 – Absolutní změny průměrných hodnot mikrotvrdomostí HV 0,05 korozivzdorné oceli po svaření ve vzdálenosti 1 mm od rozhraní (v jednotkách HV 0,05).....	92
Tab. 21 – Absolutní změny průměrných hodnot mikrotvrdomostí HV 0,05 hliníkové slitiny po svaření ve vzdálenosti 1 mm od rozhraní (v jednotkách HV 0,05).....	93
Tab. 22 – Relativní změny průměrných hodnot mikrotvrdomostí HV 0,05 korozivzdorné oceli po svaření ve vzdálenosti 1 mm od rozhraní včetně směrodatné odchylky (v jednotkách %).....	93
Tab. 23 – Relativní změny průměrných hodnot mikrotvrdomostí HV 0,05 hliníkové slitiny po svaření ve vzdálenosti 1 mm od rozhraní (v jednotkách %).....	94
Tab. 24 – Měnlivost průběhů mikrotvrdomostí HV 0,05 korozivzdorné oceli po svaření vyjádřená směrodatnou odchylkou (v jednotkách HV 0,05).....	94
Tab. 25 – Měnlivost průběhů mikrotvrdomostí HV 0,05 hliníkové slitiny po svaření vyjádřená směrodatnou odchylkou (v jednotkách HV 0,05).....	95
Tab. 26 – Přehled šířek vrstev intermetalických fází typu FeAl vyloučených na rozhraní svařovaných povrchů (v jednotkách μm).....	106

Tab. 27 – Porovnání šířek vrstev intermetalických fází (IMF) a šířek difúzních oblastí (DO) vznikajících mezi svarovými plochami difúzních spojů (v jednotkách μm).....	122
Tab. 28 – Přehled technických parametrů zkušebního zařízení LabTest 5.100SP1 (50).....	127
Tab. 29 – Přehled naměřených napětí při přetržení pro jednotlivé kombinace svařovaných parametrů (v jednotkách MPa).....	129
Tab. 30 – Porovnání mechanických vlastností základních materiálů a nejpevnějšího zhotoveného difúzního spoje	129
Tab. 31 – Měnlivost průběhů mikrotvrdostí HV 0,05 korozivzdorné oceli po svaření vyjádřená směrodatnou odchylkou v jednotkách %	138
Tab. 32 – Měnlivost průběhů mikrotvrdostí HV 0,05 hliníkové slitiny po svaření vyjádřená směrodatnou odchylkou v jednotkách %	138

13.4 Seznam rovnic

Rovnice 1	21
Rovnice 2	23
Rovnice 3	24
Rovnice 4	24
Rovnice 5	25
Rovnice 6	25
Rovnice 7	25
Rovnice 8	25
Rovnice 9	30
Rovnice 10	31
Rovnice 11	35
Rovnice 12	58

13.5 Seznam zkratek

ČSN	Česká státní norma
EN	Evropská norma
ISO	International Organization for Standardization
DO	difúzní oblast
IMF	intermetalická fáze
FN	ferritic number (feritové číslo)
AC	alternating current (střídavý elektrický proud)
TIG	tungsten inert gas
RŽ	rozpouštěcí žíhání
MUM	maximální užitečné zvětšení
EDS	Energy Dispersive Spectroscopy
EDX	Energy Dispersive X-ray Spectroscopy
WDS	Wavelength Dispersive Spectroscopy
CL	Cathodoluminescence
EBS	Electron Backscatter Diffraction
E	Youngův modul pružnosti
ρ	hustota
α	součinitel teplotní roztažnosti
λ	součinitel tepelné vodivosti
T_m	Teplota tavení
R_m	Mez pevnosti v tahu
$R_{p0,2}$	Smluvní mez kluzu
A_{50}	Tažnost