



VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V BRNĚ

BRNO UNIVERSITY OF TECHNOLOGY

FAKULTA STROJNÍHO INŽENÝRSTVÍ

FACULTY OF MECHANICAL ENGINEERING

ÚSTAV MATERIÁLOVÝCH VĚD A INŽENÝRSTVÍ

INSTITUTE OF MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING

SVAŘOVÁNÍ HETEROGENNÍCH SVAROVÝCH SPOJŮ TI/AL SLITIN POMOCÍ ELEKTRONOVÉHO SVAZKU

ELECTRON BEAM WELDING OF HETEROGENEOUS WELDS OF TI/AL
ALLOYS

DIZERTAČNÍ PRÁCE

DOCTORAL THESIS

AUTOR PRÁCE

AUTHOR

Ing. Petr Havlík

ŠKOLITEL

SUPERVISOR

prof. Ing. Rudolf Foret, CSc.

BRNO 2019

Klíčová slova:

heterogenní svarové spoje, hliníkové slitiny, titanové slitiny, svařování elektronovým svazkem, procesní parametry, intermetalické fáze

Key words:

dissimilar welds, aluminium alloys, titanium alloys, electron beam welding, process parameters, intermetallic phases

Abstrakt:

V této práci je probírána problematika svařitelnosti heterogenních svarových spojů hliníkové a titanové slitiny zhotovených metodou svařování pomocí elektronového svazku. V první fázi jsou analyzovány homogenní svarové spoje vybraných slitin. Z důvodu rozdílných fyzikálních, chemických a metalurgických vlastností použitých základních materiálů je svařování těchto slitin spojeno se vznikem křehkých intermetalických fází na rozhraní základních materiálů. Jedním z předpokladů zhotovení kvalitních heterogenních svarových spojů je nalezení optimálních procesních parametrů. V rámci práce je hodnocen vliv vybraných procesních parametrů na celistvost, strukturu a mechanické vlastnosti heterogenních svarových spojů Al/Ti slitin.

Abstract:

The problematics of weldability of heterogeneous welds of aluminium and titanium alloys produced by electron beam welding is discussed in this work. Homogenous welds of selected alloys were analyzed in the first stage. Welding of these materials relates to formation of intermetallic phases at the interface of base materials due to differences in physical, chemical and metallurgical properties of base materials. One of the prerequisites for producing high quality weld joints is to find optimal process parameters. The influence of selected process parameters to integrity, structure and mechanical properties of heterogeneous Al/Ti joints is evaluated.

Bibliografická citace:

HAVLÍK, Petr. *Svařování heterogenních svarových spojů Ti/Al slitin pomocí elektronového svazku*. Brno: Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, 2019. 148 s. Vedoucí dizertační práce prof. Ing. Rudolf Foret, CSc.

Prohlášení autora o původnosti práce:

Prohlašuji, že jsem dizertační práci vypracoval samostatně pod vedením prof. Ing. Rudolfa Foreta, CSc. s využitím uvedené literatury.

Petr Havlík

V Brně dne 11. 12. 2019

.....

Poděkování:

Rád bych tímto poděkoval svému školiteli prof. Ing. Rudolfu Foretovi, CSc. za odborné konzultace, dohled a cenné připomínky v celém průběhu doktorského studia. Dále bych rád poděkoval Mgr. Janu Čuperovi za pomoc a spolupráci při provádění strukturních analýz. Poděkování zasluhují také ostatní zaměstnanci ÚMVI, kteří mi byli v průběhu doktorského studia jakkoli nápomocni.

OBSAH

1. ÚVOD	1
2. TEORETICKÁ ČÁST	2
2.1. Svařování elektronovým svazkem.....	2
2.1.1. <i>Princip svařování elektronovým svazkem</i>	<i>2</i>
2.1.2. <i>Zařízení pro svařování elektronovým svazkem</i>	<i>5</i>
2.1.3. <i>Vliv procesních parametrů na výsledné svarové spoje</i>	<i>7</i>
2.2. Svařování hliníkových slitin.....	13
2.2.1. <i>Rozdělení hliníkových slitin.....</i>	<i>13</i>
2.2.2. <i>Vlastnosti hliníkových slitin.....</i>	<i>14</i>
2.2.3. <i>Svařitelnost hliníkových slitin</i>	<i>18</i>
2.3. Svařování titanových slitin.....	21
2.3.1. <i>Rozdělení titanových slitin.....</i>	<i>21</i>
2.3.2. <i>Vlastnosti titanových slitin</i>	<i>25</i>
2.3.3. <i>Svařitelnost titanových slitin</i>	<i>27</i>
2.4. Heterogenní svarové spoje titan/hliník	30
3. CÍLE DIZERTAČNÍ PRÁCE	35
4. EXPERIMENTÁLNÍ MATERIÁL A POUŽITÉ METODY	36
4.1. Použité experimentální metody	36
4.2. Základní materiály	37
4.2.1. <i>Hliníková slitina EN AW – 6061-T651.....</i>	<i>37</i>
4.2.2. <i>Hliníková slitina EN AW – 2024-T351.....</i>	<i>39</i>
4.2.3. <i>Titanová slitina Ti-6Al-4V.....</i>	<i>41</i>
5. VÝSLEDKY EXPERIMENTŮ.....	43
5.1. Homogenní svarové spoje.....	43
5.1.1. <i>Hliníková slitina AA6</i>	<i>43</i>
5.1.1.1. <i>Série AA6-I</i>	<i>43</i>
5.1.1.2. <i>Série AA6-II.....</i>	<i>44</i>
5.1.1.3. <i>Série AA6-III.....</i>	<i>46</i>
5.1.2. <i>Hliníková slitina AA2</i>	<i>51</i>
5.1.2.1. <i>Série AA2-I</i>	<i>51</i>
5.1.2.2. <i>Série AA2-II.....</i>	<i>52</i>
5.1.2.3. <i>Série AA2-III.....</i>	<i>54</i>
5.1.3. <i>Titanová slitina Ti64</i>	<i>59</i>
5.1.3.1. <i>Série Ti64-I.....</i>	<i>59</i>
5.1.3.2. <i>Série Ti64-II.....</i>	<i>60</i>
5.1.3.3. <i>Série Ti64-III</i>	<i>62</i>
5.2. Heterogenní svarové spoje	67
5.2.1. <i>Série Al/Ti-I.....</i>	<i>68</i>
5.2.2. <i>Série Al/Ti-II.....</i>	<i>77</i>
5.2.3. <i>Série Al/Ti-III</i>	<i>89</i>
5.2.4. <i>Série Al/Ti-IV.....</i>	<i>93</i>
5.2.5. <i>Série Al/Ti-V.....</i>	<i>97</i>
5.2.6. <i>Série Al/Ti-VI.....</i>	<i>104</i>
5.2.7. <i>Série Al/Ti-VII</i>	<i>112</i>
6. DISKUZE VÝSLEDKŮ.....	123
6.1. Základní materiály	123
6.2. Homogenní svarové spoje.....	123

6.2.1. Hliníkové slitiny AA6 a AA2	123
6.2.2. Titanová slitina Ti64.....	125
6.3. Heterogenní svarové spoje.....	127
6.3.1. Série Al/Ti-I.....	127
6.3.2. Série Al/Ti-II.....	130
6.3.3. Série Al/Ti-III.....	131
6.3.4. Série Al/Ti-IV	132
6.3.5. Série Al/Ti-V	133
6.3.6. Série Al/Ti-VI.....	134
6.3.7. Série Al/Ti-VII.....	135
7. ZÁVĚRY	137
8. SEZNAM POUŽITÉ LITERATURY	139
9. SEZNAM POUŽITÝCH ZKRATEK.....	146

1. ÚVOD

Rostoucí požadavky na snížení provozních nákladů a znečištění životního prostředí, při současné snaze o redukci provozních nákladů (např. úsporou paliva), jsou společné pro všechny typy civilních i vojenských dopravních prostředků. Především v leteckém a automobilovém průmyslu je jedním z možných řešení snížení hmotnosti konstrukcí letadel a vozů. Pro výrobu takovýchto lehkých a hospodárnějších konstrukcí lze použít různorodé materiály, které poskytují odlišné kombinace fyzikálních a mechanických vlastností. Kombinací těchto materiálů vznikají odlehčené hybridní konstrukce, které jsou významné nejen ve výše zmíněných odvětvích. Pro snížení výrobních nákladů jsou mechanické spoje (šroubování, nýtování atd.) heterogenních materiálů nahrazovány svarovými spoji, které nevyžadují použití dalších materiálů a dodatečné obrábění svařovaných konstrukcí. Upřednostňují se tupé svarové spoje, které dále snižují nutnost obrábění a použití přídatných materiálů [1, 2].

Hliníkové slitiny patří mezi nejpoužívanější materiály v leteckém či automobilovém průmyslu. Titanové slitiny našly široké uplatnění v leteckém průmyslu, kde jsou především využívány pro konstrukce sedadel, závěsů křídel či vodorovných stabilizátorů moderních dopravních letadel [3–5]. Příkladem může být současné použití precipitačně vytvrditelných hliníkových slitin, které poskytují nízkou hmotnost a dobrou pevnost v kombinaci s titanovými slitinami, které mají vysokou specifickou pevnost a dobrou korozní odolnost [2, 6–8].

Zhotovení kvalitních svarových spojů titanových a hliníkových slitin je obtížný úkol, jenž vyplývá z rozdílných fyzikálních vlastností použitých materiálů, omezené rozpustnosti jednotlivých složek systému Al-Ti a s tím spojenou tvorbou intermetalických fází ve svarových spojích. Titan se rozpouští v hliníku a první se tvoří fáze Al_3Ti s nízkou pevností v porovnání s fázemi AlTi a $AlTi_3$, které mají naopak minimální houževnatost [9, 10]. Přítomnost velkého množství těchto fází vede k degradaci požadovaných mechanických vlastností. Zlepšení kvality Al/Ti spojů lze dosáhnout snížením podílu intermetalických fází ve svarovém spoji řízením a kontrolou reakcí na Al/Ti rozhraní. Snahou tedy je získání co nejmenší homogenní intermetalické vrstvy na rozhraní svařovaných slitin [7, 11].

Byla již publikována řada prací zaměřených na svařování heterogenních Al/Ti spojů. Největšími nedostatky těchto metod byla nízká pevnost spojů, velká oblast natavení a výrazné promísení základních materiálů. V těchto pracích byla odzkoušena řada technologií – obloukové svařování [12], difúzní spojování [13–15], svařování tlakem [16], svařování třením [17–19] nebo svařování pomocí kombinace výše uvedených metod [7]. Některé z uvedených metod jsou omezeny velikostí a konfigurací svarových spojů.

Metody svařování, poskytující minimální natavený objem základních materiálů, se díky tomu jeví jako nejvhodnější pro svařování heterogenních svarových spojů. Elektronové a laserové svařování patří mezi nejflexibilnější metody, které přitahují pozornost vědců a inženýrů. Bylo popsáno mnoho postupů pro laserové svařování [1, 4, 9] či laserové svařování-pájení Al/Ti slitin [3, 5, 6, 11]. Na druhou stranu, svařování heterogenních Al/Ti spojů pomocí elektronového svazku je dodnes, až na několik výjimek, prakticky nepublikovaná oblast. Oproti jiným metodám svařování poskytuje elektronový svazek vysokou hustotu energie, přesnost a možnost okamžité kontroly procesu svařování při minimální deformaci svařovaných komponent. Malý interakční objem při vysokých rychlostech svařování vede k vysokým teplotním gradientům, které jsou přínosné pro optimalizaci lokálního fázového složení úzkých a hlubokých svarových spojů. Vzhledem k těmto benefitům se svařování elektronovým svazkem jeví jako jedna z nejvhodnějších metod pro svařování hliníkových a titanových slitin [6, 9].

2. TEORETICKÁ ČÁST

2.1. Svařování elektronovým svazkem

2.1.1. Princip svařování elektronovým svazkem

Principem svařování pomocí elektronového svazku (EB – *Electron Beam*) je přeměna kinetické energie elektronů na tepelnou energii. K tomu dochází při interakci volných elektronů s povrchem svařovaného materiálu. Tepelný zdroj při svařování EB tvoří úzký svazek urychlených volných elektronů. Možnost urychlení elektronů vychází z jejich významné fyzikální vlastnosti – přenosu elektrického náboje. Tato vlastnost převyšuje nad zjevnou nevýhodou při použití elektronů z hlediska přeměny kinetické energie na tepelnou – nízkou klidovou hmotností elektronu m_e , kterou [20] uvádí $9,1 \cdot 10^{-28}$ g. Nejvyšší hustoty energie elektronového svazku ρ_{eb} je dosaženo v ohnisku EB a může dosahovat až $\rho_{eb} \approx 10^8 \text{ W} \cdot \text{cm}^{-2}$ [20–22].

Elektrony jsou vázány v elektronových obalech atomů, kde obsazují jednotlivé orbitály. V kovových materiálech jsou elektrony na vnějších orbitalech pouze slabě vázány k jádru atomu. Díky tomu se mohou elektrony volně pohybovat skrz krystalovou mřížku, čímž zajišťují elektrickou vodivost kovových materiálů. Tyto elektrony nemohou samovolně uniknout z povrchu kovu. Dodáním aktivační energie potřebné k překonání potenciálové bariéry, lze elektrony uvolnit z krystalové mřížky kovu. Ohřev materiálu představuje nejjednodušší a nejdostupnější metodu, jak elektronům dodat potřebnou aktivační energii. Vhodné kovy se mohou během termoemise stát zdrojem elektronů [20, 22].

Díky negativnímu náboji elektronů $q_e = -1,602 \cdot 10^{-19} \text{ C}$ lze rychlost a dráhu EB kontrolovat dvěma způsoby. Působením Lorentzovy síly lze měnit trajektorii elektronů. Elektrony jsou vychylovány ze své dráhy kolmo ve směru působícího elektromagnetického pole. V tomto případě nedochází ke změně rychlosti elektronů. Tohoto jevu se využívá v elektromagnetických čočkách, které se využívají pro tvarování a vychylování EB. Elektrony jsou v elektrickém poli urychlovány vlivem působení Coulombovy síly a tím EB dodávají kinetickou energii potřebnou k ohřevu povrchu materiálu. Výsledná rychlost elektronů a kinetická energie EB závisí na urychlovacím napětí U_a působícího elektrického pole. Rychlost elektronů v_e , urychlených z nulové rychlosti, je přibližně rovna:

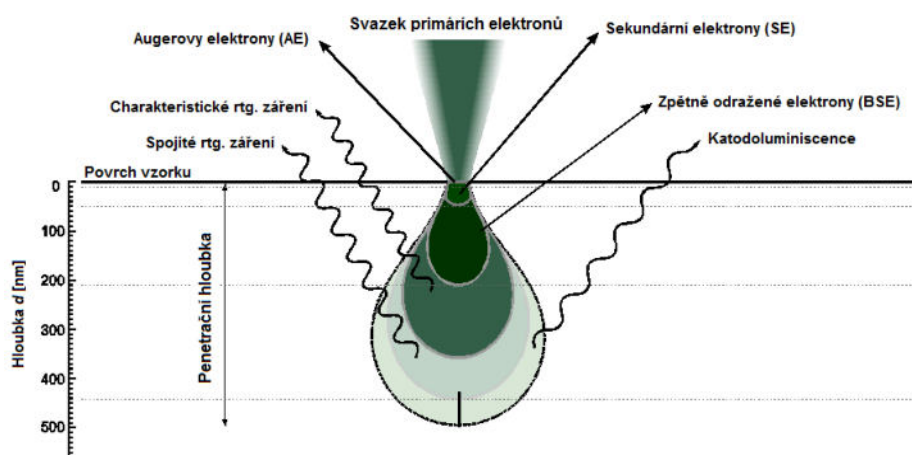
$$v_e = \sqrt{2 \frac{U_a q_e}{m_e}}, \quad (1)$$

kde U_a udává urychlovací napětí EB; q_e je náboj elektronu a m_e je hmotnost elektronu. Při použití $U_a = 150 \text{ kV}$ a vhodného vakua mohou elektrony dosáhnout až $v_e = 2 \cdot 10^{11} \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$, což odpovídá 2/3 rychlosti světla. Pro vyjádření kinetické energie se používá jednotka eV, která odpovídá energii, kterou získá elektron urychlený v elektrickém poli o rozdílu potenciálů 1V ($1 \text{ eV} = 1,602 \cdot 10^{-19} \text{ J}$) [20, 22, 23].

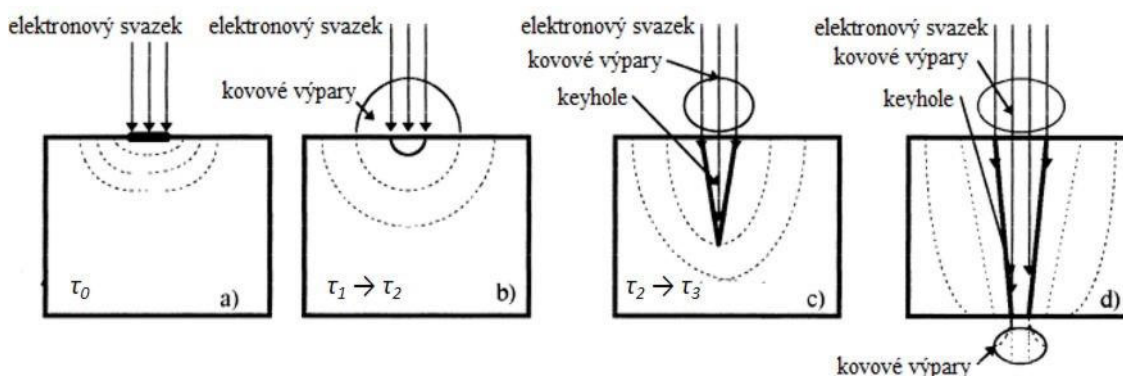
Pro vznik a šíření EB je potřeba vakuum. Šíří-li se svazek plynným prostředím, dochází k rozptylu elektronů ve svazku vlivem interakce s molekulami plynů. Při průchodu vzdušným prostředím může EB svazek ztratit více než 90 % energie. Požadovaná kvalita vakua závisí na druhu aplikace a použití EB. Tlak v pracovní komoře při svařování EB se obvykle pohybuje v rozmezí $p = 10^{-1} - 10^{-4} \text{ mbar}$. Při těchto hodnotách je zabráněno interakci taveniny svařovaného materiálu s intersticiálními prvky z okolní atmosféry. Toto vysoce čisté prostředí je vhodné pro svařování žáruvzdorných a reaktivních materiálů, které jsou citlivé na zkřehnutí způsobené interakcí s nečistotami z okolní atmosféry [20, 22].

Při svařování EB je materiál lokálně ohříván dopadajícím svazkem volných elektronů. V okamžiku dopadu EB na povrch materiálu je část elektronů odražena a zbytek absorbován povrchem materiálu. Absorbované elektrony jsou rozptýleny do tzv. interakčního objemu (Obr. 1). Velikost interakčního objemu závisí na energii dopadajícího svazku a protonovém čísle svařovaných materiálů. Díky své nízké hmotnosti nejsou elektrony prakticky schopny přenést svou energii přímo

do podstatně těžších jader atomů při kolizi elektronů s krystalovou mřížkou svařovaného materiálu. Volné elektrony svoji kinetickou energii předávají právě při srážkách ve formě tepla elektronům vázaným v okolí jader atomů. Při dostatečné hodnotě ρ_{eb} je výsledným efektem vzrůst teploty až nad teplotu bodu varu jakéhokoliv materiálu. Ačkoliv v kapalně a plynné fázi neexistuje krystalová mřížka, dochází v těchto fázích k přenosu energie obdobnými kolizními procesy. Při těchto kolizích není veškerá energie EB využita pro ohřev materiálu. Dochází ke vzniku signálů, které jsou převážně využívány v elektronové mikroskopii a nesou informace o zpracovávaném materiálu (Obr. 1). Při svařování svazkem elektronů (EBW – *Electron Beam Welding*) lze využít pro tvorbu obrazu signál generovaný pomocí zpětně odražených elektronů (BSE – *Back-Scattered Electrons*). Kontrast takto získaného obrazu pro navádění EB umožňuje rozlišit jednotlivé materiály při svařování heterogenních svarových spojů. Současně s BSE a dalšími signály dochází ke vzniku spojitěho a charakteristického rentgenového (RTG) záření. Ačkoliv samotné svařování probíhá ve vakuu, při hodnotách $U_a \leq 60$ kV postačí pro odstínění RTG samotná komora zařízení. Při hodnotách $U_a > 60$ kV je však nutné použít dodatečné stínění za účelem ochrany zdraví pracovníků [20–22].



Obr. 1 Schéma interakčního objemu EB [24].



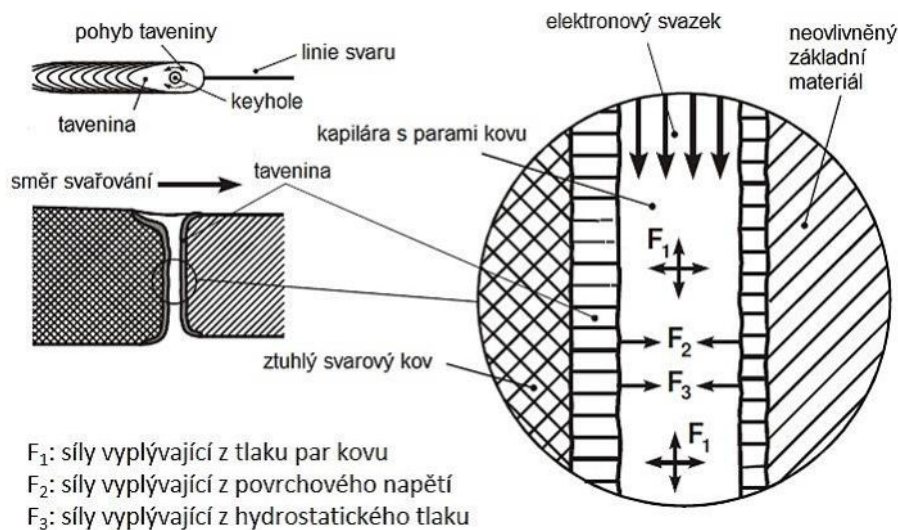
Obr. 2 Schéma procesu EBW: a) dopad EB; b) tavení BM; c) vznik keyhole a d) otevřená keyhole [25].

Přestože je interakční objem EB menší než $100 \mu\text{m}$, lze touto metodou svařovat kovové materiály o tloušťce několika centimetrů. Toho je dosaženo díky tzv. hloubkovému efektu, který je znázorněn na Obr. 2. V čase τ_0 (Obr. 2a) dochází k počáteční interakci EB se vzorkem a elektrony pronikají do daného interakčního objemu při současném ohřevu povrchové vrstvy. Při hodnotě $\rho_{eb} > 10^5 \text{ W}\cdot\text{cm}^{-2}$ je v řádu mikrosekund dosaženo teploty tavení T_m daného materiálu. V místě dopadu EB dochází k okamžitému tavení bez výrazného ohřevu zbytku materiálu (Obr. 2b). Při kontinuálním dopadu EB teplota dále stoupá až nad bod varu T_v svařovaného materiálu. Ačkoliv je část elektronů vychýlena vlivem interakce s parami kovu, vznikající parní kapilára umožňuje další

ohřev neovlivněného materiálu. Tento proces se neustále opakuje až do hloubky, kdy již pokles energie EB nestačí k tavení a odpařování dalšího materiálu. Vznikající parní kapilára se označuje termínem keyhole (Obr. 2c). Jádro keyhole je vyplněno kovovými výpary, zatímco stěny keyhole jsou pokryty taveninou. Pro dosažení hloubkového efektu je nutné, aby keyhole zůstala stabilní a umožňovala dodání potřebné energie pro další tavení a odpaření materiálu. Stabilitu keyhole zajišťuje tlak roztavených par, které musí být v rovnováze s dalšími silami uvnitř keyhole (Obr. 3). Rovnováhu sil lze vyjádřit rovnicí:

$$p = p_0 + \frac{\sigma(T)}{r(h)} + \rho g z, \quad (2)$$

kde p udává tlak uvnitř keyhole, p_0 udává tlak v okolí (při EBW $\approx 10^{-5}$ Pa), $\sigma(T)$ udává povrchové napětí taveniny při dané teplotě T , $r(h)$ udává poloměr zakřivení keyhole v dané hloubce h od povrchu. Jsou-li splněny podmínky z rovnice (2) může EB proniknout celou svařovanou tloušťkou t (Obr. 2d). V případě svařování masivních komponent může energie poklesnout, čímž klesne i tlak par v kořeni keyhole a není splněna rovnováha z rovnice (2). Po ztrátě stability keyhole kolabuje a znemožňuje provaření dané tloušťky [20, 25–27].



Obr. 3 Znárodnění podmínek pro udržení stabilní keyhole [26].

Samotný svarový spoj vzniká ve chvíli, kdy pohybující se EB dodává dostatek energie k udržení stabilní keyhole (obr. 3). Natavený materiál proudí po stěnách keyhole z jejího čela proti směru pohybu EB. Na odtokové hraně je keyhole zaplňována taveninou. Přítomnost vakua umožňuje ochlazování taveniny pouze odvodem tepla z místa svaru do neovlivněného základního materiálu (BM – *Base Material*). Ačkoliv je odvod tepla ovlivněn tepelnou vodivostí materiálu, dochází k rychlému ochlazení místa svaru. To je dáno vysokým gradientem teplot v daném místě a omezenou velikostí tavné lázně vzhledem k neovlivněnému BM při svařování keyhole módem. Výsledkem jsou úzké a hluboké svarové spoje s poměrem hloubky k šířce větším jak 10:1. Dochází tak k redukci velikosti svarového kovu (WM – *Weld Metal*) a tepelně ovlivněné oblasti (HAZ – *Heat Affected Zone*), čímž lze dosáhnout lepších mechanických vlastností svarových spojů oproti jiným metodám tavného svařování. Naopak při nižší ρ_{eb} (dosažené snížením energie EB či zvýšením plochy dopadu elektronů) nedochází k tvorbě keyhole, i když je dosaženo T_m . Rychlost ochlazování neumožňuje odpařování BM a tím i vznik keyhole. Výsledné svarové spoje jsou mělké a široké (poměr šířky k hloubce nepřesahuje 5:1). Tento způsob svařování se nazývá svařování vodivostním módem [20, 22, 28].

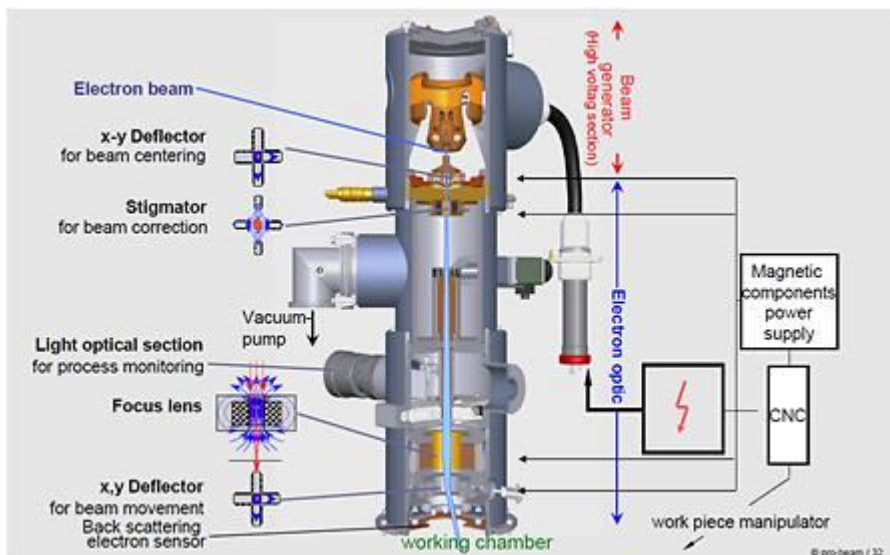
2.1.2. Zařízení pro svařování elektronovým svazkem

EB je softwarově řízený nástroj pro tavné svařování, který se vyznačuje vysokou flexibilitou, přesností a reprodukovatelností. Vysoká efektivita technologie EB a přítomnost vakua (namísto inertního plynu) přináší ekonomické i ekologické výhody. Design zařízení pro EBW závisí na konkrétní aplikaci. Liší se především v maximální možné energii EB, rozměry pracovní komory a celkovým uspořádáním samotného zařízení. Tato zařízení lze rozdělit do 4 základních skupin:

- *Univerzální komorová zařízení pro EBW* – základní zařízení s pracovními komorami od 0,5 až do 64 m³.
- *Cyklová zařízení* – většinou jednoúčelová zařízení pro svařování velkých sérií. Zařízení má dvě pracovní pozice – pozici pro nakládání/vykládání a komoru pro svařování. Dochází ke zkrácení pracovního cyklu.
- *Zařízení pro kontinuální svařování* – jde o další vývojovou větev cyklových zařízení. Zařízení obsahují paralelní tratě pro dodávání svařovaných komponent do pracovní komory. Zařízení obsahuje tři pozice – pozici pro nakládání/vykládání; předkomoru pro vyčerpání/zaplavení prostoru a pracovní komoru, ve které je stále udržováno vakuum.
- *Zařízení s mobilním elektronovým dělem* – většinou zařízení s pracovní komorou nad 64 m³. Zdroj elektronů je umístěn uvnitř pracovní komory na robotickém rameni [21].

Výše uvedená zařízení mají společné tyto základní prvky, díky kterým je dosaženo zmíněné flexibility, přesnosti a reprodukovatelnosti procesu EBW:

Nejdůležitější součástí ovlivňující dosažené výsledky je tzv. **Elektronové dělo** (Obr. 4). Samotné dělo se skládá ze zdroje elektronů, izolovaného pláště, optických systémů, fokusačních a vychylovacích cívek. K elektronovému dělu je dále přivedeno vysoké napětí (U_a pro urychlení elektronů a kontrolní napětí U_c pro řízení proudu elektronů I_b ve svazku) a topný proud I_h pro uvolnění elektronů ze zdroje. Elektronové dělo je přímo spojeno s pracovní komorou (mimo zařízení s mobilním EB) [20, 21].



Obr. 4 Schéma elektronového děla [29].

Hlavním úkolem **zdroje elektronů** je poskytnout velmi úzký svazek volných elektronů s minimální divergencí a stabilní hodnotou energie. V moderních zařízeních se využívá tzv. triodový systém skládající se z katody, anody a Wehneltova válce. Materiál katody musí být schopen emitovat stabilní množství elektronů, ať přímým nebo nepřímým ohřevem. Z těchto důvodů se používají materiály s vysokou T_m (W, Ta, LaB₆ či W dopovaný Rh). Katoda má přesně daný tvar a velikost pro dosažení teploty pro termoemisi elektronů (cca 2500 °C). Osvědčené jsou páskové W katody přímo ohříváné procházejícím topným proudem. Tyto katody mají vyhovující účinnost,

stabilní povrch emitující EB s hustotou proudu $j_{eb} \approx 5 \text{ A}\cdot\text{cm}^{-2}$. Při termoemisi je katoda zahřívána procházejícím $I_h = 5\text{--}50 \text{ A}$, který v okolí katody formuje tzv. elektronový oblak. Pro zvýšení kinetické energie musí být elektrony urychleny v elektrickém poli vznikající mezi katodou, kontrolní elektrodou (Wehneltův válec) a anodou. Na katodu a Wehneltův válec je přiváděno záporné $U_a = 40\text{--}200 \text{ kV}$ zatímco prstencová anoda je uzemněna. Vzniklé elektrické pole urychluje elektrony směrem k anodě a dále na uzemněný svařovaný materiál. Na Wehneltův válec je navíc ještě přiváděno $U_c = 0\text{--}3 \text{ kV}$, které řídí množství elektronů procházejících elektrickým polem směrem k anodě. Triodový systém tak umožňuje rychlou změnu I_b a tím svařování jak v kontinuálním, ale i pulsním módu. Diodový systém bez kontrolní elektrody byl ekonomicky méně výhodný, protože umožňoval změnu I_b změnou U_a nebo T katody [20–22].

Geometrický tvar katody, Wehneltova válce a anody způsobuje rozbíhavost EB, což vede k postupnému poklesu ρ_{eb} s rostoucí pracovní vzdálenosti EB (od zdroje po povrch materiálu). Použitím kruhové **fokusační cívky** lze ovlivnit směr pohybu elektronů pomocí magnetických polí, které vznikají při průchodu fokusačního proudu I_f kruhovou cívkou. Elektrony při průchodu cívkou neztrácejí svoji rychlost a jsou zaostřeny do ohniska, lze tak dosáhnout vysokých hodnot ρ_{eb} potřebných pro svařování kovů o tloušťce několika centimetrů [20].

Díky negativnímu náboji elektronů lze EB vychylovat několika způsoby: statické vychýlení, dynamické periodické vychylování (oscilace) a dynamické neperiodické vychylování. To umožňuje **vychylovací systém**, který se skládá ze čtyř cívek v hlavních osách kolmých na trajektorii elektronů a tím lze EB vychylovat do všech stran. Použitím měničného se střídavého proudu se dosahuje dynamické oscilace EB. Řízením frekvence a fázového posunu proudu procházejícího vychylovacími cívkami, lze EB pohybovat prakticky po jakékoliv dráze s velkým rozsahem frekvencí a tvarů. Díky tomu lze rychleji realizovat změny tvaru a pohybu svazku než v případě mechanicky vychylovaných systémů (např. CO₂ lasery) [20–22]

Pracovní komora je centrálním prvkem zařízení pro EBW a musí zajišťovat dostatečnou těsnost pro udržení pracovního vakua. Velikost pracovní komory závisí na typu zařízení a určuje velikost svařovaných komponent a možnost použití přípravků. V případě používání vyšších U_a je komora osazena dodatečným stíněním pro pohlcení vznikajícího RTG záření [21].

Vakuový systém zajišťuje požadovanou hodnotu vakua v pracovní komoře a elektronovém děle. Vakuum v elektronovém děle dosahuje hodnot $p < 10^{-5} \text{ Pa}$. Vysoké vakuum brání oxidaci žhavené katody a díky svým izolačním schopnostem zabraňuje elektrickým výbojům v elektronovém děle. V pracovní komoře bývá přibližně o dva řády nižší vakuum, při kterém stále nedochází k výraznému rozptylu elektronů a současně brání interakci taveniny s okolními plyny. K evakuaci uzavřeného prostoru je potřeba vyčerpání zachyceného vzduchu proti atmosférickému tlaku. V takovém případě může být rozdíl tlaků až 8 řádů. U takto velkých rozdílů nelez požadovaných hodnot vakua dosáhnout pouze jedním typem vývěvy. V důsledku toho se používají různé kombinace vývěv pro dosažení požadovaných hodnot vakua [20, 30].

V případě zařízení se stacionárním elektronovým dělem zajišťuje pohyb svařence vůči EB **polohovací systém**. Polohovací systém běžně tvoří pracovní stůl s drážkami pro upnutí a sestavení svařovaných komponent, který umožňuje pohyb v osách X a Y. Dále umožňuje upnutí a ovládání pomocných manipulátorů (rotační a naklápěcí zařízení, podavač drátu apod.). V případě zařízení s mobilním elektronovým dělem je polohovací systém tvořen robotickým ramenem nebo kombinací robotického ramene a pracovního stolu [20, 21].

Zdroj vysokého napětí zajišťuje dodávky U_a , U_c , I_f a I_h . Generátor vysokého napětí je tvořen olejovým transformátorem obsahující primární vinutí napojené na 380 V síť a sekundární vinutí generující potřebné vysoké napětí [20].

Řídicí systém je u moderních zařízení pro svařování EB tvořen kombinací PLC (*Programmable Logic Controller*) a CNC (*Computer Numeric Control*) systémů. Tyto systémy umožňují okamžitou kontrolu a řízení procesu svařování a lze tak svařovat i tvarově složité součásti [22].

Většina zařízení je vybavena **diagnostickým systémem** pro pozorování procesu svařování. Pro pozorování lze využít optických systémů vybavených teleskopem nebo kamerou s CCD (*Charge-Coupled Device*) čipem. Další možností je hodnocení procesu pomocí BSE signálu. Tento signál umožňuje rozlišení materiálů v případě heterogenních svarů, automatické sledování svarové linie, online kontrolu průběhu svařování a kontrolu kvality výsledných svarových spojů [21].

Díky uvedeným částem a fyzikální povaze elektronů přináší EBW více výhod než jen svařování v keyhole módu. Jednou z nich je vysoká rychlost vychylování EB, která umožňuje tzv. multi-beam svařování. V takovémto případě EB přeskakuje mezi jednotlivými svary definovanou frekvencí a tím dochází ke snížení vznikajících napětí, omezení deformace a zkrácení pracovního cyklu. Multi-beam proces umožňuje také okamžitý předehřev/ohřev svaru dvojitým průchodem EB. Vícenásobným průchodem EB lze odstranit nečistoty z materiálu (např. u litých hliníkových slitin) a tím snížit porozitu svarového spoje [21].

2.1.3. Vliv procesních parametrů na výsledné svarové spoje

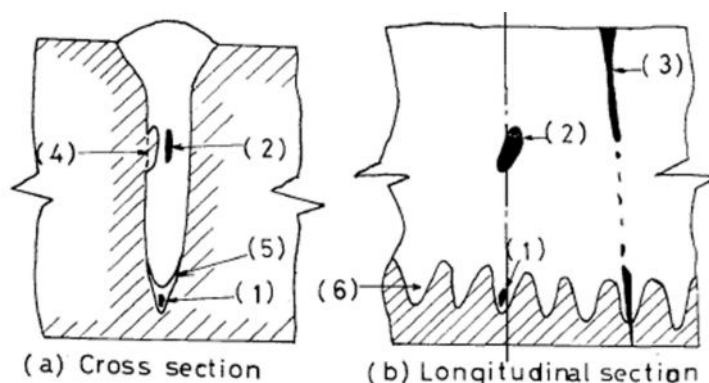
Pro řízení procesu EBW je nutné znát správné nastavení důležitých procesních parametrů. Nastavení a případná optimalizace těchto parametrů ovlivňuje kvalitu a reprodukovatelnost svarových spojů. Vady typické pro EBW jsou uvedeny na Obr. 5. Tyto defekty snižují kvalitu výsledných svarových spojů a lze jim předcházet právě vhodným nastavením procesních parametrů. Mezi hlavní patří tyto procesní parametry [20]:

• Urychlovací napětí	U_a	[kV]
• Proud ve svazku	I_b	[mA]
• Rychlost svařování	v	[mm·s ⁻¹]
• Zaostření svazku	SURF	[mA; mm]
• Oscilační frekvence svazku	f	[Hz]
• Velikost dopadajícího spotu	d_{spot}	[mm]
• Tvar dopadajícího spotu	S_{spot}	[-]

(Parametr SURF popisuje změnu ohniskové roviny od povrchu svařovaného materiálu, na který je EB zaostřen. Termín spot označuje tvar a velikost dopadajícího EB při průmětu na fokusační rovinu).

Pro získání kvalitních svarových spojů je nutné provést řadu zkušebních svarů za účelem optimalizace procesních parametrů. Kvalita a výsledné vlastnosti svarových spojů nezávisí pouze na nastavení hlavních parametrů, ale také na těchto dalších faktorech [20]:

- **Módu svařování – keyhole mód; vodivostní mód; pulzní mód**
- **Pozici svaru – horizontální; vertikální**
- **Kvalitě pracovního vakua**
- **Svařovaných materiálech**



Obr. 5 Schéma vad charakteristických pro EBW: 1 – pór v kořeni; 2 – pór uvnitř WM; 3 – řetězová pórovitost; 4 – studený spoj; 5 – neprovařený kořen; 6 – spiking) [31].

Z fyzikálního hlediska jsou nejdůležitějšími procesními parametry U_a a I_b , které určují výsledný výkon P_b dopadajícího EB:

$$P_b = U_a I_b \eta_e, \quad (3)$$

kde η_e popisuje koeficient energetických ztrát, které jsou zapříčiněny vznikem BSE. Použitá rychlost svařování v ovlivňuje množství vneseného tepla do materiálu Q_{eb} :

$$Q_{eb} = \frac{P_b}{v}, \quad (4)$$

Pro určení efektivity procesu EBW se využívá tepelná účinnost η_t :

$$\eta_t = \frac{v F_w c}{P_b}, \quad (5)$$

ve které v udává rychlost svařování, F_w odpovídá ploše WM v příčném řezu a c je měrná tepelná kapacita svařovaného materiálu. Z rovnic (3), (4) a (5) je patrné, že efektivitu procesu EBW ovlivňuje svařovaný materiál a nastavené parametry svařování [20, 32]. Právě nastavení procesních parametrů určuje hustotu dodané energie ρ_{eb} , která je potřebná k tavení svařovaného materiálu:

$$\rho_{eb} = \frac{P_b}{v d_{spot}}, \quad (6)$$

kde d_{spot} udává velikost spotu EB. Na hodnotu ρ_{eb} má také vliv parametr SURF, který není do vztahu (6) zahrnut. Maximální hodnoty ρ_{eb} je dosaženo při hodnotě SURF = 0 mA (EB je zaostřen na povrch svařovaného materiálu) [33]. ρ_{eb} je také nepřímo ovlivňována nastavením U_a a I_b , a to díky vlivu na d_{spot} :

$$d_{spot} = s \frac{I_b}{U_a}, \quad (7)$$

kde s je konstanta závisící na použitém zařízení. Ze vztahu (7) vyplývá, že nejužšího svazku lze dosáhnout při nízkých I_b a vysokých U_a . Pomocí uvedených parametrů a znalosti materiálových charakteristik lze odhadnout penetrační hloubku d_p EB ze vztahu Hemmerem a Grongem [34]:

$$d_p = \frac{P_b}{\left\{ 2\pi a (H_m - H_0) \left[B + C \left(\frac{v d_{spot}}{4a} \right)^J \right] \right\}}, \quad (8)$$

kde $(H_m - H_0)$ je změna entalpie při ohřevu z pokojové teploty T_R na T_m , v popisuje rychlost svařování, d_{spot} udává rozměry spotu EB, symboly B , C a J jsou materiálové konstanty a parametr a vyjadřuje součinitel teplotní vodivosti (schopnost materiálu vyrovnávat rozdíly T při neustálém vedení tepla). Součinitel teplotní vodivosti představuje materiálovou charakteristiku a je dán vztahem:

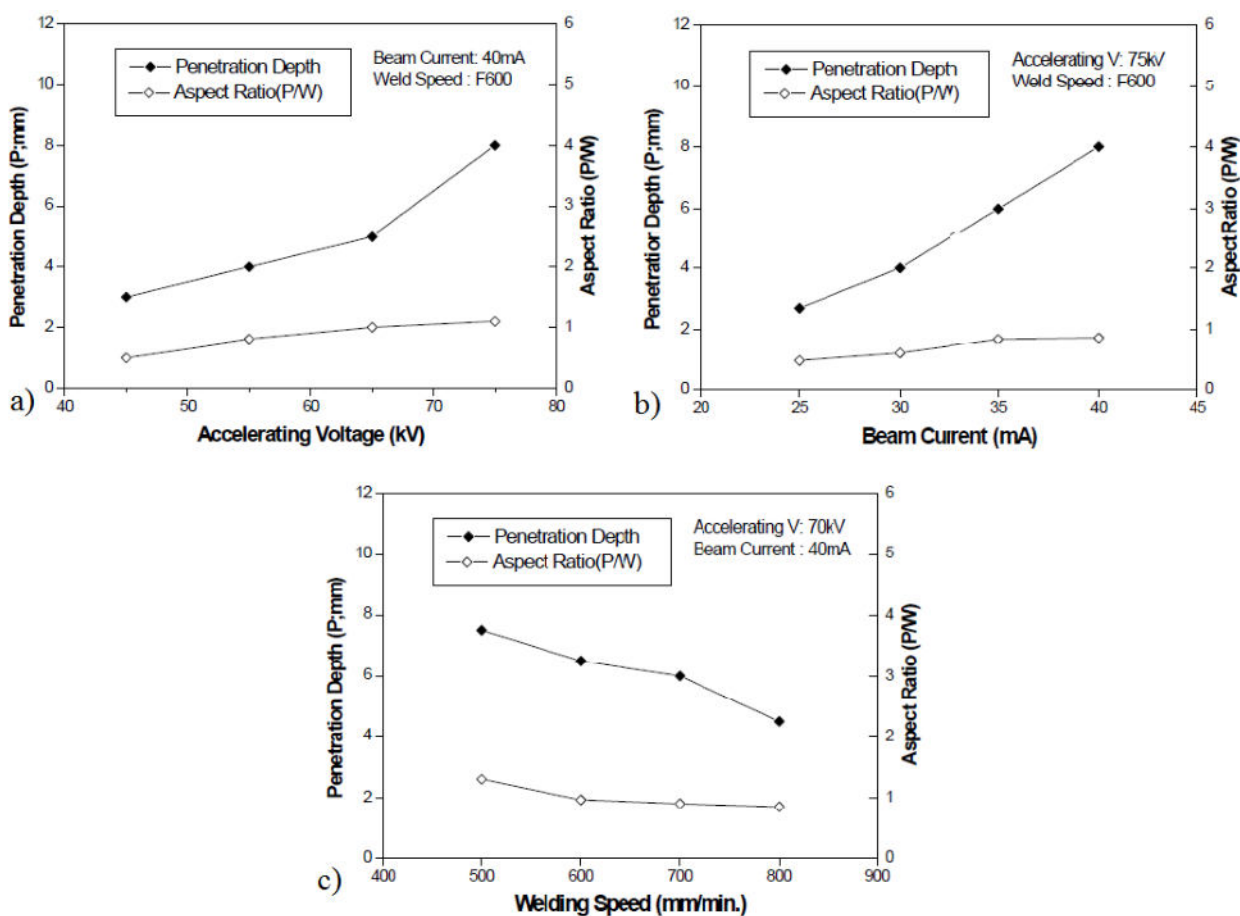
$$a = \frac{\lambda}{\rho c}, \quad (9)$$

kde λ udává součinitel tepelné vodivosti, ρ je hustota a c udává měrnou tepelnou kapacitu. Grafické znázornění obecného vlivu hlavních parametrů na dosažitelnou d_p je uvedeno na Obr. 6 [34, 35].

Při porovnání tří vybraných parametrů (U_a , I_b a v) na dosažitelnou d_p (Obr. 6a–6c) je patrný srovnatelný vliv U_a a I_b na výslednou d_p . Díky současným triodovým systémům elektronového děla se d_p řídí především změnou I_b , která je ekonomičtější a menší změnou I_b lze dosáhnout výraznější změny d_p než při změně U_a . Z Obr. 6b vyplývá, že d_p téměř lineárně roste s rostoucím I_b , zatímco šířka w se zvětšuje velmi pomalu. Nastavení nadměrného I_b negativně ovlivňuje $\sigma(T)$ taveniny uvnitř keyhole, které tak nedokáže vyrovnávat gravitační sílu. Za těchto podmínek dochází k výraznému propadu hlavy svarového spoje při současném protečení WM v kořeni svaru. Naopak při použití nedostatečného I_b není dosaženo požadované d_p . Z rovnic (6) a (8) vyplývá, že neméně důležitým parametrem ovlivňujícím dosaženou d_p , w a tvar svaru je v . Vyšší v redukuje množství energie vnesené do materiálu Q_{eb} , klesá d_p , šířka svaru a množství taveniny na stěnách keyhole. Kontinuální

tok taveniny uvnitř keyhole je nezbytný pro udržení stabilní keyhole vedoucí ke kvalitním svarovým spojům [20, 22, 36].

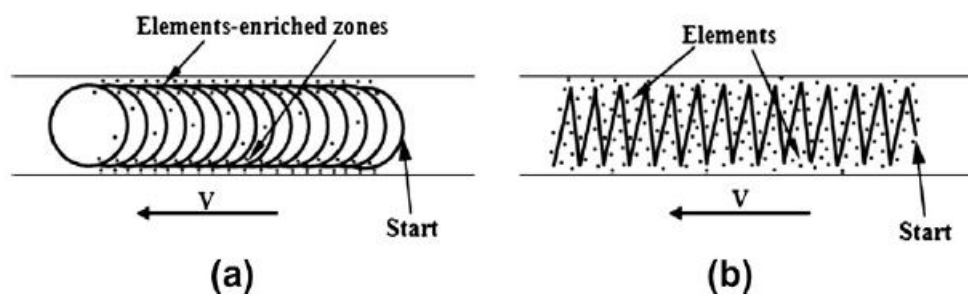
Významným parametrem je také poloha fokusační roviny EB, na kterou je svazek zaostřen do požadovaného d_{spot} . Tato rovina může být popsána pomocí parametru $SURF$ určujícího změnu proudu od ideálního I_f , nebo vzdáleností fokusační roviny od povrchu svařovaného materiálu pomocí Δh . Změnou fokusu EB dochází k růstu d_{spot} na povrchu materiálu a dle rovnice (6) dochází k poklesu ρ_{eb} . Dochází k růstu w , tvorbě zářezů v hlavě svaru a změně tvaru svarového spoje. Při ostrém fokusu EB (na povrch nebo mírně pod povrch materiálu) vznikají svary s charakteristickým tvarem pro EB svařování z důvodu nejvyšší η_t svazku. S rostoucí vzdáleností nad rovinu ostrého fokusu dochází k poklesu η_t a ke změně tvaru svarového spoje (z úzkých a hlubokých na širší a mělké) – nemusí být splněny podmínky k udržení stabilní keyhole [20, 31, 32, 37].



Obr. 6 Vliv parametrů EB svařování na tvar a velikost výsledných svarových spojů: a) vliv U_a ; b) vliv I_b a c) vliv v [38].

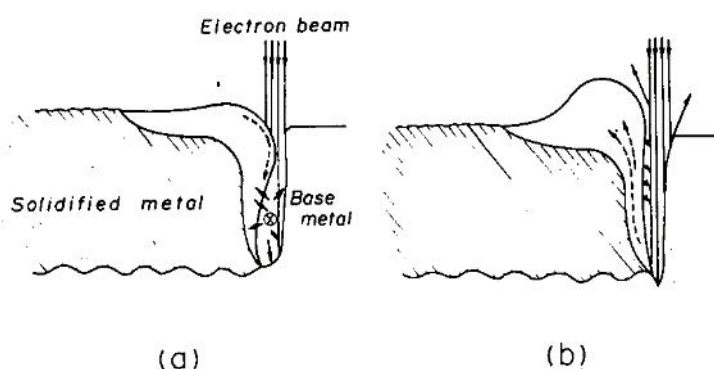
Změnou magnetického pole uvnitř vychylovacích cívek lze řídit pohyb EB v libovolném směru s danou oscilační frekvencí f . Je tak řízen tvar a velikost dopadajícího spotu, vychýlení a pohyb EB. Hlavním přínosem je možnost dynamických změn rozložení energie na povrchu svařovaného materiálu. Použití vyšších amplitud oscilace EB vede k větším průměrům keyhole a tím i k širším WM a HAZ. Větší objem nataveného BM může podporovat tvorbu staženin a trhlin při tuhnutí WM, na druhou stranu podporuje únik plynů z taveniny. Širší svarové spoje vedou k uniformnějším tvarům a příznivějším teplotním cyklům (z hlediska krystalizace WM), avšak klesá dosažitelná d_p . Nastavením vhodné oscilace spotu EB lze dosáhnout jemnozrnnější mikrostruktury, další možností je např. kontrola rozložení legujících prvků uvnitř WM (Obr. 7). V případě heterogenních svarových

spojů nabízí použití nestacionárního EB možnost optimalizace morfologie a fázového složení WM [20, 39–41].



Obr. 7 Rozložení legujících prvků ve svarovém spoji v závislosti na použité oscilaci EB: a) kruhová oscilace a b) příčná lineární oscilace [39].

V řadě publikací byla prokázána změna rovnovážných podmínek nutných pro udržení stabilní keyhole při EBW. Keyhole během procesu není statická, ale dynamická. Výsledkem porušení rovnováhy mezi tlakem par, hydrostatickou silou a dynamickou silou vyvolanou pohybem taveniny, je nestabilní keyhole, která způsobuje změnu profilu svarového spoje a nebezpečí vzniku tzv. spikingu (Obr. 5). Spiking popisuje opakující se změny d_p v celé linii svaru, které jsou způsobeny změnami rozložení ρ_{eb} během svařování. Interakce EB s molekulami par kovu uvnitř keyhole způsobuje vychýlení elektronů z jejich dráhy a tím mění rozložení ρ_{eb} uvnitř keyhole. Největší hustota dodávané energie je proto na kraji keyhole, kde dochází k přehřátí již existující taveniny a změně $\sigma(T)$ taveniny. Hydrostatická síla společně s $\sigma(T)$ v horní části keyhole jsou síly uzavírající keyhole a způsobují zaplnění keyhole taveninou. Část energie EB se v daném okamžiku nevyužívá k ohřevu nového materiálu, ale k odpaření taveniny čímž klesá d_p (Obr. 8a). Za těchto podmínek se zvyšuje pravděpodobnost zachycení pórů v kořeni svarového spoje. Po odtavení materiálu (Obr. 8b) se celý proces opakuje. Tento jev je ovlivněn fyzikálními vlastnostmi svařovaného materiálu (vysoká λ ; nízká T_m), hloubkou svaru a nastavením procesních parametrů, proto se velikost a četnost těchto vad v jednotlivých případech výrazně liší. Z hlediska procesních parametrů mají největší vliv parametry určující dobu a frekvenci působení EB uvnitř keyhole a parametry ovlivňující rychlost ochlazování v jednotlivých oblastech svaru. Jednou z možností eliminace spikingu je optimalizace v a f za účelem udržení konstantního rozložení ρ_{eb} , kontroly množství nově nataveného BM a proudění taveniny. Naopak zaostření EB do požadované d_p (tj. na dno keyhole) podporuje tvorbu spikingu [21, 42–44].



Obr. 8 Schéma dynamického pohybu taveniny při svařování EB: a) uzavírání keyhole taveninou a b) opětovné odpaření taveniny pro dosažení požadované d_p [44].

Jak již bylo naznačeno, neméně důležitým faktorem ovlivňujícím kvalitu EBW je samotná svařitelnost daného materiálu. Strukturální a fázové změny při svařování stejnorodých BM jsou

nejvíce ovlivňovány rychlostí ochlazování svarového spoje. Rychlost ochlazování závisí na počátečních podmínkách, vlastnostech materiálu a parametrech svařování jako jsou:

$$\frac{dT}{dt} = -\frac{2\pi\lambda v}{P_b}(T - T_0)^2, \quad (10)$$

kde λ je součinitel tepelné vodivosti, v charakterizuje rychlost svařování, P_b udává výkon svazku, T udává teplotu v místě svaru a T_0 udává počáteční teplotu svařovaného materiálu. Při EBW dochází k rychlému ohřevu malého objemu WM, který dodanou energii uvolňuje pouze odvodem tepla do okolního BM. Za daných podmínek dosahují rychlosti ochlazování při EBW hodnot 10^3 až 10^5 K·s⁻¹. Vysoké rychlosti ochlazování jsou spojeny se vznikem nežádoucích struktur (např. martenzitu) zhoršujících výsledné vlastnosti svarových spojů. Rychlý odvod tepla a tuhnutí WM podporuje vznik svarových vad, jako jsou póry, trhliny za tepla, staženiny atd. Vzhledem ke krátké době procesu jsou strukturní změny (např. podíl feritu nebo množství zbytkového austenitu) a náchylnost na vznik vad také závislé na chemickém složení materiálů, většinou však vedou ke vzniku jemnozrnných WM. Vlivem odvodu tepla do neovlivněného BM začíná WM tuhnout na rozhraní WM/BM a končí v ose svarového spoje. V ose svarového spoje pak vzniká souvislá linie hranic zrn WM, která může negativně ovlivňovat korozivzdorné a únavové vlastnosti svarového spoje. Při tuhnutí dále dochází ke vzniku vnitřních napětí, jejichž velikost je závislá na zvolených parametrech svařování, fázových transformacích ve svařovaném materiálu, tuhosti svařence, velikosti a geometrii svaru. Veškeré změny probíhají v malém objemu BM, velikost deformace, vznikajících napětí a strukturní změny, jsou stále menší než u jiných metod tavného svařování. Z hlediska procesních parametrů je jedním z nejvýznamnějších parametrů v . Vyšší hodnoty v redukuje množství vneseného tepla Q_{eb} do materiálu (viz rovnice (10)) a současně brání propadu hlavy svaru a zmenšují velikost WM a HAZ. Naopak roste pravděpodobnost zachycení plynů v kořeni svarového spoje [20, 45, 46].

EB umožňuje svařování heterogenních svarových spojů použitelných v řadě aplikací, díky kombinaci vlastností BM. Tyto svarové spoje se často vyznačují chemickou, strukturní a mechanickou heterogenitou. Heterogenita WM je ovlivňována těmito faktory:

- rozdílnou T_m – při velkých rozdílech se jeden BM taví a tuhne dříve než BM s vyšší T_m ;
- rozdílným koeficientem tepelné roztažnosti α_l – způsobuje tepelná napětí, které lze redukovat např. předehřevem BM s nižším α_l ;
- rozdílnou tepelnou vodivostí λ a tepelnou kapacitou c – způsobují asymetrická teplotní pole a změny podmínek při tuhnutí WM;
- rozdílnými elektromagnetickými vlastnostmi – v případě heterogenních svarových spojů může dojít k vychýlení EB do jednoho ze BM;
- přítomností oxidů na povrchu – rozdíly v chemických vlastnostech, T_m a rozpustnosti mohou zhoršovat výsledné vlastnosti svarových spojů.

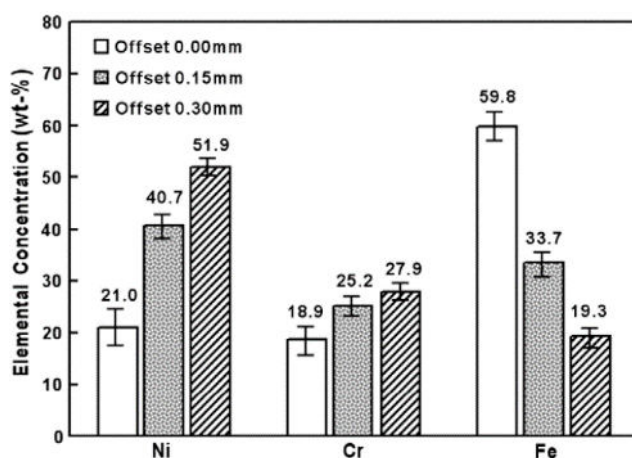
Zásadní vliv má také metalurgická kompatibilita, která závisí na vzájemné rozpustnosti natavených materiálů. Omezená rozpustnost a velké rozdíly T_m způsobují tvorbu křehkých intermetalických fází (IMC). IMC vznikají při velkých rozdílech v T_m a omezené rozpustnosti. Lokální chemické složení WM je ovlivňováno prouděním taveniny uvnitř keyhole. Proudění je řízeno teplotou taveniny v jednotlivých oblastech, které je výraznější u hlubokých svarových spojů. Výslednou reakci svařovaných BM lze odhadnout z fázových diagramů, nelze však spolehlivě určit množství vznikajících fází [41, 47–49].

Tavné svařování heterogenních svarových spojů je spojeno se vznikem řady svarových vad. Typickým příkladem je nízká viskozita a $\sigma(T)$, které mohou zvyšovat riziko vzniku pórů. Vysoká afinita taveniny s intersticiálními prvky (C, O, H, N a B) většinou vede ke zkřehnutí WM. Další typickou vadou je interkrystalická penetrace materiálu s nižší T_m na rozhraní BM/WM (Obr. 9). Tato vada je spojena s tvorbou likvačních trhlín uvnitř HAZ. Neméně důležitá je tloušťka svařovaných materiálů, která může ovlivňovat rychlost ochlazování svarového spoje. Lokální změny rychlosti ochlazování podporují vznik asymetrického svarového spoje. V takovém případě nemusí být

zhotoven svarový spoj v celé tloušťce, navíc vzniká osově asymetrický profil WM. Z těchto důvodů lze použít offset EB do jednoho BM, za účelem snížení teplotního gradientu v celém svarovém spoji a kontroly chemického složení WM (Obr. 10). Tímto nastavením může dojít k tavení pouze jednoho BM a dochází tak ke kombinovanému svařování-pájení heterogenních spojů [41, 47, 48, 50].



Obr. 9 Interkrystalická penetrace Cu uvnitř HAZ oceli [48].



Obr. 10 Vliv pozice (offsetu) EB na chemické složení WM v heterogenním svarovém spoji niklové slitiny 690 a korozivzdorné oceli 304L [50].

Pro dosažení požadovaných výsledků je nutné provést řadu zkušebních svarů, při kterých jsou optimalizovány procesní parametry EBW. Tyto experimenty jsou pracnou, avšak úspěšnou možností jak zhodnotit vliv jednotlivých materiálových faktorů (vlastností materiálů v tuhém i tekutém stavu, tloušťce materiálů atd.) v kombinaci s nastavenými procesními parametry. Nalezení vhodných procesních parametrů je nezbytná podmínka pro reprodukovatelnost EBW homogenních i heterogenních svarových spojů. V takovém případě se ne vždy jedná o konkrétní hodnotu, ale může jít také o interval hodnot tzv. procesní okno [20, 22].

Celkově lze shrnout výhody vyplývající z použití EBW do následujících bodů:

- redukce Q_{eb} → omezuje deformace a smrštění během tuhnutí WM;
- tvorba úzkých a hlubokých svarových spojů → redukuje ovlivnění BM, např. při svařování komponent, které jsou citlivé na teplo;
- vysoké v → ovlivňují proces tuhnutí WM, redukují dobu procesu a zvyšují produktivitu;
- svařování na jeden průchod EB → redukuje dobu procesu a zvyšuje produktivitu (ve vybraných případech se však aplikuje sekundární nebo vícenásobný průchod EB tzv. *cosmetic pass*);
- kontrola a řízení procesu EBW → vysoká efektivita a reprodukovatelnost vhodná pro svařování tvarově složitých konstrukcí a heterogenních svarů;
- použití vakua → brání interakci WM s prvky v okolní atmosféře → svařování žárupevných a reaktivních materiálů;

- vysoká tepelná účinnost procesu EBW;
- svařování bez nutnosti použití přídavného materiálu (jeho použití není vyloučeno);
- svařování hermeticky uzavřených nádob;
- univerzální zařízení umožňují dosahovat malých i velkých penetračních hloubek d_p od 0,1 do více než 200 mm (v závislosti na svařovaném materiálu).

Přes řadu zmíněných výhod má metoda EBW i tato určitá omezení:

- vysoká pořizovací cena (především vakuový systém);
- důkladná příprava svarových ploch a upnutí svařovaných komponent;
- svařované materiály a veškeré pomocné přípravky (upínky, manipulátory) musí být elektricky vodivé a nemagnetické → nebezpečí vychýlení svazku a riziko vzniku svarových vad;
- rozměry pracovní komory → určuje velikost svařovaných komponent a dobu pracovního cyklu (čerpání komory na pracovní vakuum);
- pracovní prostor při použití $U_a \geq 60$ kV musí být dostatečně odstíněn → ochrana obsluhy před vznikajícím rentgenovým zářením při interakci EB s materiálem [20, 22, 28].

2.2. Svařování hliníkových slitin

2.2.1. Rozdělení hliníkových slitin

Za posledních 100 let se z hliníkových slitin stala, po ocelích, druhá nejrozšířenější skupina konstrukčních materiálů. Navzdory dostupnosti je čistý hliník, jako konstrukční materiál, používán zřídka. Přidáním jednoho či více legujících prvků lze měnit vlastnosti hliníku v širokém spektru. Vždy však dochází k současném zlepšení požadovaných vlastností (např. pevnosti) na úkor jiných vlastností (např. elektrické vodivosti a korozní odolnosti). V praxi se využívá okolo 15 legujících prvků, jejichž celkové množství v Al slitinách obvykle nepřesahuje 10 hm. %. Hliníkové slitiny se dělí do dvou základních skupin a to: na tvářené slitiny a slitiny pro odlévání [51, 52].

Tab. 1 uvádí hlavní legující prvky jednotlivých skupin tvářených hliníkových slitin značených dle ČSN EN 573-1 [53]. Zkratka AW (*Aluminium Wrought*) označuje tvářené hliníkové slitiny. Hlavní legující prvky jsou popsány první číslicí v čtyř číselném systému značení Al slitin. Druhá číslice popisuje modifikaci slitiny, třetí a čtvrtá jsou pořadové číslice.

Tab. 1 Rozdělení a použití hliníkových slitin [51, 52].

Označení slitiny	Legující prvky	TZ*	Použití
EN AW – 1xxx	-	Ne	Obaly, fólie, střešní krytiny, nádoby a nádrže odolné proti korozi s nízkou pevností, opláštění
EN AW – 2xxx	Cu	Ano	Vysoce namáhané díly, konstrukční prvky letadel, kola těžkých nákladních vozidel, hlavy válců, písty
EN AW – 3xxx	Mn	Ne	Obaly, střešní krytiny, opláštění, sudy a cisterny pro chemický průmysl, zařízení pro zpracování a manipulaci v potravinářském průmyslu, architektura
EN AW – 4xxx	Si	Ne	Přídavné materiály pro svařování, hlavy válců, bloky motorů, tělesa ventilů, architektura
EN AW – 5xxx	Mg	Ne	Obložení, lodní trupy a nástavby, konstrukční prvky, nádoby a cisterny, kolejová vozidla, automobilový průmysl, architektura
EN AW – 6xxx	Mg, Si	Ano	Vysoko pevnostní konstrukční prvky, automobilový a letecký průmysl, kolejová vozidla, lodní průmysl, architektura
EN AW – 7xxx	Zn	Ano	Vysoko pevnostní konstrukční prvky, letecký průmysl, mosty, těžká nákladní vozidla, kolejová vozidla, pancéřování
EN AW – 8xxx	Ostatní prvky	**	Speciální vlastnosti – např. v elektrotechnice, svařovaných konstrukcích atd.

*) tepelné zpracování – precipitační vytvrzení; **) záleží na chemickém složení

Mezi nejpoužívanější legury hliníkových slitin patří Cu, Mn, Mg, Si a Zn, které umožňují použití efektu precipitačního vytvrzení (mimo Mn). Tento způsob tepelného zpracování (TZ) umožnil rozšíření Al slitin v leteckém průmyslu. Nízká hmotnost (vedoucí k nižším provozním nákladům a redukci škodlivých emisí), korozní odolnost, vynikající deformační schopnost, možnost kombinace s jinými materiály a recyklovatelnost činí Al slitiny atraktivním materiálem také pro automobilový průmysl. V moderních civilních letadlech a automobilech tvoří hliníkové slitiny až 80 % resp. 40 % z celkové hmotnosti stroje, ačkoliv jsou v současnosti intenzivně nahrazovány hliníkovými a uhlíkovými kompozity. Další uplatnění nacházejí Al slitiny v železničních vozech, dopravním značení, potrubí, tlakových nádobách, mostních konstrukcích, obalovém průmyslu a sportovním odvětví. [8, 51, 52].

Jednotlivé skupiny Al slitiny se liší svými vlastnostmi, které závisí na chemickém složení a rozhodují o použití jednotlivých slitin. Stručný výpis vlastností jednotlivých skupin je uveden níže: **1xxx** – čistý hliník obsahující min. 99 % hm. Al s dobrou elektrickou vodivostí a korozní odolností, ale nízkou pevností.

2xxx – přidáním Cu se dosahuje vysoké pevnosti na úkor korozní odolnosti. Tyto slitiny jsou označovány jako duraly – první vyvinutá skupina Al slitin. Původní slitiny měly zhoršenou svařitelnost. Tento nedostatek byl překonán vývojem novějších slitin na bázi Al-Cu-X. Mezi nejrozšířenější hliníkové slitiny používané v letectví patří slitina EN AW – 2024.

3xxx – legování Mn zvyšuje pevnost až o 20 hm. % v porovnání se skupinou 1xxx. Tyto slitiny mají dobrou korozní odolnost a tvařitelnost.

4xxx – přidáním Si se docílí snížení T_m , což se projeví v lepší zabíhavosti, čehož se využívá při svařování a pájení Al slitin.

5xxx – Mg zvyšuje pevnost slitiny substitučním zpevněním. Výsledná pevnost je přímo úměrná obsahu Mg, který se pohybuje okolo 6 hm. %, ačkoliv má při pomalém ochlazování max. rozpustnost 1,4 hm. % Mg v tuhém roztoku hliníku α -Al.

6xxx – množství Mg a Si je přidáno v poměru, který tvoří částice Mg_2Si . Tyto slitiny poskytují dobrou rovnováhu mezi pevností a korozní odolností. Nejrozšířenější slitinou je 6061, která se svojí mezí kluzu vyrovná vyžilhaným uhlíkovým ocelím.

7xxx – hlavním legujícím prvkem je Zn, avšak slitiny této skupiny se rozdělují na dva druhy: Al-Zn-Mg a Al-Zn-Mg-Cu. Tyto slitiny patří mezi nejpevnější Al slitiny (s mezí pevnosti R_m až 580 MPa). Přidání malého množství Cu zhoršuje korozní odolnost v porovnání se skupinami 1xxx, 3xxx, 5xxx a 6xxx. Slitiny bez příměsí Cu jsou korozně odolné a používají se jako ochrana méně korozně odolných Al slitin.

8xxx – tato skupina je určena pro slitiny legované jinými prvky, než které jsou běžně používány. Mezi takové prvky patří Fe a Ni, které zvyšují pevnost slitin bez výrazných ztrát elektrické vodivosti. Přidání Ni zvyšuje pevnost za vyšších T , zatímco Li umožňuje precipitační vytvrzení při snížení hustoty slitiny. Pb a Bi zlepšují lámavost třísky a zlepšují obrobiteľnost slitiny [51, 52].

Ačkoliv jsou slitiny 2xxx, 6xxx a 7xxx označovány jako letecké slitiny, jsou intenzivně využívány i v dalších aplikacích. Skupiny 1xxx, 3xxx a 6xxx jsou označovány jako měkké, zatímco skupiny 2xxx, 5xxx a 7xxx jako tvrdé slitiny. Toto rozdělení je spojeno s možností extruze – tvrdé slitiny se hůře extrudují, vyžadují vyšší tlaky, což se odráží v jejich ceně [51].

2.2.2. Vlastnosti hliníkových slitin

Fyzikální vlastnosti hliníkových slitin

Čistý hliník tvoří s většinou příměsí tuhý roztok α -Al (v daném rozsahu hm. %), který má kubickou plošně centrovanou mřížku (*Face Centered Cubic* – FCC) s dobrými plastickými vlastnostmi za tepla i za studena. Teplota tavení čistého Al je 660 °C, přidáním legujících prvků se sníží T_m na hodnoty 500 až 650 °C. Na povrchu hliníku a hliníkových slitin se tvoří stabilní oxid Al_2O_3 , jehož T_m se pohybuje okolo 2060 °C. Tento oxid je odolný, houževnatý a při poškození

se obnovuje. Díky tomu mají materiály na bázi hliníku dobrou korozní odolnost. Další výhodou čistého hliníku je jeho nízká hustota ($\rho = 2700 \text{ kg}\cdot\text{m}^{-3}$). Hustota slitin Al závisí na množství legujících prvků a pohybuje se v rozsahu $\rho = 2547\text{--}2851 \text{ kg}\cdot\text{m}^{-3}$ [51, 52].

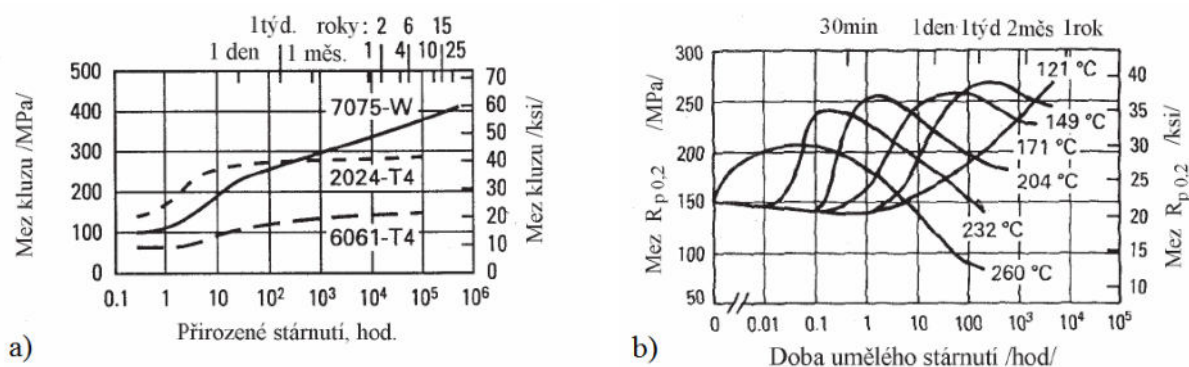
Mezi významné fyzikální vlastnosti patří, a to především z hlediska svařitelnosti, relativně vysoký koeficient teplotní roztažnosti ($\alpha_l = 23 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$), který může způsobovat výrazné deformace při svařování. Čistý Al má vysokou tepelnou vodivost $\lambda = 234 \text{ W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$ a vysokou měrnou tepelnou kapacitu $c = 900 \text{ J}\cdot\text{kg}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$. Tepelná a elektrická vodivost se v závislosti na chemickém složení mohou mezi jednotlivými slitinami výrazně lišit. Při svařování slitin Al je nutné používat výkonné a koncentrované zdroje poskytující dostatečnou hustotu energie [51, 52].

Mechanické vlastnosti hliníkových slitin

Mechanické vlastnosti hliníkových slitin jsou funkcí chemického složení slitiny, TZ, tvaru a velikosti polotovaru. Díky uvedeným faktorům jsou mechanické vlastnosti Al slitin zatíženy značným rozptylem. Optimalizaci vlastností lze provést pomocí TZ, mechanického zpracování nebo jejich kombinací. Nejčastěji se jedná o zpevnění materiálu – deformačním tvářením, substitučním zpevněním (slitiny Al-Mg, Al-Mn) nebo precipitačním vytvrzením (slitiny Al-Mg-Si, Al-Cu-Mg, Al-Zn-Mg-Cu) [8, 51].

Nejúčinnějšího zpevnění bývá dosaženo precipitačním vytvrzením skládajícím se z rozpouštěcího žíhání, ochlazování a přirozeného či umělého stárnutí. Jak je uvedeno v Tab. 1, lze hliníkové slitiny rozdělit dle jejich chemického složení na slitiny vhodné a nevhodné pro precipitační vytvrzování. Podmínkou precipitačního vytvrzování je změna rozpustnosti legujícího prvku s klesající teplotou podporující vznik přesyceného tuhého roztoku α' -Al. K základním systémům lze přidat další prvky, které se precipitačního zpevnění také zúčastňují a neovlivňují pouze pevnostní, ale také únavové, korozní, lomové nebo technologické vlastnosti dané slitiny [8, 51].

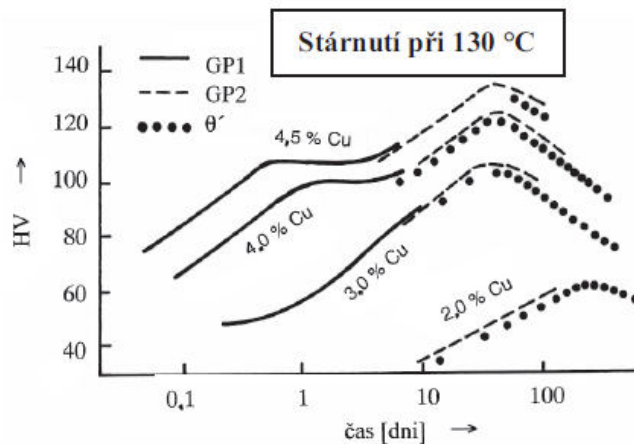
Při ohřevu a výdrži na vhodné T dochází k rozpuštění přítomných fází (např. Al_2Cu , Mg_2Si) v α -Al. Následuje ochlazení nadkritickou rychlostí k získání α' -Al. Vytvrzování poté probíhá za pokojové (přirozené stárnutí) nebo zvýšené teploty (umělé stárnutí). Při stárnutí dochází k substrukturním změnám, které vedou ke změně mechanických a technologických vlastností. Na Obr. 11a jsou uvedeny změny smluvní meze kluzu $R_{p0,2}$ tří hliníkových slitin při přirozeném stárnutí. Obr. 11b zobrazuje vliv teploty umělého stárnutí na výslednou $R_{p0,2}$ slitiny 6061 [8, 51].



Obr. 11 Vliv podmínek stárnutí Al slitin na $R_{p0,2}$: a) přirozené stárnutí; b) umělé stárnutí [8].

Projevem vytvrzování je vznik tzv. Guinierových-Prestonových (GP) zón, které jsou tvořeny shluky legujících prvků z rozpuštěných částic. Difuze legujících prvků za nižších teplot umožňuje tvorbu velmi jemných precipitátů, které nelze pozorovat pomocí světelného mikroskopu. Rozpad α' -Al na rovnovážný stav má v technických slitinách podobný průběh a lze jej např. pro slitiny EN AW – 2xxx popsat následně: α' -Al \rightarrow GP-zóny I (destičkové zóny bohaté na Cu) \rightarrow GP-zóny II (koherentní uspořádané zóny Al-Cu označované jako θ') \rightarrow semikoherentní precipitáty Al-Cu (θ') \rightarrow nekoherentní rovnovážné precipitáty (θ – CuAl_2). GP zóny pouze mírně ovlivňují hodnotu $R_{p0,2}$,

jelikož výrazně neovlivňují dislokační strukturu. Naopak tvorba koherentních precipitátů způsobuje distorzi okolní mřížky, která mění dislokační strukturu a tím zvyšuje pevnost a tvrdost materiálu na úkor tažnosti (Obr. 12). Typ vznikajících precipitátů závisí na původním systému. Při překročení doby nebo T stárnutí dochází k hrubnutí precipitátů, růstu střední vzdálenosti mezi precipitáty a k poklesu pevnostních vlastností. Výsledné zpevnění závisí na použitém stárnutí, množství vytvrzujících prvků, typu precipitátů, jejich velikosti a hustotě rozložení. Tab. 2 uvádí informace o vznikajících fázích v průběhu vytvrzování vybraných Al-X systémů [8, 52, 54, 55].



Obr. 12 Vliv precipitačního vytvrzení na výslednou tvrdost slitiny Al-Cu v závislosti na obsahu Cu [8].

Tab. 2 Přehled binárních a ternárních systémů Al umožňujících precipitační vytvrzení [8].

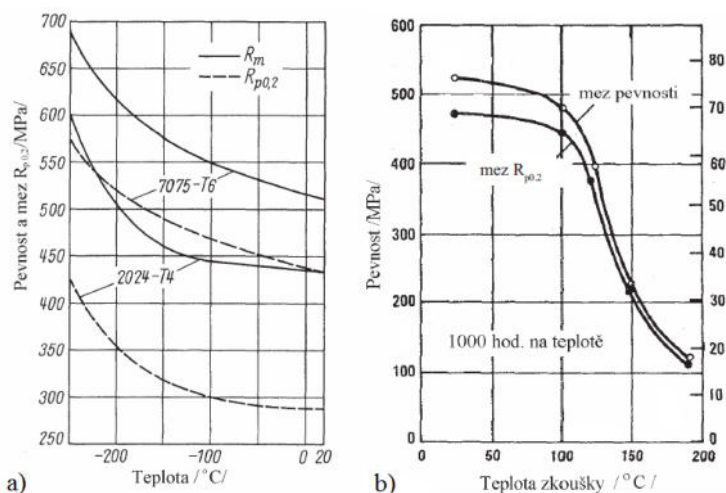
Systém	Přechodný precipitát	Rovnovážný precipitát
Al-Cu	1. Destičkové zóny GP I bohaté na Cu 2. Uspořádané zóny GP II 3. Fáze θ'	$\theta - \text{Al}_2\text{Cu}$
Al-Ag	1. Kulovité GP zóny bohaté na Ag 2. Destičky hexagonální γ'	$\gamma - \text{Ag}_2\text{Al}$
Al-Mg-Si	1. GP zóny bohaté na Mg a Si 2. Koherentní destičky β'	$\beta - \text{Mg}_2\text{Si}$
Al-Mg-Cu	1. GP zóny bohaté na Cu a Mg 2. Destičky fáze S'	S - Al_2CuMg
Al-Mg-Zn	1. Kulovité GP zóny bohaté na Mg a Zn 2. Destičky hexagonální fáze M'	M - Mg_2Zn

Obecně lze říci, že pevnostní charakteristiky rostou a deformační klesají při rostoucím podílu legujících prvků. Přes množství používaných prvků, mají pouze některé legury významný vliv na mechanické vlastnosti a svařitelnost Al slitin. Mezi nejdůležitější patří Si, který zlepšuje pevnost a zabíhavost; Cu poskytuje vysokou pevnost; Mg zlepšuje rozpustnost vytvrzujících prvků, pevnost a korozní odolnost, Mn zvyšuje pevnost a tvárnost; Zn používaný v kombinaci s Mg nebo Cu zvyšuje pevnost. Mechanické vlastnosti jsou také ovlivněny i obsahem prvků, které se v hliníku vyskytují jako nečistoty nebo jsou přidány v desetinách hm. %. Takovým případem je např. Fe, které zvyšuje pevnost, ačkoliv má nepatrnou rozpustnost v Al při pokojové teplotě (pod 0,03 at. %). Při překročení rozpustnosti tvoří komplexní vměstky. Při vyšším obsahu Fe (a nejen Fe) vznikají v kombinaci s Al tvrdé a křehké IMC [8, 52].

Výsledné hodnoty smluvní meze kluzu $R_{p0,2}$ a meze pevnosti R_m se mohou výrazně lišit v závislosti na použitém TZ. Hodnoty R_m se pohybují od 55 MPa u vyžíhaných slitin až po 580 MPa u precipitačně vytvrzených slitin. V případě některých slitin je maximální hodnota R_m úmyslně snížena, za účelem omezení vzniku trhlin při následném tváření. Pevnost Al slitin závisí také na okolní teplotě. S rostoucí teplotou (Obr. 13b) poměrně rychle klesá R_m , $R_{p0,2}$ a tvrdost, zatímco vzrůstá tažnost A a kontrakce Z . U slitin zpevněných tvářením a termomechanickým zpracováním (TMZ) může dojít při určitých teplotách k trvalým změnám struktury. Dlouhodobé použití

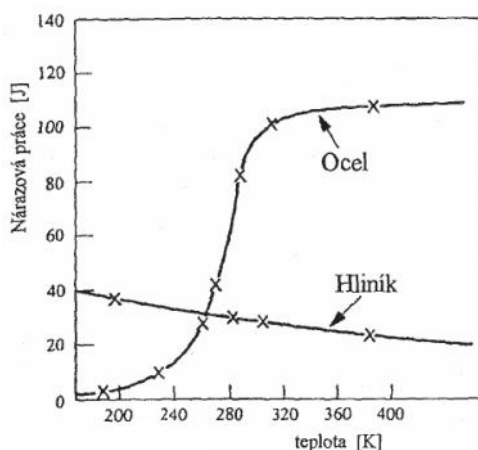
precipitačně vytvrditelných slitin v oblasti teplot umělého stárnutí nemá význam, protože dochází k rychlému přestárnutí slitiny. Tyto slitiny mohou pracovat za vyšších T pouze v případě krátkodobého vystavení vyšším T [8, 51, 52].

Stejně jako řada dalších neželezných kovů s FCC mřížkou, vykazují Al slitiny dobré vlastnosti při nízkých T . Z Obr. 13a vyplývá, že od T_R do -100 °C pevnostní hodnoty mírně stoupají, při větším poklesu T je růst výrazně rychlejší. Tento trend je shodný u vytvrzených tak i nevytvrzených slitin [8].



Obr. 13 Změna $R_{p0.2}$ a R_m hliníkových slitin při různých T : a) slitiny 2024 a 7075 za nízkých T a b) slitina 7075 za vyšších T [8].

Díky FCC mřížce nevykazují Al slitiny při nízkých T přechod ke křehkému lomu. Význam zkoušky rázem v ohybu Al slitiny je tak omezen pouze na vysokopevné slitiny, protože v případě čistého Al a měkčích slitin nedojde při zkoušce k rozlomení vzorku. To přináší značnou výhodu v porovnání s konstrukčními oceli, neboť s klesající teplotou se houževnatost Al slitin dále zvyšuje (Obr. 14). Z kvalitativního hlediska klesá houževnatost s rostoucí pevností a je ovlivňována přítomností IMC (jejich velikostí a množstvím) a odpevněním matrice (zotavení a rekrystalizace). U tvářených slitin se vyskytuje výrazná anizotropie vlastností, která je dána usměrněním struktury. Zhoršení lomových vlastností je způsobeno především nerovnoosou strukturou zrn tvořící tzv. lívancovou strukturu [8].



Obr. 14 Porovnání vlivu T na houževnatost oceli a slitiny hliníku [8].

Hliníkové slitiny nevykazují trvalou mez únavy σ_c . Křivka životnosti Al slitin s klesajícím napětím stále klesá. Proto se u Al slitin určuje časová σ_c při dosažení 10^8 cyklů. Životnost Al slitin

závisí na chemickém složení, stavu TZ nebo TMZ, způsobu výroby, charakteru namáhání, kvalitě povrchu, přítomnosti vrubů, frekvenci zatěžování, tvaru zkušebních těles a okolním prostředím. Vývoj nových materiálů se zvýšenými únavovými vlastnostmi (např. pro letecké konstrukce) je zaměřen na použití netypických legur (např. Ag, Li, Sc), optimalizaci TMZ a snížení množství nečistot ve slitině (např. Fe). Rozšíření svarových spojů Al slitin v konstrukci dopravních prostředků vede k intenzivnímu studiu lomového a únavového chování svarových spojů tvářených Al slitin. To je dáno litou strukturou WM, zatímco tvářená struktura BM zůstává zachována. Únavové vlastnosti a houževnatost svarových spojů dále závisí na typu svaru, metodě svařování, volbě a použití přídavného materiálu (*Filler Metal* – FM), t svařovaných dílů, rychlosti ochlazování a případném tepelném zpracování po svařování (*Post Weld Heat Treatment* – PWHT) [8].

2.2.3. Svařitelnost hliníkových slitin

Svařování patří mezi základní metody spojování dílů z hliníkových slitin. Svarový spoj obvykle bývá nejslabším místem konstrukce. Strukturní rozdíly mezi WM a BM ovlivňují mechanické a únavové vlastnosti spoje, ale i korozní odolnost. Změny struktury závisí na použité metodě a svařovaném materiálu. K nejvýraznějším strukturním změnám dochází při tavném svařování, kdy dochází k tavení určitého množství BM. Z těchto důvodů se pro svařování Al slitin intenzivně využívají metody, které minimalizují objem nataveného materiálu, šířku svaru a tím zlepšují výsledné vlastnosti svarového spoje. Jedná se především o EBW, svařování laserovým svazkem (*Laser Beam Welding* – LBW) a plazmové svařování. Tyto metody svařování, a metody z nich odvozené, umožňují svařovat také heterogenní svarové spoje (např. Al-Fe) [8, 47].

Svařitelnost hliníkových slitin je také ovlivněna faktem, zda jde o vytvrditelnou či nevytvrditelnou slitinu. Zjednodušeně lze říci, že svařitelné jsou všechny nevytvrditelné slitiny a vytvrditelné slitiny Al-Mg-Si a Al-Zn-Mg. U těchto vytvrditelných slitin umožňuje rychlost ochlazování vznik α -Al potřebný k precipitaci vytvrzujících fází při PWHT. Nevhodné pro svařování jsou slitiny, u kterých dochází k nevratným změnám struktury a tvorbě svarových vad, které redukuje mechanické vlastnosti výsledného svarového spoje. Z materiálového hlediska ovlivňují svařitelnost Al slitin tyto faktory:

- přítomnost oxidů na povrchu zhoršuje smáčivost WM, zvyšuje se pravděpodobnost zachycení pórů a inkluzí uvnitř WM;
- vysoká λ způsobuje intenzivní odvod tepla z místa svaru;
- vysoká α_l zapříčiňuje deformace svařovaných komponent;
- vysoký obsah vodíku způsobuje zachycení pórů uvnitř WM;
- široké intervaly tuhnutí způsobující segregaci legujících prvků [8, 56].

Stejně jako jiné metody svařování jsou procesy EBW a LBW spojeny s vadami, které jsou charakteristické pro svařování keyhole módem. Mezi nejběžnější vady patří porozita WM vznikající při tuhnutí WM. Lze rozlišit mikro a makro póry. Mikro póry vznikají zachycením par kovů, které tvoří jádro keyhole. Makro póry vznikají při shlukování mikro pórů v tuhoucím WM a kolapsem keyhole při porušení rovnováhy sil, viz rovnice (2)). Jednou z běžných příčin tvorby pórů je H, který má vysokou rozpustnost v tekutém Al, ale velmi malou v pevném Al. Nejmenší pravděpodobnost tvorby pórů je u homogenních svarových spojů bez použití FM. Použití FM zvyšuje pravděpodobnost tvorby pórů kvůli možné kontaminaci povrchu FM. Také vyšší T svarové lázně urychlují absorpci H do tekutého Al. Změnou chemického složení slitiny, lze ovlivnit rozpustnost H v α -Al. Takovýto vliv má Mg, který při 6 hm. % Mg zvyšuje rozpustnost a snižuje absorpci H. Cu a Si mají opačný efekt. Dalším zdrojem pórů uvnitř WM Al slitin jsou přítomné legující prvky s nízkým bodem varu (Mg a Zn). Jejich selektivní odpaření z taveniny, které může dosáhnout až 20 % z celkové koncentrace legur, mění chemické složení WM. Z hlediska redukce pórů uvnitř WM je samotná příprava BM neméně důležitá (očištění, odmaštění a mechanické odstranění Al_2O_3 oxidu). Přítomnost Al_2O_3 může dále vést k neprůvarům a zachycení oxidických pln uvnitř WM.

Díky přítomnosti vakua a bez nutnosti použití FM, klesá při EB svařování Al slitin pravděpodobnost zanesení H do svařovaného materiálu. Při EBW má výrazný vliv na množství pórů použitá v , Q_{eb} , d_{spot} , pozice ohniska EB a t svařovaného materiálu. Jsou-li tyto parametry optimalizovány, je WM udržován v tekutém stavu po dostatečně dlouhou dobu a umožňuje únik plynů z taveniny [52, 57–61].

Trhliny za tepla vznikají díky omezeným deformačním schopnostem kovových slitin při tuhnutí svaru, a to v momentě kdy je materiál stále v polotuhém stavu. Trhliny za tepla se nevyskytují při svařování čistých materiálů, ale jsou spojeny se svařitelností slitin. U slitin na bázi Al jsou trhliny za tepla výsledkem spolupůsobením těchto faktorů: mírou smrštění WM během tuhnutí; širokých intervalů mezi teplotami solidu T_s a likvidu T_l , chemického složení a způsobu upnutí [62].

Přidání legujících prvků snižuje T_m slitiny a umožňuje vznik dalších strukturních složek s rozdílnými T_m . Nejmenší T_m mají eutektika, která v binárních systémech tuhnou při konstantní T . V případě reálných slitin mají eutektika širší intervaly tuhnutí. Krystalizace tuhé fáze začíná na zárodcích uvnitř taveniny a první začínají krystalizovat zrna tuhého roztoku α -Al. Jejich pokračující růst způsobuje kolize a tvorbu hranic zrn (*Grain Boundary* – GB). Poslední tuhnoucí eutektikum je vtlačováno mezi jednotlivé krystaly a zůstává zachyceno mezi GB. Tvorbu trhlin za tepla podporují vznikající napětí při tuhnutí WM. Orientace trhlin za tepla uvnitř WM je vždy kolmo na působící napětí. Trhliny za tepla uvnitř HAZ jsou označovány jako likvační trhliny. Likvační trhliny jsou způsobeny segregací legujících prvků na GB a s tím spojeným snížením jejich T_m . Zvyšuje se pravděpodobnost natavení hranic zrn α -Al teplem odváděným z místa svaru do BM. Množství likvačních trhlin je spojen s počtem teplených cyklů během svařování [8, 62, 63].

Většina legujících prvků tvořících eutektika s Al má určitý stupeň citlivosti na tvorbu trhlin za tepla. Existuje kritický rozsah hm. % legujících prvků – tzv. *hot short range*, ve kterém je nejvyšší pravděpodobnost vzniku trhlin za tepla (Tab. 3) [52].

Tab. 3 Obsah legujících prvků v jednotlivých systémech ležících v intervalu s nejvyšší citlivostí na tvorbu trhlin za tepla s charakteristikami eutektických bodů [52].

Slitina	Hot short range [hm. %]	Eutektikum	
		T_m [°C]	Koncentrace [hm. %]
Al-Cu	2,0 – 4,0	548	32,7
Al-Fe	1,0 – 1,5	655	1,9
Al-Mg	0,5 – 2,5	450	35,6
Al-Mn	1,5 – 2,5	658	2,0
Al-Si	0,5 – 1,2	577	12,6
Al-Zn	4,0 – 5,0	381	95,0

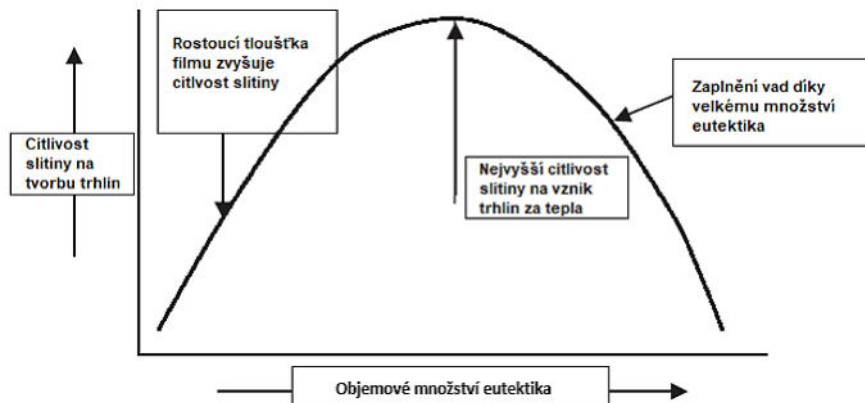
Téměř každý binární systém Al-X vykazuje oblast s nejvyšší citlivostí na tvorbu trhlin za tepla při kritickém množství eutektika (Obr. 15). Poloha jednotlivých oblastí závisí na množství legujících prvků (viz Tab. 3). Při nízkém obsahu legur je ve slitině přítomno pouze malé množství eutektika. V takovém případě je tekuté eutektikum po GB nespojitě a velmi tenké. Z tloušťky tekutého filmu lze určit sílu potřebnou k porušení:

$$F = \frac{k\sigma(T)S_p}{t}, \quad (11)$$

kde F udává sílu potřebnou k porušení eutektického filmu, k je materiálová konstanta, $\sigma(T)$ je povrchové napětí mezi tuhou a tekutou fází, S_p je plocha filmu v příčném řezu a t je tloušťka filmu. S rostoucí t a množstvím eutektika klesá F potřebná k porušení eutektického filmu. Síla potřebná k porušení začíná opět růst, když je přítomno dostatečné množství eutektika, které je schopno vyplnit vznikající trhliny. Klesá tak pravděpodobnost vzniku trhlin a svarové spoje jsou bez trhlin. Výrazný vliv na tvorbu trhlin za tepla při svařování Al slitin má také stupeň promísení BM a FM [52].

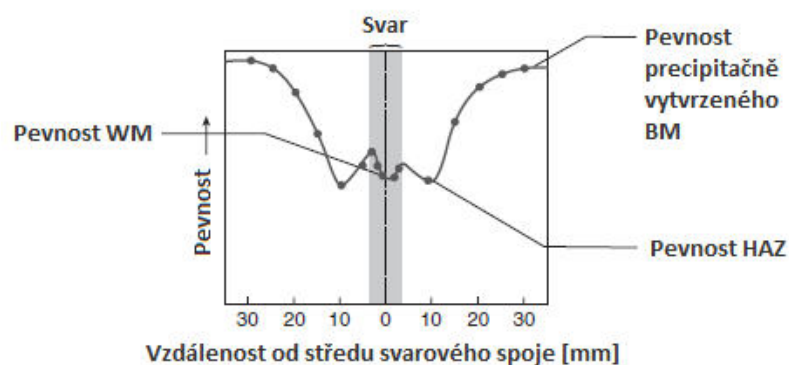
Tvorbu trhlin za tepla lze omezit i u slitin, u kterých je obsah legujících prvků uvnitř *hot short range*. Musí však být víceméně splněny tyto podmínky:

- jemnozrnná struktura – očkování slitiny Ti, Zr nebo Sc;
- kontrola chemického složení taveniny – použití FM umožňuje posunout chemické složení WM mimo *hot short range*;
- použití optimální v – vyšší v redukuje dobu, po kterou se tavenina nachází v *hot short range* a současně klesá šířka HAZ, naopak se zvyšuje teplotní gradient zvyšující vznikající napětí;
- použití metod svařování, které eliminují množství nataveného BM jako je EBW a LBW;
- volba správného postupu svařování a upnutí svařovaných materiálů – minimalizuje deformaci a vznikající napětí;
- použití přítlaku – tlaková napětí brání vzniku trhlin za tepla [52, 57, 62].



Obr. 15 Vliv množství eutektika na tvorbu trhlin v Al slitinách [52].

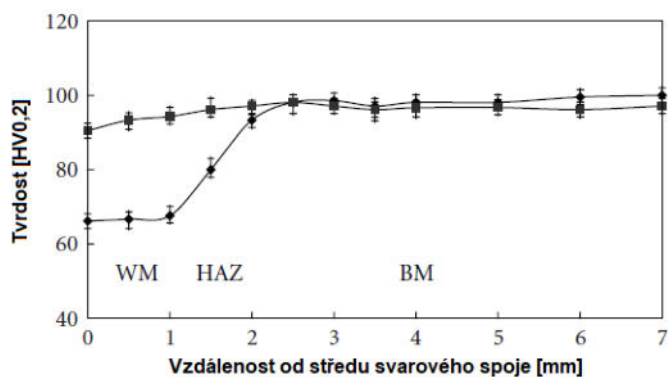
Množství vneseného tepla do svarového spoje způsobuje mikrostrukturní změny spojené s degradací mechanických vlastností svarových spojů. Tyto změny jsou méně výrazné u litých a žíhaných materiálů, jelikož se mechanické vlastnosti výrazně neliší v porovnání s deformačně či precipitačně zpevněnými slitinami. Mechanické vlastnosti WM a HAZ závisí na chemickém složení, přítomnosti vad a velikosti zrn. Vyšší rychlosti ochlazování dosažené metodami EBW a LBW poskytují jemnozrnnou strukturu WM a tím lepší mechanické vlastnosti. Dalším přínosem je menší objem nataveného materiálu, který redukuje rozsah strukturních změn [52].



Obr. 16 Schéma změn mechanických vlastností uvnitř svarového spoje precipitačně vytvrzené slitiny 6061 [52].

U precipitačně vytvrzených slitin dochází ke ztrátě pevnosti a tvrdosti vlivem rozpouštění zpevňujících precipitátů uvnitř WM a přestárnutí zpevňujících částic v HAZ (Obr. 16). Výsledky tahových zkoušek svarových spojů potvrzují výrazný pokles deformačních vlastností svarového spoje, které jsou způsobeny koncentrací napětí v oslabené části WM a HAZ. Aplikací PWHT lze zvýšit pevnost spojů Al slitin, za podmínky obsahuje-li WM dostatek legujících prvků uvnitř α -Al' pro precipitaci zpevňujících částic. Použití PWHT nezaručuje dosažení pevnosti a tvrdosti

odpovídající BM (Obr. 17). V případě slitiny EN AW – 6061 je nutné zajistit koncentraci Mg a Si v poměru 2:1 pro precipitaci vytvrzující fáze Mg_2Si zaručující zvýšení pevnostních vlastností [51, 52, 64].



Obr. 17 Vliv PWHT na tvrdost svaru slitiny 6061 (• bez PWHT; ■ po PWHT – umělé stárnutí při 200 °C) [52].

Struktura WM vytvrditelných Al slitin je na rozdíl od struktury HAZ a BM tvořena dendritickou strukturou. Krystalizace WM začíná na rozhraní WM/HAZ. Dochází ke kolumnárnímu růstu dendritů ve směru největšího odvodu tepla z WM přes HAZ směrem do BM. Při znalosti vzdálenosti sekundárních os dendritů lze určit lokální rychlost tuhnutí V ze vztahu (12):

$$l_d = a_c V^{-1/3}, \quad (12)$$

kde l_d udává vzdálenost sekundárních os dendritů, a_c je konstanta (dle [58] 45 – 50). Přesná hodnota V závisí na vzdálenosti od působení zdroje tepla, použité metodě svařování a velikosti svarového spoje. Hodnota V může při EBW Al slitin dosahovat řádově $10^4 \text{ °C} \cdot \text{s}^{-1}$ [58, 60].

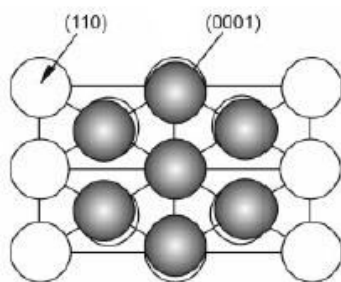
Hloubka svaru d_p dosažitelná při EBW závisí na chemickém složení slitiny. Při svařování slitin s vyšším obsahem legujících prvků s nízkou T_v a vysokým parciálním tlakem par může docházet k výrazným změnám tlaku uvnitř keyhole. Keyhole se stává nestabilní, roste riziko zachycení pórů uvnitř WM a způsobuje periodické změny d_p – spiking (Obr. 8) [37, 65].

2.3. Svařování titanových slitin

2.3.1. Rozdělení titanových slitin

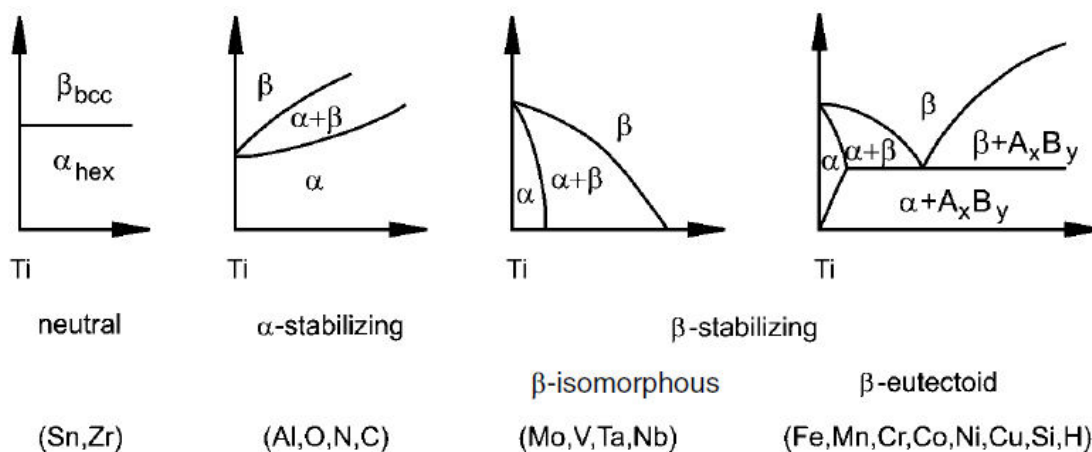
Titan je označován jako „záračný“ materiál díky své vysoké specifické pevnosti, tvárnosti, lomovým vlastnostem a odolnosti vůči korozi. Ačkoliv je Ti čtvrtým nejčastěji se vyskytujícím kovem v zemské kůře, jeho použití je spojeno s obtížnou a finančně nákladnou extrakcí z rud obsahujících Ti, která zpomalovala komerční využití Ti a jeho slitin. Titan a titanové slitiny jsou dostupné v různých polotovarech (ingoty, tyče, plechy apod.), dále jsou dostupné jako tvářené, lité nebo vyráběné práškovou metalurgií. Materiály na bázi Ti lze snadno tvářet a svařovat. V současnosti jsou slitiny Ti využívány v řadě odvětví zejména v letectví a biomedicínských aplikacích [51, 66].

Titan patří mezi polymorfní kovy s teplotou překrystalizace $T_\beta = 882 \text{ °C}$. Pod touto teplotou má čistý Ti strukturu tvořenou α -Ti fází s šesterečnou těsně uspořádanou (*Hexagonal Close Packed* – HCP) mřížkou. Při ohřevu nad transformační teplotu dochází k přeměně na β -Ti fází s kubickou prostorově středěnou mřížkou (*Body Centered Cubic* – BCC). Přeměna β -Ti \rightarrow α -Ti je spojena se změnou objemu (Obr. 18). Tato transformace umožňuje dosažení struktur, které jsou tvořeny čistě α -Ti nebo β -Ti fází či jejich kombinací. Typ přítomných fází závisí na chemickém složení dané slitiny. Kombinací legujících prvků je dosaženo požadované struktury, jejíž morfologii jde dále kontrolovat pomocí TMZ [51, 66, 67].



Obr. 18 Schéma transformace β -Ti \rightarrow α -Ti [67].

Volba legujících prvků je dána jejich schopností stabilizovat fázi α -Ti nebo fázi β -Ti (Obr. 19). Prvky stabilizující fázi α -Ti jsou Al, O, N, Ga a C. Zr a Sn jsou neutrální prvky z hlediska stabilizace fází. Prvky stabilizující β -Ti tvoří s Ti binární systém izomorfního nebo eutektického typu. Mo, V, Ta a Nb jsou v Ti úplně rozpustné a tvoří izomorfní binární systém umožňující plynulou substituci atomů. Cu, Mn, Cr, Fe, Ni, Co a H tvoří s Ti eutektický binární systém. Legující prvky stabilizující fázi β -Ti tvořící izomorfní systém jsou upřednostňovány pro zvýšení pevnosti a zlepšení odezvy na TMZ jelikož s Ti netvoří IMC. Mimo legury mohou být přítomny nekovové prvky (hm. % < 100 ppm), které jsou označovány jako nečistoty a neovlivňují výslednou strukturu [51, 67].



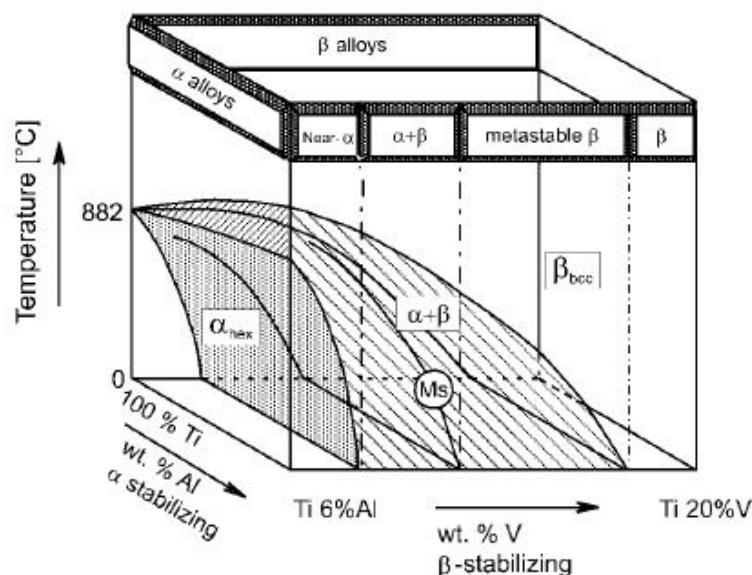
Obr. 19 Vliv legujících prvků na tvar binárních diagramů Ti-X [67].

Mezi nejdůležitější legury Ti slitin patří Al s téměř poloviční ρ v porovnání s Ti, což ovlivňuje výslednou ρ Ti slitin. S rostoucím hm. % Al se zvyšuje creepová a korozní odolnost při současném poklesu plastických vlastností Ti slitin. Při vývoji nových Ti slitin bylo zjištěno, že nesmí být překročena limitní hodnota hliníkového ekvivalentu $Al_{eq.} < 9$ hm. %. Hodnotu $Al_{eq.}$ lze určit ze vztahu:

$$Al_{eq.} = hm. \%Al + \frac{1}{3} hm. \%Sn + \frac{1}{6} hm. \%Zr + 10hm. \%(O + C + 2N) . \quad (13)$$

Dojde-li k překročení limitní hodnoty $Al_{eq.}$ dochází ve struktuře k precipitaci tvrdých a křehkých IMC. V komerčních slitinách byl maximální obsah Al držen pod 6 hm. %. Nově vyvíjené slitiny tuto hranici často překračují za účelem využití mimořádných vlastností IMC na bázi $AlTi_3$ a $AlTi$ [67].

Ke zpevnění α -Ti lze také využít Si, Sn, Zr a intersticiální O. Atomy Si mají tendenci segregovat k dislokacím a tím jim efektivně bránit v pohybu, což zvyšuje creepovou odolnost. Zvýšení pevnosti β -Ti lze dosáhnout přidáním Mo, V a Nb. Při vyšších obsazích těchto prvků dochází k výraznému poklesu plastických vlastností. Pro zlepšení korozních vlastností se využívá Nb nebo malé množství Pd [67].



Obr. 20 Trojrozměrný fázový diagram znázorňující rozdělení Ti slitin [67].

V současnosti je známo více než 100 Ti slitin, ze kterých je komerčně využíváno 20–30 slitin. Více než 50 % z celkového množství připadá na slitinu Ti-6Al-4V, dalších 30 % připadá na nelegovaný Ti. Chemické složení a TZ určuje tranzitní teplotu, výslednou strukturu a vlastnosti Ti slitin. Rozdělení Ti slitin v závislosti na množství hlavních legujících prvků je uvedeno na Obr. 20. Křivka popisující teplotu počátku martenzitické přeměny M_s značí možnost získání nerovnovážné martenzitické fáze α' -Ti při rychlém ochlazení. Neméně důležitá je znalost T_β z hlediska TMZ. Jednotlivé skupiny Ti slitin jsou rozděleny takto [66]:

CP-Ti – nelegovaný titan (*Commercial Pure* – CP) se využívá v aplikacích, kde není vyžadována vysoká pevnost, ale vysoká korozní odolnost. CP-Ti má ve struktuře pouze α -Ti a lze zpevnit přidáním malého množství O, N, Fe nebo Pd. Právě množství nečistot od sebe odlišuje jednotlivé typy CP-Ti. Intersticiální prvky (O a N) mají vysokou rozpustnost především při vyšších T . Ohřev CP-Ti v atmosféře obsahující zmíněné intersticiální prvky vede k absorpci atomů intersticiálních prvků a tvorbě tvrdé a křehké povrchové vrstvy, která snižuje únavové a plastické vlastnosti CP-Ti [51, 66].

α slitiny – obsahují vysoký podíl α stabilizátorů a malé procento prvků stabilizujících fázi β -Ti. α slitiny mají dobré creepové vlastnosti v porovnání s α - β a β slitinami. Do této skupiny spadají také slitiny legované neutrálními prvky, které se používají jak pro vysokoteplotní, tak i pro kryogenní aplikace. Nízký obsah intersticiálních prvků je vyžadován právě pro kryogenní aplikace. Proto byly vyvinuty dražší α slitiny s nízkým obsahem intersticiálních prvků (*Extra Low Interstitial* – ELI). Při ohřevu těchto slitin nedochází ke vzniku β -Ti fáze a nelze tak zvýšit jejich pevnost TZ. Strukturálních změn lze docílit pomocí tváření za studena a rekrytalizačního žíhání. Díky nulové odezvě na TZ mají α slitiny dobrou svařitelnost [66, 67].

pseudo α slitiny – za nízkých T mají podobnou mikrostrukturu jako α slitiny, ale po ohřevu a ochlazení zůstává ve struktuře omezené množství β -Ti. Některé slitiny z této skupiny tak lze TZ, více se ale využívá rekrytalizace po tváření za studena [66].

α - β slitiny – chemické složení těchto slitin umožňuje při ohřevu částečnou či úplnou transformaci na fázi β -Ti. Při ochlazení opět vzniká α -Ti, avšak ve struktuře zůstává určitý podíl zbytkové β -Ti. Možnost získání α - β nebo čistě β struktury umožňuje zpevnění α - β slitin pomocí rozpouštěcího žíhání a stárnutí (pevnost vzrůstá až o 80 %), dále se využívá TMZ. Slitiny s menším obsahem prvků stabilizujících fázi β -Ti (např. Ti-6Al-4V) jsou obtížněji vytvrditelné [51, 66].

β slitiny – vyznačují se dobrou vytvrditelností a mají strukturu tvořenou β -Ti i po rychlém ochlazení. Tyto slitiny se vyznačují díky BCC mřížce vynikající tvařitelností (za tepla i za studena).

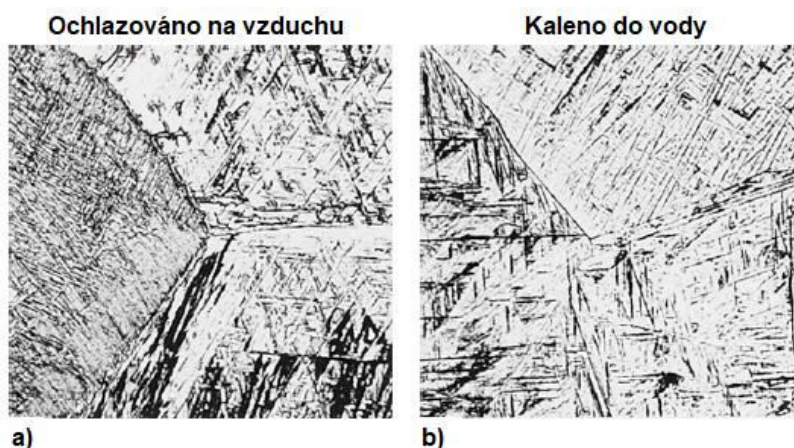
β slitiny jsou metastabilní, tj. vlivem tváření za studena nebo vlivem ohřevu dochází při návratu slitiny do rovnovážného stavu k tvorbě fáze α -Ti. V závislosti na chemickém složení a podmínkách TMZ může dojít k tvorbě jemné disperze částic fáze α -Ti nebo k precipitaci sekundárních IMC (AlTi , AlTi_3) z metastabilní β -Ti. Bez předchozí stabilizace tak tyto slitiny nejsou vhodné pro práci za vyšších T . V porovnání s α - β slitinami mají β slitiny vyšší ρ , lepší lomovou houževnatost a horší creepové vlastnosti [66].

titanové aluminidy – slitiny na bázi IMC AlTi_3 a AlTi jsou intenzivně zkoumány jako základní matrice vysokoteplotních Ti slitin, které by tak mohly nahradit oceli a těžké niklové superslitiny ve vysokoteplotních aplikacích. Nevýhodou těchto materiálů jsou špatné plastické vlastnosti za nízkých T . Tažnost za nižších T slitiny AlTi_3 lze zvýšit přidáním dalších prvků stabilizujících fázi β -Ti. Takto upravené slitiny lze popsat rozsahem chemického složení (v at. %) $\text{Ti-(45-48)Al-(0,1-10)X}$, kde X tyto zahrnuje prvky: Cr, Nb, V, Ta, Mo, Zr, W, Si, C a B [51, 66, 67].

Z hlediska mikrostruktury je morfologie obou fází závislá na chemickém složení, T a rychlosti ochlazování při TMZ. Lze tak řídit velikost a morfologii obou fází. Obecně platí, že nejdůležitějšími faktory u používaných Ti slitin je velikost a tvar původních zrn β -Ti a morfologie fáze α -Ti uvnitř původních zrn β -Ti. Mikrostrukturní změny umožňující zlepšení vlastností CP-Ti a α slitin jsou omezeny pouze na zjemnění velikosti a změnu tvaru zrn α -Ti [51, 66].

Kontrola velikosti zrn fáze β -Ti závisí na těchto dvou faktorech: rekrytalizaci a následném růstu zrn β -Ti. Rekrytalizace se u α - β a β slitin provádí žiháním v oblasti existence fáze β -Ti (nad T_β). Řízení velikosti zrn β -Ti je složitější u slitin s vyšším obsahem β -Ti stabilizátorů. Metastabilní β slitiny vyžadují důkladné dodržení podmínek TMZ pro dosažení požadované struktury. TMZ ovlivňuje kinetiku rozpadu fáze β -Ti při stárnutí β slitin [51].

Rychlým ochlazením fáze β -Ti lze v Ti slitinách díky polymorfní přeměně získat martenzitickou mikrostrukturu. Oproti ocelím vzniká v Ti slitinách několik typů martenzitů. Obecně se uvádí dva základní typy – primární α' -Ti martenzit s HCP mřížkou a druhý primární martenzit α'' -Ti tvořený přesycenou orthorombickou fází. Oba typy martenzitu vznikají rychlým ochlazením a během stárnutí se rozpadají na fáze α -Ti a β -Ti. Je velmi obtížné rozlišit martenzit vzniklý z β -Ti a fází α -Ti s jehlicovitou (acikulární) strukturou, která vznikla rozpadem fáze β -Ti (Obr. 21). Pro přesné určení přítomné fáze je nutná znalost chemického složení a podmínek výroby [51, 66].



Obr. 21 Struktura slitiny Ti-6Al-4V po ochlazování rozdílnými rychlostmi z $T = 1068$ °C: a) acikulární fáze α -Ti s původními hranicemi zrn fáze β -Ti a b) α' -Ti martenzit s původními hranicemi zrn fáze β -Ti [66].

Řízení velikosti a morfologie fáze α -Ti se značně liší od zpracování fáze β -Ti. Morfologie α -Ti má výrazný vliv na výsledné mechanické vlastnosti. Využívají se tyto dva základní postupy TMZ: β zpracování (provádí se nad T_β nebo těsně pod touto teplotou, kdy je ve struktuře velmi málo α -Ti) a α - β zpracování (provádí se pod T_β). β zpracování vede k čočkovité/lamelární morfologii fáze α -Ti, naopak α - β zpracování při dostatečném stupni deformace vede k rovnoosé morfologii. Právě vnesení

deformačního napětí umožňuje změnu na rovnoosou morfologii s nižší povrchovou energií. Obě morfologie mohou být jak jemnozrné, tak i hrubozrné [51, 67].

2.3.2. Vlastnosti titanových slitin

Titan, a především jeho slitiny, patří mezi široce rozšířené konstrukční materiály, a to především díky své vysoké specifické pevnosti, biokompatibilitě a vynikající korozní odolnosti. Díky svým vlastnostem a možnosti řízení mikrostruktury lze tyto slitiny využívat v různých aplikacích při nízkých, ale i zvýšených T . Jde především o letecký průmysl, kde titanové slitiny nahrazují těžké ocelové části draku letadla a leteckých motorů (především lopatky turbín a kompresorů v nízkoteplotní části motoru). V lékařství se využívají především α slitiny díky své vysoké biokompatibilitě jako materiál pro kloubní náhrady či jako spojovací materiál v dentálních aplikacích. Dále se slitiny Ti využívají v automobilové a lodní dopravě, chemickém a petrochemickém průmyslu, šperkařství, přístrojové technice a ve sportovních potřebách [67, 68].

Fyzikální vlastnosti titanových slitin

Titan má ve své přírodní podobě tmavě šedou barvu, avšak jeho povrch lze jednoduše eloxovat k získání atraktivní škály barev, čehož se využívá především ve šperkařství a architektuře. Ti a jeho slitiny mají nízkou hustotu ($\rho_{CP-Ti} = 4506 \text{ kg}\cdot\text{m}^{-3}$), která odpovídá asi 60% ρ oceli. Jde o nemagnetický materiál s dobrou teplotní vodivostí ($\lambda = 21,9 \text{ W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$). Koefficient teplotní roztažnosti ($\alpha_l = 8,64 \cdot 10^{-6} \cdot \text{K}^{-1}$) je o polovinu nižší než u Al, stejně tak i měrná tepelná kapacita Ti je nižší ($c = 523 \text{ J}\cdot\text{kg}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$). Teplota tavení Ti a jeho slitin ($T_m = 1668 \text{ }^\circ\text{C}$) je vyšší v porovnání s ocelmi, ale jejich maximální provozní teplota je mnohem nižší (mikrostrukturní změny, oxidace za vyšších T), než by bylo možné očekávat na základě této charakteristiky. Maximální provozní teploty Ti slitin se pohybují v rozsahu 420–600 $^\circ\text{C}$ v závislosti na konkrétním složení slitiny. V případě titanových aluminidů se počítá s maximální pracovní T až do 760 $^\circ\text{C}$ [51, 66].

Mechanické vlastnosti titanových slitin

Jak bylo uvedeno v předchozí kapitole, mechanické vlastnosti Ti slitin nezávisí pouze na jejich chemickém složení (Obr. 22), ale jsou také výrazně ovlivňovány termomechanickým zpracováním a tím výslednou velikostí a morfologií přítomných fází (Tab. 4). Různé typy TZ a TMZ se mohou projevit snížením zbytkových napětí z výroby, optimalizací výsledné kombinace vlastností (tažnost, obrobiteľnosť, rozměrová a strukturní stabilita, a to především u α - β slitin, zvýšením pevnosti po rozpouštěcím žíhání a stárnutí, optimalizací speciálních vlastností (lomová houževnatost, únavová pevnost a creepovou pevnost). Tab. 5 popisuje vybrané druhy TZ α - β slitin a jejich výslednou mikrostrukturu. Tab. 6 uvádí vybrané mechanické vlastnosti slitiny Ti-6Al-4V po různých TZ [51, 65, 67].

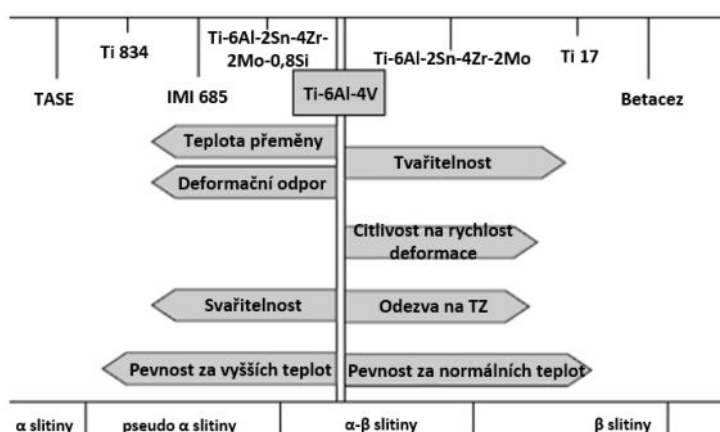
Tab. 4 Vliv velikosti a morfologie mikrostruktury na vybrané vlastnosti Ti slitin [67].

jemná	hrubá	vlastnost	lamelární	rovnoosá
○	○	Modul pružnosti	○	+/- (textura)
+	-	Pevnost	-	+
+	-	Tažnost	-	+
-	+	Lomová houževnatost	+	-
+	-	Tvorba únavových trhlin	-	+
-	+	Rychlost šíření únavových trhlin	+	-
-	+	Creepová pevnost	+	-
+	-	Superplasticita	-	+
+	-	Oxidační chování	+	-

Tab. 5 Přehled způsobů TZ α - β slitin [66].

TZ	Průběh TZ ^{a), b)}	Mikrostruktura
Duplexní žihání	ST (50 – 75 °C pod $T_{\beta}/10$ min/vzduch) → AA (540 – 675 °C/2 – 8 h/vzduch)	primární α -Ti + oblasti α - β s Widmanstättenovou morfologií
Rozpouštěcí žihání a stárnutí	ST (40 °C pod $T_{\beta}/10$ min/voda) → AA (535 – 675 °C/2 – 8 h/vzduch)	primární α -Ti + pouštěná α' -Ti nebo směs α - β fází ^{c)}
Beta žihání	ST (15 °C nad $T_{\beta}/10$ min/vzduch) → SA (650 – 760 °C/2 h)	kolonie α - β fází s Widmanstättenovou morfologií
Beta kalení	ST (15 °C nad $T_{\beta}/10$ min/voda) → TE (650 – 760 °C/2 h)	popuštěná α' -Ti
Rekrystalizační žihání	925 °C/10 min/ochlazování 50 °C/h do 760 °C/vzduch	rovnosá α -Ti + β -Ti po hranicích zrn α -Ti
Mill anneal	705 °C/0,5 - 10 h/vzduch	rovnosá α -Ti + částice β -Ti + částečně nerekrystalizovaná α -Ti

^{a)} přesná hodnota T_{β} závisí na chemickém složení dané slitiny; ^{b)} ST (*Solute Treatment*) – rozpouštěcí žihání; AA (*Artificial Aging*) – umělé stárnutí; SA – stabilizační žihání (*Stabilization Annealing*); TE (*Tempered*) – popuštění; ^{c)} u slitin s vyšším obsahem β stabilizátorů je ST následováno ochlazováním na vzduchu, následné stárnutí způsobuje precipitaci α -Ti fáze a vzniká tak fázová směs α -Ti + β -Ti.



Obr. 22 – nejvýznamnější vlastnosti Ti slitin [51].

Tab. 6 Mechanické vlastnosti slitiny Ti-6Al-4V po různých režimech TZ [66].

TZ	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A [%]
Mill anneal	945	1069	10
Duplexní žihání	917	965	18
Rozpouštěcí žihání a stárnutí	1103	1151	13

Čočkovitá morfologie fáze α -Ti podporuje lomovou houževnatost, zatímco rovnosá morfologie podporuje plastické vlastnosti. Současně s rostoucí pevností a vyšším množstvím intersticiálních prvků klesá lomová houževnatost, proto byly vyvinuty ELI slitin pro kryogenní aplikace (α a α - β slitiny). Slitiny α a pseudo α slitiny vykazují dobré vysokoteplotní vlastnosti (až do 600 °C), proto mohou nahrazovat oceli v pokročilých leteckých motorech. Takovéto slitin jsou legovány Si, který zlepšuje creepové chování. Slitiny β vykazují dobrou kombinaci pevnosti a houževnatosti. V případě transformace fáze β -Ti, může být tento proces řízen difúzí (pomalé ochlazování) nebo jde o velmi rychlý bezdifúzní proces (rychlé ochlazování). Bezdifúzní transformace, stejně jako v ocelích, vede ke vzniku nerovnovážných fází. Vznikající martenzity (α' -Ti a α'' -Ti), na rozdíl od martenzitu známého v ocelích, který díky distorzi krystalové mřížky výrazně zvyšuje tvrdost a pevnost ocelí, mají pouze nepatrný vliv na zvýšení tvrdosti Ti slitin (v závislosti na rychlosti ochlazování se tvrdost zvýší pouze o 30–50 HV). Vliv na výsledné zpevnění má také t zpracovávaného materiálu, kdy při kalení slitin s nižším obsahem prvků stabilizujících fázi β -Ti a větších t nemusí být dosaženo adekvátních vlastností v celém objemu materiálu [51, 66, 67].

Titanové aluminidy na bázi $AlTi_3$ a $AlTi$ jsou intenzivně studovány díky svým vynikajícím fyzikálním vlastnostem jako je:

- nízká $\rho = 3900\text{--}4200 \text{ kg}\cdot\text{m}^{-3}$;
- vysoký modul pružnosti E ;
- nízký koeficient difúze;
- strukturní stabilita;
- korozní a oxidační odolnost;
- vyšší odolnost proti opalu (tvorbě okují) v porovnání s běžnými Ti slitinami [69].

Mezi významné mechanické vlastnosti, jejichž mechanismy jsou intenzivně studovány, patří pevnost, tažnost, creepová odolnost, lomová houževnatost a únavové chování. Kromě nižší ρ v porovnání s Ti (díky vyššímu hm. % Al) mají IMC díky své krystalové struktuře vyšší pevnost za zvýšených T . Intenzivní výzkum je zaměřen především na slitiny na bázi $AlTi$ s malým obsahem fáze $AlTi_3$ (až 20 %), která se při dalším ochlazování rozpadá dle reakce $\alpha\text{-Ti} \rightarrow \alpha\text{-Ti} + AlTi \rightarrow AlTi_3 + AlTi$ nebo podle reakce $\alpha\text{-Ti} \rightarrow AlTi_3 \rightarrow AlTi_3 + AlTi$. Díky tomu, podobně jako v ocelích během TZ v oblasti austenitu, může vlivem různých rychlostí ochlazování či při dalším TZ dojít k řadě fázových transformací. Lze tak získat široké spektrum mikrostruktur, čímž lze do jisté míry přizpůsobovat mechanické vlastnosti k zamýšlenému použití dané slitiny. Některé částice, např. IMC $AlTi_3$, lze využít k vytvrzení $\alpha\text{-}\beta$ slitin během umělého stárnutí. Naopak nevyžádaná přítomnost IMC v konvenčních slitinách a svarových spojích Ti slitin vede k výraznému poklesu mechanických vlastností (především deformačních a únavových schopností) [67, 69].

2.3.3. Svařitelnost titanových slitin

Pro spojování Ti a jeho slitin se běžně využívá mechanické, adhesivní a difúzní spojení. Stejně tak, se úspěšně využívá řada metod svařování Ti slitin, ať už jde o tavné svařování, svařování třením nebo pájení. Mezi nejpoužívanější metody tavného svařování patří svařování netavicí se elektrodou v ochranném plynu (*Tungsten Inert Gas Welding* – TIGW), EBW, LBW a svařování plasmou [51].

Díky silné afinitě Ti k O vzniká na povrchu Ti stabilní oxidická vrstva již za pokojových T . Afinita Ti ke O vzrůstá s rostoucí T , tím se zvětšuje také t oxidické vrstvy. Při T vyšších jak $500 \text{ }^\circ\text{C}$ klesá oxidační schopnost Ti. BM tak začíná být náchylný na zkřehnutí vlivem rozpouštění intersticiálních prvků (O, C, N a H). Každý krok tavného svařování tak musí být prováděn v inertní atmosféře anebo ve vakuu pro zajištění požadovaných vlastností. Pro získání kvalitních svarových spojů je nutné také důkladné očištění svarových ploch od nečistot (např. oleje) [51, 66].

Výsledná mikrostruktura WM se blíží mikrostruktuře litého Ti. Vlivem vysokých T , dlouhé doby výdrže, ve spojení s pomalou rychlostí ochlazování, vzniká relativně hrubá mikrostruktura jak ve WM, tak i v přilehlé HAZ [66].

α a pseudo α slitiny, včetně CP-Ti, mají dobrou tažnost a svařitelnost díky jednofázové struktuře $\alpha\text{-Ti}$. Parametry svařování mají jen malý vliv na mechanické vlastnosti HAZ, pouze v případě slitin tvářených za studena dochází k poklesu pevnosti uvnitř HAZ. Po svařování se doporučuje aplikovat žíhání k odstranění pnutí [66].

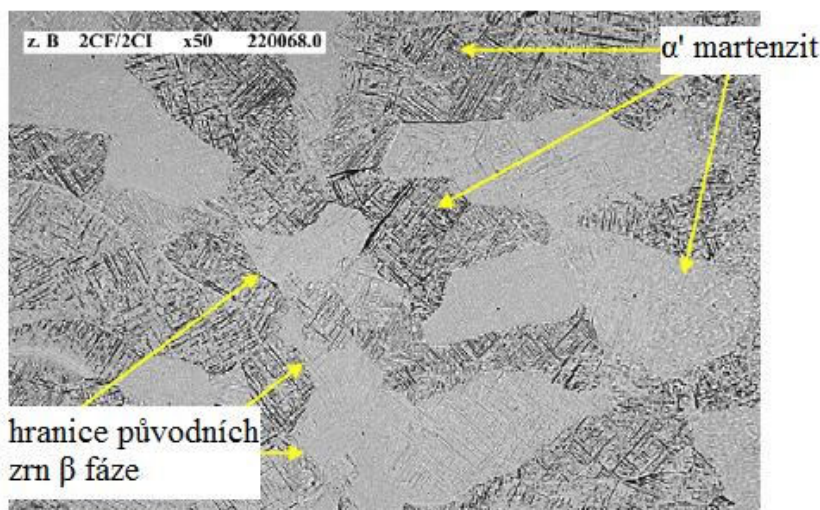
Teplotní cykly během svařování způsobují výrazné změny pevnosti, plasticity a houževnatosti $\alpha\text{-}\beta$ slitin. Pokles plastických vlastností uvnitř WM a HAZ je zapříčiněn fázovými transformacemi během tuhnutí. Slitiny s nižším obsahem $\beta\text{-Ti}$ stabilizátorů (např. Ti-6Al-4V) mohou být úspěšně svařovány ve vyžehnaném stavu nebo ve stavu po rozpouštěcím žíhání a částečném stárnutí, které je dokončeno během PWHT. U slitiny obsahující vyšší podíl prvků stabilizujících fázi $\beta\text{-Ti}$ dochází k výraznému zkřehnutí při tavném svařování. Z tohoto důvodu se využívají techniky svařování v tuhém stavu. Tyto slitiny mají tendenci k praskání při zatížení nebo při přítomnosti drobných vad ve WM. Odolnost vůči praskání lze zvýšit předehřevem na $150\text{--}175 \text{ }^\circ\text{C}$ s následným žíháním pro odstranění pnutí. $\alpha\text{-}\beta$ slitiny mohou být svařovány bez FM nebo jako FM lze použít CP-Ti a slitiny s nízkým obsahem $\beta\text{-Ti}$. Pokud není požadována vysoká pevnost a je kladen důraz na houževnatost,

používá se jako FM pouze CP-Ti. FM může zlepšit plastické vlastnosti WM, ale nezabrání zkřehnutí uvnitř HAZ (především při vyšším obsahu β -Ti stabilizátorů). Zkřehnutí může být způsobeno kontaminací taveniny H, které lze zamezit správnou přípravou svarového spoje, skladováním FM a použitím vhodné ochranné atmosféry [66].

Metastabilní β slitiny jsou svařitelné vyžítané i po TZ. Výsledné svarové spoje mají dobrou plasticitu, na úkor pevnosti. Na těchto slitinách se zpravidla neaplikuje PWHT z důvodů jiné odezvy WM a BM na režim PWHT. Výjimkou je umělé stárnutí svarových spojů, které budou vystaveny vyšším teplotám. Takto zpracované svary ztrácejí tažnost, a jsou tak mnohem křehčí [66].

Nejlepší svařitelnost ve skupině α - β slitin má slitina Ti-6Al-4V díky dvěma základním faktorům. Vznikající martenzit α' -Ti není tak tvrdý a křehký jako u slitin s vyšším obsahem β -Ti stabilizátorů (např. Ti-6Al-6V-2Sn) a současně slitina Ti-6Al-4V nevykazuje výrazné zpevnění po ochlazení z T rozpouštěcího žíhání. To je zapříčiněno tvorbou příznivější struktury tvořené fází α -Ti s Widmanstättenovou morfologií a zbytkovou β -Ti i při vysokých rychlostech ochlazení. Pro zlepšení plasticity a houževnatosti se doporučuje pro svařování použít ELI FM. Díky dvoufázové struktuře a nepřítomnosti eutektika má tato slitina dobrou odolnost vůči tvorbě trhlin za tepla. Nicméně může dojít k výskytu solidifikačních trhlin a pórů, které jsou zapříčiněny vznikem velkých napětí, nedostatečným očištěním svarových ploch a nevhodnou ochranou místa svaru [66].

Mikrostruktura svarového spoje se liší od termomechanicky zpracovaného BM a je silně ovlivněna teplotními cykly svařování a následným PWHT. Mechanické vlastnosti svarových spojů Ti slitin jsou ovlivněny mikrostrukturou jednotlivých oblastí. Mikrostruktura WM (Obr. 23) je tvořena hrubými zrny původní β -Ti. Velikost těchto zrn silně závisí na Q_{eb} při zvoleném postupu svařování. Zrna fáze β -Ti WM nukleují na zrnech BM a epitaxiálně rostou ve směru největšího odvodu tepla z místa svaru. Což v konečném důsledku může způsobit tvorbu svislé hranice zrn v ose svaru. Díky epitaxiálnímu růstu, je růst zrn β -Ti částečně ovlivňován velikostí zrn na rozhraní WM/HAZ (především u odlévaných a β žíhaných slitin). Hrubozrnná struktura degraduje plastické vlastnosti WM, je tedy důležité udržet velikost původních zrn β -Ti co nejmenší, např. redukcí Q_{eb} . Výsledná mikrostruktura poté závisí na rychlosti ochlazení (viz Obr. 21) [66].



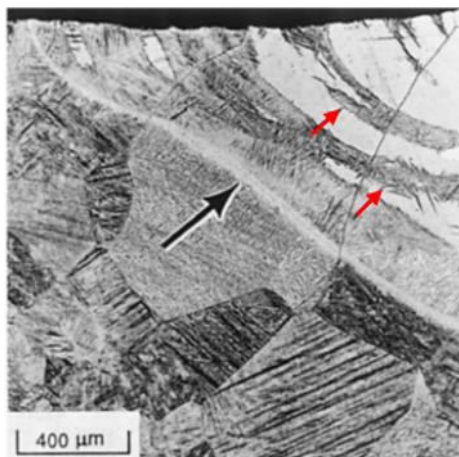
Obr. 23 Mikrostruktura WM slitiny Ti-6Al-4V [70].

K hrubnutí zrn β -Ti dochází také v té části HAZ, ve které lokální T překročí T_{β} . Stejně jako ve WM, je hrubnutí zrn β -Ti ovlivňováno Q_{eb} . V oblasti HAZ vyhřáté pod T_{β} dochází k transformaci α -Ti, jako po *mill annealing* s vyšším množstvím vysokoteplotní fáze β -Ti. Již malé množství fáze α -Ti přítomné ve struktuře při T těsně pod T_{β} , blokuje růst zrn β -Ti a podporuje vznik jemnozrnné HAZ. Přispívá tak ke zlepšení tažnosti této oblasti v porovnání se WM a hrubozrnnou HAZ. Rychlost ochlazení v blízkosti rozhraní WM/HAZ se u metod charakterizovaných nízkým

vneseným teplem (EBW a LBW) pohybuje v rozsahu 100–10000 °C/s. Takovéto rychlosti podporují přeměnu β -Ti \rightarrow α' -Ti. Tato jemná jehlicovitá struktura vykazuje vyšší pevnost a tvrdost při nižší tažnosti a houževnatosti. Nižší rychlosti ochlazování (metody TIGW a svařování plasmou) poskytující rychlost ochlazování 10 – 100 °C/s vede ke vzniku hrubé Widmanstättenovi morfologie fáze α -Ti a zbytkové fáze β -Ti nebo je tato směs ještě doplněna α' -Ti martenzitem. Tato struktura poskytují vyšší $R_{p0,2}$ a R_m , než má BM ve stavu po *mill annealing* a vyšší tažnost a houževnatost než martenzitická mikrostruktura [66].

Svařitelnost materiálů závisí na schopnosti materiálu tvořit bezdefektní WM anebo naopak zda je citlivý na tvorbu vad. V případě Ti slitin se nejčastěji vyskytují tyto vady:

- **mikro a makro segregace** – makrosegregace v Ti slitinách se projevuje transformačními pásy (Obr. 24), které jsou způsobeny změnami T uvnitř taveniny. Transformační pásy jsou tvořeny α' -Ti martenzitem, zatímco okolí je tvořeno zbytkovou fází β -Ti. Mikrosegregace způsobuje změny ve způsobu růstu tuhnutí fáze (buněčné vs. dendritické substrukтуры). Proces segregace je mnohem výraznější u slitin s vyšším obsahem β -Ti stabilizátorů. Právě změny v obsahu prvků stabilizujících β -Ti mohou při PWHT vést k precipitaci fáze α -Ti. Celkově nemá segregace v Ti slitinách tak výrazný vliv na strukturu a mechanické vlastnosti jako u jiných slitin. To je dáno omezenou segregací legur a difuzní homogenizací prvků při ochlazování WM v oblasti existence fáze β -Ti [66].

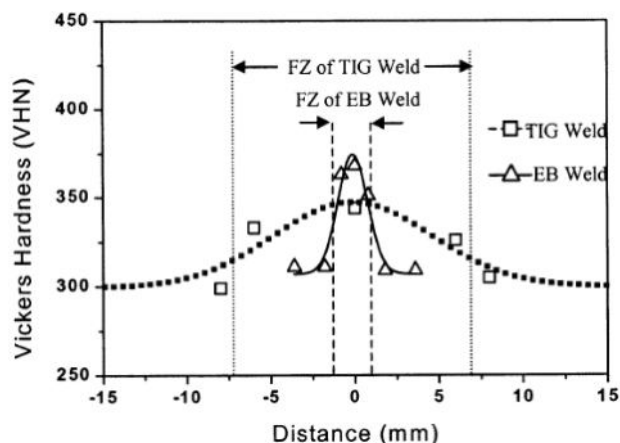


Obr. 24 Příčné transformační pásy v heterogenním svarovém spoji α - β / β slitin (černá šipka označuje rozhraní HAZ/WM; červené šipky označují transformační pásy tvořené α' -Ti) [66].

- **solidifikační trhliny** – oproti ostatním konstrukčním materiálům nejsou Ti slitiny obecně náchylné na tvorbu trhlín za tepla. To je dáno nízkým obsahem nečistot na GB konvenčních Ti slitin. Nicméně za určitých podmínek může dojít k tvorbě trhlín za tepla po hranici kolumnárních zrn β -Ti. U disperzně zpevněných slitin může dojít k natavení zpevňujících částic sekundárních fází uvnitř HAZ, které jsou na bázi Al a Ni. Přílehlé hranice kolumnárních zrn se mohou pokrýt tekutým filmem, který pak způsobuje tvorbu trhlín při tuhnutí WM [66].
- **trhliny způsobené kontaminací** – vznikají interakcí taveniny se vzduchem, vlhkostí nebo uhlovodíky za zvýšených T . Dochází k absorpci intersticiálních atomů C, O, N a H, což vede ke zkřehnutí WM. Při překročení určitého limitu a působení zbytkových napětí může dojít k porušení svaru tzv. zbrzděnými lomy. Např. již množství O větší jak 3000 ppm způsobuje tvorbu příčných trhlín. Podobný vliv má také H. Pro zamezení vzniku kontaminačních trhlín je nutné zabránit interakci roztaveného WM s okolní atmosférou [66].
- **porozita** – tvorba pórů ve svarových spojích Ti slitiny je spojena s uvolňováním plynů z nečistot na povrchu a z rozpouštění oxidu TiO_2 . Porozita je problém každé metody tavného svařování, liší se pouze mechanismem vzniku pórů. Obecně se uvádí, že k porozitě dochází

vlivem zachycení plynů při tuhnutí WM. V případě EBW je navíc spojena s nestabilitou keyhole. Mikropóry jsou způsobeny zachycením par kovů a interakcí taveniny s intersticiálními prvky z okolní atmosféry. Mikropóry vlivem difuze intersticiálních prvků z tuhajícího kovu zvětšují svůj objem. Existují dva způsoby umožňující únik par ze WM. Prvním je malá t taveniny na čele keyhole, přes kterou mohou bubliny unikat do parní kapiláry. Druhým příznivým jevem je intenzivní proudění taveniny a vztlak působící na rozměrnější póry. Z těchto důvodů má výrazný vliv na přítomnost pórů množství Q_{eb} , použitá v a kvalita vakua v pracovní komoře [71, 72].

- **protečení kořene (spiking)** – při použití nadměrného Q_{eb} dochází k výraznému protečení WM, ke kterému dochází vlivem nízkého $\sigma(T)$ Ti taveniny způsobující nestabilitu keyhole. Spiking se projevuje nepravidelným převýšením WM v okolí kořene [73].



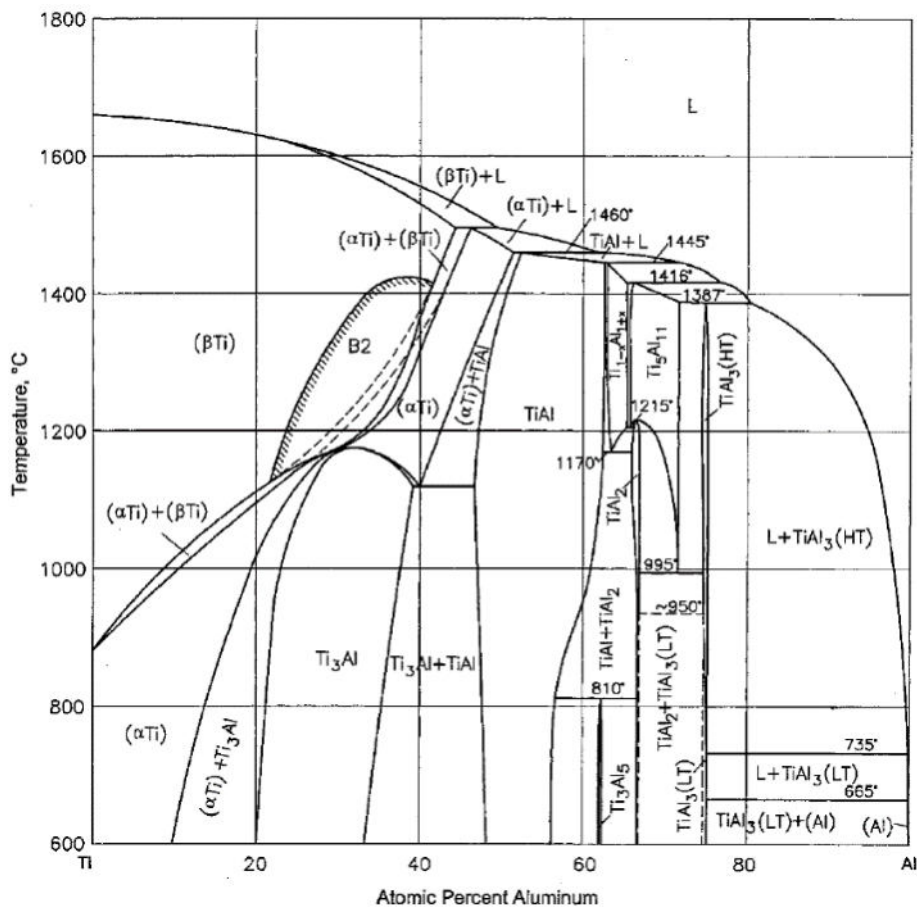
Obr. 25 Průběh mikrotvrlosti při EBW a TIGW slitiny Ti-6Al-4V [74].

Jak bylo uvedeno na začátku této kapitoly, Ti slitiny jsou svařitelné různými metodami tavného svařování při dodržení daných opatření. Z těchto důvodů se jeví jako nejvhodnější EBW, které vyžaduje přítomnost vakua v pracovní komoře, nevýhodou je vyšší pořizovací cena a omezená flexibilita metody (především z hlediska velikosti svařovaných komponent) v porovnání s konvenčními metodami svařování. Metody EBW a LBW jsou nejúčinnější při svařování Ti slitin s $t \geq 5$ mm. Na jeden průchod umožňují svařování až 100 mm silných materiálů bez použití FM. Současně svařování na jeden průchod eliminuje velikost vznikajících napětí a deformací během svařování. Velikost WM a HAZ po EBW vede k vysoce kvalitním svarovým spojům. Příkladem může být porovnání výsledné mikrotvrlosti svarového spoje po EBW a TIGW, kdy je dosaženo vyšší tvrdosti s nižším rozptylem hodnot (Obr. 25), ale v menším objemu BM. Hlavním důvodem je odlišná mikrostruktura tvořená jemnějšími jehlicemi martenzitu α' -Ti s vyšší dislokační hustotou a jemnějšími zrny původní fáze β -Ti, která vzniká díky vyšší rychlosti ochlazování při EBW. Zhotovení kvalitních a bezdefektních svarových spojů při EBW je opět podmíněno znalostí a nastavením vhodných parametrů svařování. Např.: použitím vhodného tvaru spotu EB a oscilační frekvence, lze docílit dalšího zjemnění původních zrn β -Ti [39, 66, 67, 74].

2.4. Heterogenní svarové spoje titan/hliník

Kombinace lehkých konstrukcí na bázi titanových a hliníkových slitin je zajímavá pro dopravní průmysl, a to především v letectví, kde jsou intenzivně využívány nové kombinace materiálů za účelem redukce spotřeby paliva a ochrany životního prostředí (snížení emisí). Hybridní konstrukce umožňují použití lehčích a ekonomičtějších konstrukčních prvků, které poskytují kombinaci vlastností vybraných BM. Slitiny Al jsou lehké s vyhovující specifickou pevností, zatímco slitiny Ti poskytují jak vysokou korozní odolnost, tak i vysokou specifickou pevnost.

Nicméně svařování slitin na bázi Al a Ti je obtížný technologický úkol díky rozdílným fyzikálním vlastnostem, omezené rozpustnosti a s tím spojenou tvorbou IMC v systému Al-Ti (Obr. 26), které výrazně redukuje výsledné vlastnosti svarových spojů [7, 9].



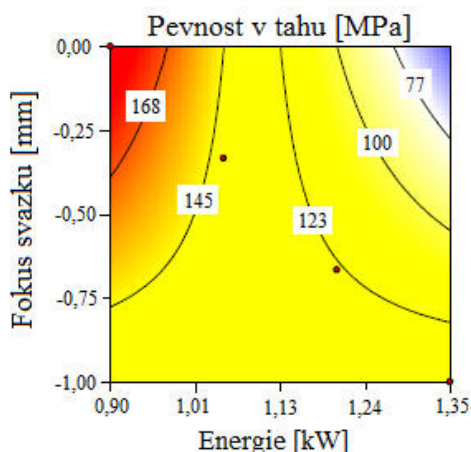
Obr. 26 Binární fázový diagram Al-Ti [75].

Metody tavného svařování jsou náchylné na vznik IMC (především $AlTi_3$, $AlTi$, Al_2Ti nebo Al_3Ti) na rozhraní svařovaných materiálů nebo přímo uvnitř WM. Tvorba objemných IMC způsobuje výrazné zkřehnutí, čímž negativně ovlivňuje další vlastnosti svarových spojů. Cílem je eliminace objemných IMC, za přípustné se považují tenké a souvislé intermetalické vrstvy na rozhraní BM. Především u hlubších svarových spojů může docházet k nehomogenním reakcím na rozhraní se BM. Mimo tvorbu IMC může v heterogenních svarových spojích Al/Ti slitin docházet k zachycení pórů při rychlém tuhnutí WM, které je podpořeno vysokou teplotní vodivostí Al. Rozdílné koeficienty α , λ a vysoká rychlost ochlazování mohou generovat výrazná napětí, která způsobují praskání křehkých IMC [5, 6, 9, 10].

Jak již bylo zmíněno v úvodu, byla prezentována řada prací zaměřených na svařování Al/Ti spojů za použití konvenčních a nekonvenčních metod – obloukové svařování [12], difúzní svařování [13, 14], svařování tlakem [16], svařování třením [17–19], svařování laserem [1, 4, 5, 9] či kombinací výše zmíněných metod [3, 7, 11]. Společným znakem těchto prací je použití BM s relativně malou t . Naopak svařování heterogenních svarových spojů Al/Ti s $t \geq 5$ mm pomocí EB je dodnes prakticky nepublikovanou oblastí. Přičemž tato technologie přináší řadu výhod pro svařování hliníkových a titanových slitin [8].

Společným znakem uvedených metod je tedy snaha o redukci promísení BM, tak aby nedošlo ke vzniku objemných IMC. Z tohoto důvodu se jeví jako vhodné používat metody svařování v tuhém stavu (např. svařování třením). Tyto metody však nejsou vhodné pro svařování tvarově složitých dílů. Z tavných metod, které lze využít pro svařování a pájení heterogenních svarových

spojů, se jako nejvhodnější jeví metody poskytující vysokou hustotou energie. Právě technologie EBW a LBW jsou slibné metody pro svařování heterogenních svarů díky vysoké hustotě dodávané energie, úzkým a hlubokým svarům, vysokým rychlostem svařování, které způsobují vysoké teplotní rozdíly mezi WM a přilehlým BM. Teplotní gradienty vedou po rychlém ohřevu k rychlému ochlazení, čím zkracují interakční dobu, zmenšují promísení BM a omezují difúzní pochody. Umožňují tak částečnou kontrolu fázového složení WM. Mezi základní předpoklady pro zhotovení kvalitních svarových spojů Al/Ti slitin patří optimalizace procesních parametrů, za účelem zajištění požadovaných vlastností. Příklad vlivu procesních parametrů EBW na mechanické vlastnosti Al/Ti spoje je uveden Obr. 27 [9, 10, 76].

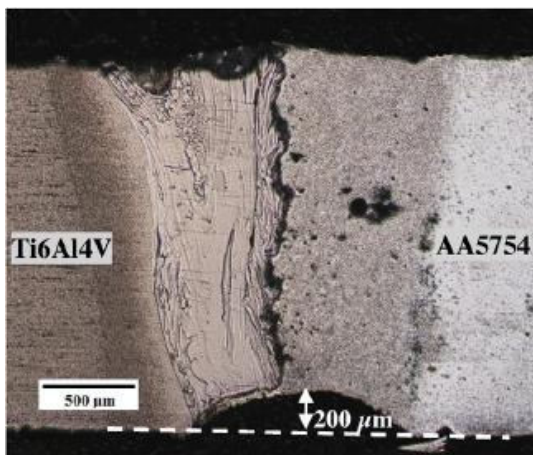


Obr. 27 Vliv procesních parametrů na pevnost heterogenního svarového spoje Al/Ti [77].

EBW i LBW tupých svarových spojů Al/Ti slitin keyhole módem není příliš probádané téma, neboť je spojeno s přímým promísením BM, nejednotnou morfologií svaru a tvorbou objemných IMC. Tento způsob svařování je však zajímavý především díky redukci času potřebného pro přípravu svarových spojů, svařováním větších t a nižším počtem procesních parametrů, které zajišťují opakovatelnost celého procesu. Právě optimalizace procesních parametrů je jednou z možností, jak kontrolovat typ a množství vznikajících fází. Např. posunutí svazku z linie svaru je jeden z možných přístupů pro optimalizaci fázového složení a morfologie rozhraní. Kreimeyer et al. [1] použil offset LB 0,3 až 0,5 mm pro tavení slitiny Ti-6Al-4V (při $d_{spot} = 0,4$ mm) při svařování tenkých plechů ($t = 1,15$ mm). Vlivem vysoké teplotní vodivosti Al došlo k částečnému tavení Al slitiny. Na výsledných svarových spojích byla pozorována uniformní vrstva IMC o $t = 0,8\text{--}1,4$ μm . Pevnost takovýchto svarů dosahovala 80% pevnosti slitiny EN AW – 6061. Podobného výsledku dosáhl Sahul et al. [10] při použití 400 μm spotu LB, FM a offsetu 300 μm pro svařování plechů s $t = 2$ mm. V těchto případech se již nejednalo o přímé svařování, ale o tzv. svařování-pájení. Kombinaci svařování-pájení a modifikací tvaru svarového spoje použil Vaidya et al. [5] pro zvýšení pevnosti heterogenního svarového spoje při offsetu LB do Al slitiny. Modifikovaný svarový spoj vykazoval 65% pevnost Al slitiny. Přímé svařování keyhole módem prezentoval Tomashchuk et al. [9] na heterogenních svarových spojích s $t = 2$ mm. Použitý offset byl 0 a 0,2 mm do obou BM. Nejlepších výsledků bylo dosaženo při offsetu LB do Al, kdy bylo dosaženo pevnosti svaru odpovídající 60% pevnosti Al slitiny. Přes nižší pevnost přináší offset svazku do Al některé výhody. Nižší teplota tavení Al slitin prodlužuje dobu, po kterou zůstává WM v tekutém stavu, což umožňuje lepší únik plynů z taveniny. Vyšší T_m Ti slitin vede k menšímu objemu nataveného Ti v porovnání s Al [5, 9].

Heterogenní svarové spoje Al/Ti obsahují ve WM dvě rozeznatelné oblasti, a to oblast bohatou na Al a oblast bohatou na Ti, které jsou odděleny výrazným rozhraním (Obr. 28). Jak již bylo uvedeno, velikost a morfologie tohoto rozhraní výrazně ovlivňuje výsledné mechanické vlastnosti svaru. Oblast tvořená WM bohatým na Al (Al-WM) obsahuje ≤ 5 at. % Ti, zatímco druhá oblast

(Ti-WM) může obsahovat až 33 at. % Al. Vzroste-li obsah Al v Ti-WM (13–20 at. %) vzniká oblast souvislých Ti-IMC na úkor Ti-WM. Tato oblast tvořena směsí fází α' -Ti a $AlTi_3$. Při vyšším obsahu at. % Al dochází k tvorbě objemné fáze $AlTi_3$. Migrace Al do Ti-WM je za daných T podporována nižší Gibbsovou energií tuhnoucí fáze β -Ti v porovnání s Gibbsovou energií roztaveného Al-WM. Také difúzní koeficient Al v tekutém Ti ($D_{Al(L-Ti)}$) je vyšší než difúzní koeficient Ti v tekutém Al ($D_{Ti(L-Al)}$). Např. při $T = 1750 \text{ } ^\circ\text{C}$ je $D_{Al(L-Ti)} = 7,57 \cdot 10^{-8} \text{ m}^2 \cdot \text{s}^{-1}$ v porovnání s $D_{Ti(L-Al)} = 2,15 \cdot 10^{-8} \text{ m}^2 \cdot \text{s}^{-1}$ [5, 9, 78, 79].



Obr. 28 Svarový spoj Ti slitiny Ti-6Al-4V a Al slitiny EN AW – 5754 ($t = 2 \text{ mm}$) zhotovený pomocí LBW keyhole módem [9].

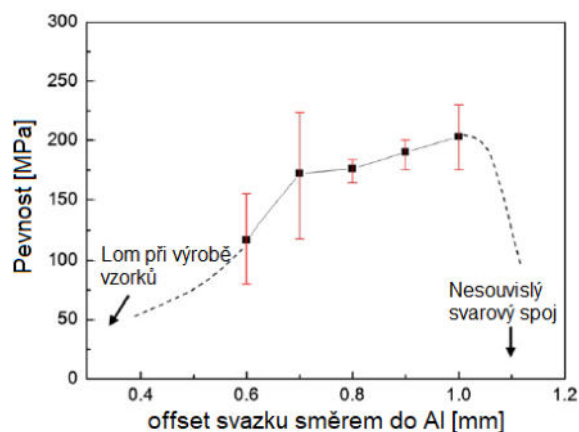
Jak je patrné z binárního diagramu (Obr. 26) první tuhnoucí fází systému Al-Ti je fáze β -Ti. Při poklesu teploty pod T_β dochází v závislosti na chemickém složení k transformaci na α -Ti a $AlTi_3$. S klesající teplotou a vyšším obsahem Al dochází k tvorbě dalších IMC Al_xTi_y . Vzhledem k vysoké tepelné vodivosti brání tavenina opětovnému natavení Ti částic zachycených uvnitř Al-WM. K zachycení částic bohatých na Ti dochází vlivem proudění taveniny při EBW, resp. LBW keyhole módem. Díky difúzi Ti do Al vzniká na rozhraní Al/Ti oblastí již zmiňovaná vrstva IMC tvořená převážně fází Al_3Ti . Fáze Al_3Ti vzniká především ve chvíli, kdy je Al-WM stále v tekutém stavu a s obsahem Ti > 2 at. %. Šířku vznikající vrstvy w_v fáze Al_3Ti lze určit pomocí vztahů [80]:

$$w_v^2 = K\tau \quad , \quad (14)$$

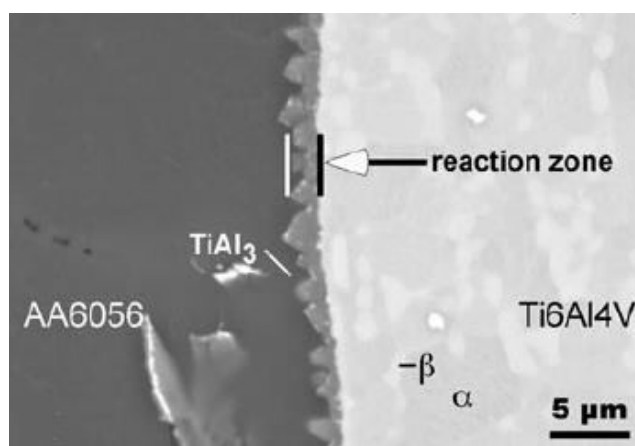
$$K = K_0 \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right) \quad , \quad (15)$$

kde K je parametr termodynamické rovnováhy, K_0 je materiálová konstanta, Q je aktivační energie, R udává plynovou konstantu, T je absolutní teplota a τ čas. Použití vyšších v a offsetu svazku dochází k rychlému poklesu T a reakčního času na rozhraní Al/Ti, čímž je omezena difúze atomů do Ti. Ve výsledku dochází k redukcí w_v vrstvy IMC. Obr. 29 ukazuje vliv offsetu svazku na pevnost vrstvy IMC [1, 5, 9, 47, 78, 80].

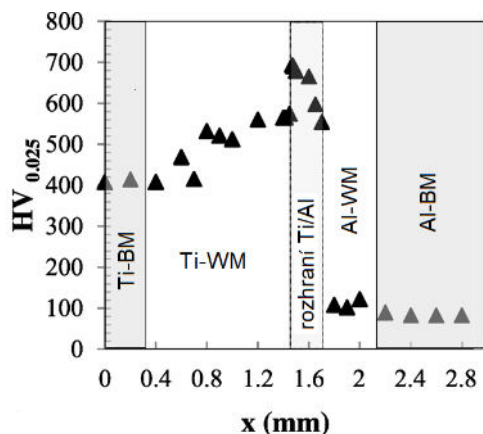
Výrazné rozhraní Al-WM/Ti-WM podstatně ovlivňuje mechanické vlastnosti svarového spoje, především závisí na morfologii a fázovém složení rozhraní. Nejlepších výsledků bylo dosaženo, při vzniku souvislé vrstvy IMC v řádu μm , která je tvořena fází Al_3Ti (Obr. 30). V případě výraznějších rozhraní (nad $100 \mu\text{m}$) může už být rozhraní tvořeno směsí fází $AlTi$, Al_2Ti a Al_3Ti . Vlivem vysokých rychlostí ochlazování je potlačena difúze a fázové složení rozhraní je dáno promísením BM způsobené prouděním taveniny po stěnách keyhole a chemickou aktivitou přítomných prvků. Objemné vrstvy IMC redukcí vlastnosti svarového spoje. Tento jev je výraznější, jsou-li v křehkých vrstvách IMC přítomné defekty. Vlivem vnitřních napětí vznikajících při tuhnutí WM může dojít k popraskání IMC. Tyto objemné vrstvy IMC se skládají ze směsi $AlTi_3$, $AlTi$ a Al_3Ti [5, 9].



Obr. 29 Vliv offsetu svazku na pevnost heterogenního svarového spoje Al/Ti [80].



Obr. 30 Morfologie vrstvy IMC na rozhraní Al-WM/Ti-WM [4].



Obr. 31 Profil průběhu mikrotvrlosti přes svarový spoj slitiny Ti-6Al-4V a slitiny EN AW – 5754 [9].

Mechanické vlastnosti v jednotlivých oblastech svarového spoje se výrazně liší. Tyto změny lze popsat průběhem mikrotvrlosti přes heterogenní svarový spoj (Obr. 31). Mikrotvrdot Ti-WM v blízkosti Ti-HAZ je srovnatelná s Ti-BM. S rostoucím obsahem Al roste i mikrotvrdot Ti-WM. Nárůst mikrotvrlosti je spojen s tvorbou objemných IMC. Nejvyšší mikrotvrdot je na rozhraní Al-WM/Ti-WM, protože je tvořeno pouze vrstvou IMC. Pokud se na rozhraní vyskytuje fáze AlTi_3 klesají deformační vlastnosti svarového spoje, což podporuje tvorbu trhlin podél rozhraní. Vyšší pevnost Al-WM v porovnání s Al-BM je způsobena jemnou mikrostrukturou Al-WM. To je dáno rychlostí ochlazování a omezenou mísitelností Ti v Al, jelikož rozpuštění malého množství Ti ($0,7 \leq \text{at. \% Ti}$) v Al-WM působí jako inhibitor růstu zrn $\alpha\text{-Al}$ [5, 9].

3. CÍLE PRÁCE

Experimentální část dizertační práce je zaměřena na hodnocení svařitelnosti heterogenních svarových spojů vybraných hliníkových a titanových slitin pomocí elektronového svazku. Cílem práce je optimalizace procesních parametrů EB svařování, tak aby bylo zamezeno vzniku nežádoucích objemných intermetalických fází, které výrazně redukuje mechanické vlastnosti heterogenních svarů a tím omezují jejich další použití.

Hlavní cíle dizertační práce jsou:

- 1) Optimalizace procesních parametrů pro EBW homogenních svarových spojů vybraných slitin EN AW – 2024, EN AW – 6061 a Ti-6Al-4V.
- 2) Hodnocení svarových spojů zhotovených v bodě 1), které zahrnuje studium mikrostruktury, chemického složení, tvrdosti a pevnosti.
- 3) Testování procesních parametrů pro svařování zvolené kombinace Al/Ti slitiny.
- 4) Hodnocení mikrostruktury, celistvosti a tvrdosti heterogenních svarových spojů. Analýza chemického složení a určení typu intermetalických fází na základě EDS analýzy.
- 5) Optimalizace procesu EB svařování heterogenních svarových spojů Al/Ti slitin pomocí přídavného materiálu.
- 6) Rozbor získaných výsledků za účelem posouzení svařitelnosti titanových a hliníkových slitin pomocí EB.

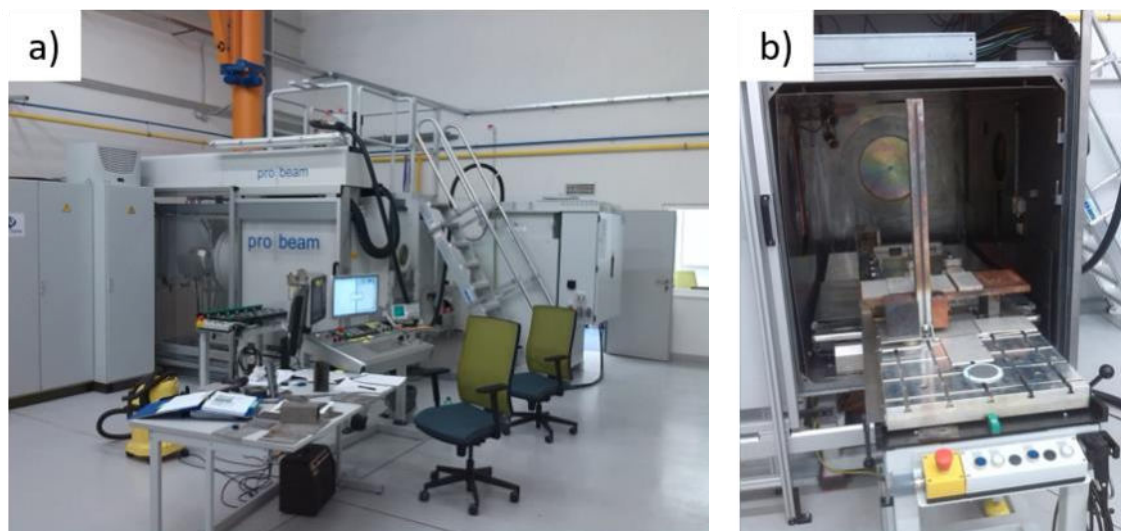
4. EXPERIMENTÁLNÍ MATERIÁL A POUŽITÉ METODY

4.1. Použité experimentální metody

Svařování homogenních a heterogenních svarových spojů vybraných slitin bylo provedeno na univerzálních komorových zařízeních pro EBW od společnosti Pro-Beam (Německo). Část experimentů zaměřená na heterogenní svarové spoje Al/Ti slitin byla provedena na Institute of Materials Science, Joining and Forming, TU Graz (Rakousko) s využitím zařízení K14 vybaveného elektronovým dělem EBG 45-150. Experimenty zaměřené na homogenní svařování a druhá část experimentů s heterogenními svarovými spoji byla provedena na zařízení K26 s elektronovým dělem EBG 60-150 (Obr. 32a), které je umístěno v NETME Centru spadajícím pod Fakultu Strojního Inženýrství, VUT Brno. Základní charakteristiky obou zařízení jsou uvedeny v Tab. 7. Pohyb svařovaných materiálů byl zajišťován pomocí polohovatelného stolu (v osách X-Y) uvnitř pracovní komory (Obr. 32b). Na obou zařízeních je poloha ohniska EB kontrolována pomocí parametru *SURF*, který popisuje změnu fokusačního proudu od původní hodnoty I_f , která fokusuje EB na povrch svařovaného materiálu. Parametr *SURF* je tak kontrolován pomocí mA, kdy v závislosti na použitém U_a odpovídá $SURF = 1$ mA přibližně 0,9 mm. Svařované materiály byly před uzavřením do pracovní komory mechanicky a chemicky očištěny, za účelem odstranění nečistot, které by mohly ovlivnit výsledné svarové spoje.

Tab. 7 Technická data použitých univerzálních komorových zařízení.

Procesní parametr	K14 EBG 45-150	K26 EBG 60-150
Urychlovací napětí [kV]	45 – 150	60 – 150
Proud svazku [mA]	0,1 – 300	0,1 – 100
Výkon svazku [kW]	≤ 45	≤ 15
Objem pracovní komory [m ³]	1,4	2,6
Pracovní vakuum [mbar]	$5 \cdot 10^{-3} \geq$	$2 \cdot 10^{-3} \geq$
Oscilační frekvence [Hz]	≤ 1000	≤ 10000
Pohyb pracovního stolu – osa X [mm]	600	800
Pohyb pracovního stolu – osa Y [mm]	400	500
Pracovní vzdálenost – osa Z [mm]	750	780



Obr. 32 a) zařízení pro svařování EB K26 EBG 60-150 a b) pracovní komora K26.

Před přípravou metalografických vzorků byla pro dokumentování vzhledu hlavy a kořene svarových spojů použita stereolupa Olympus SZ61. Příprava metalografických vzorků pro hodnocení struktury svarových spojů byla provedena za použití konvenční metody řezání za mokra, broušení a leštění. Po mechanickém leštění následoval proces mechanicko-chemického leštění OPS suspenzí s koloidními částicemi SiO₂ o velikosti 0,04 μm. K vyvolání mikrostruktury

autogenních Al/Al svarů byla použita leptadla Fuss a Keller, pro vyvolání mikrostruktury Ti/Ti a heterogenních svarů Al/Ti bylo použito leptadlo Kroll. Chemické složení použitých leptadel je uvedeno v Tab. 8. Pro hodnocení struktury a mikrostruktury autogenních a heterogenních svarových spojů byly použity světelné mikroskopy Olympus GX-51 a Zeiss Axio Observer Z1m. K detailnímu studiu přítomných fází a jejich morfologie rozhraní byly využity rastrovací elektronové mikroskopy (*Scanning Electron Microscopy* – SEM) Philips XL 30 vybavený energiově disperzním spektrometrem (EDS) EDAX a SEM ZEISS Ultra Plus vybavený EDS detektorem Oxford. Pro určení tvrdosti BM byly použity tvrdoměry Leco HBE 3000A a Leco Vickers Hardness tester LV700. Průběh mikrotvrdosti byl měřen pomocí poloautomatického mikrotvrdoměru Leco LM 247AT. Na vybraných vzorcích byly provedeny tahové zkoušky dle ČSN EN ISO 6892-1 na univerzálním zkušebním stroji Zwick Z250. Pro zkoušku tahem byla použita plochá tělesa $8 \times 14 \times 60$ mm dle DIN 50125-E [81].

Tab. 8 Chemická složení činidel použitých vyvolání mikrostruktury svarových spojů.

činidlo	chemické složení
<i>Fuss</i>	7,5 ml HF; 25 ml HCl; 8 ml HNO ₃ ; 1000 ml H ₂ O
<i>Keller</i>	1 ml HF; 2,5 ml HNO ₃ ; 1,5 ml HCl; 95 ml H ₂ O
<i>Kroll</i>	11 ml HF; 33 ml HNO ₃ ; 56 ml H ₂ O

4.2. Základní materiály

Jako základní materiály byly zvoleny hliníkové slitiny EN AW – 2024-T351 a EN AW – 6061-T651 (Alfun, a. s., Česká Republika) a titanová slitina Ti-6Al-4V (VSMPO-AVISMA Corporation, Rusko). Zvolené slitiny byly dodány ve formě válcovaných desek o rozměrech 250 x 1250 mm s $t = 8$ mm, resp. 8,5 mm (Ti slitina).

4.2.1. Hliníková slitina EN AW – 6061-T651

Chemické složení slitiny EN AW – 6061-T651 (dále jen AA6) dle ČSN EN 573-3 [82] a porovnání s EDS analýzou dodaného materiálu je uvedeno v Tab. 9. Tepelné zpracování slitiny AA6 provedené po válcování se skládalo z rozpouštěcího žíhání, uvolnění vnitřního napětí (vypnutím řízenou velikostí trvalé plastické deformace $\varepsilon = 1,5\text{--}3$ %) a umělého stárnutí (160–175 °C) s následným ochlazením na vzduchu.

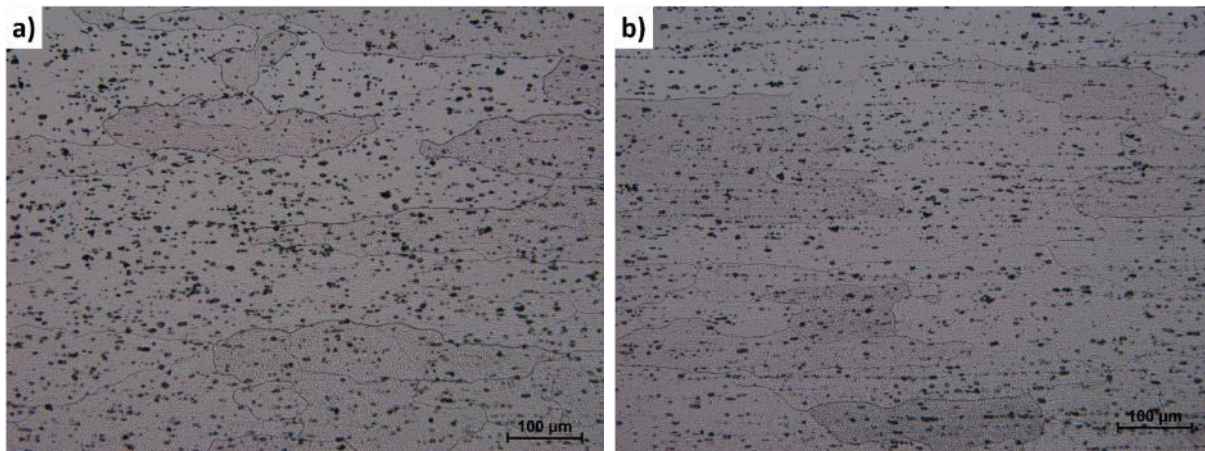
Tab. 9 Chemické složení slitiny 6061-T651 [82] a výsledky EDS analýzy dodané slitiny (vše v hm. %).

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	ostatní	Al
0,4 – 0,8	0,7	0,15 – 0,40	0,15	0,8 – 1,2	0,04 – 0,35	0,25	0,15	0,15	zbytek
0,72	0,45	0,24	0,14	1,11	0,07	0,05	0,01	-	zbytek

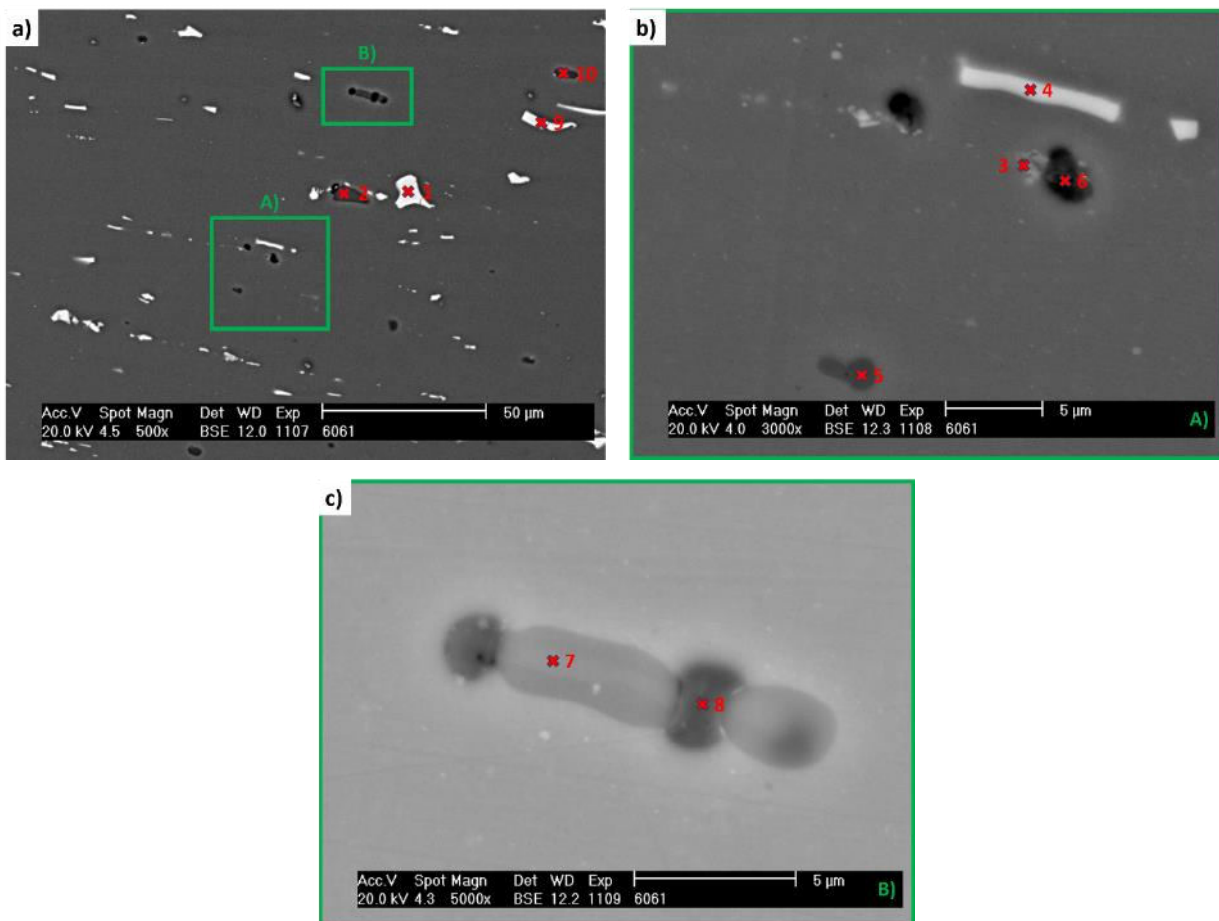
Výsledná struktura byla tvořena zrnny tuhého roztoku α -Al obsahující tmavé vměstky pocházející z výroby slitiny a vytvrzující precipitáty Mg₂Si, které nejsou světelnou mikroskopií detekovatelné. Vlivem válcování za studena byla zrna α -Al protažená ve směru tváření. Průměrná velikost zrn kolmo na směr tváření byla 114 ± 10 μm (Obr. 33a). Průměrná velikost zrn ve směru tváření byla 123 ± 21 μm (Obr. 33b).

Obr. 34a zobrazuje oblast BM, ve které byly analyzovány vměstky přítomné ve struktuře BM. Výsledky bodových EDS analýz jsou uvedeny v Tab. 10. Velké nepravidelné vměstky (Obr. 34a – pozice 1 a 9) obsahovaly AlFeSiMnCu. Další velké a nepravidelné vměstky (pozice 2) obsahovaly převážně Mg a Si s malým podílem Al. Při změně poměru Mg a Si měly vměstky čočkovitý tvar (pozice 10). Obdélníkové vměstky přesahující 5 μm (Obr. 34b, pozice 4) obsahovaly AlFeSiMn. Tmavé nepravidelně kulové vměstky (pozice 6) byly tvořeny AlMgSiFe. Vměstky na pozici 3, 5 a 8 obsahovaly AlMgSi s obsahem Al 71 až 88 hm. %. Složený vměstek na Obr. 34c byl také tvořena

vměstky na bázi AlMgSi, kdy světlejší část (pozice 7) obsahovala max. 54 hm. % Al, což odpovídá částici na pozici 10 s vyšším obsahem Mg a Si v porovnání s částicemi na pozicích 3,5 a 8. Pozorované vměstky výrazně neovlivňují mechanické vlastnosti BM. Během EBW lze očekávat jejich rozpuštění uvnitř WM, čímž mohou ovlivnit vlastnosti svarového spoje.



Obr. 33 Struktura BM slitiny AA6: a) struktura kolmo na směr tváření a b) struktura ve směru tváření.



Obr. 34 Pozice bodových EDS analýz BM AA6: a) analyzovaná oblast; b) a c) detail analyzovaných částic.

Výsledky tahové zkoušky BM AA6 jsou uvedeny v Tab. 11. Tvrdost základního materiálu byla 99 ± 1 HBW 5/250. Výsledky zkoušek mechanických vlastností BM slitiny AA6 splňovaly hodnoty předepsané v [82]. Z hlediska svařování se slitina 6061 označuje jako dobře svařitelná všemi běžnými technologiemi [82]. Dle [83] je tato slitina také podmíněně svařitelná EB, jelikož vyžaduje PWHT pro obnovení mechanických vlastností WM. Z hlediska chemického složení jsou obsahy Si

a Mg v tzv. *hot short range* (Tab. 3). Z tohoto důvodu je nutná vhodná volba procesních parametrů a postupu svařování, tak aby se zabránilo vzniku trhlin za tepla uvnitř WM a HAZ.

Tab. 10 – výsledky EDS analýz vměstků přítomných ve struktuře slitiny AA6.

místo	fáze	chemické složení [at. %]									
		Al	Mg	Si	Fe	Mn	Cu	Cr	Ti	Ca	P
1	<i>AlFeSiMnMgCuCr</i>	75,2	1,0	7,7	13,2	1,4	0,9	0,7	-	-	-
2	<i>MgSiAl</i>	17,2	55,0	27,8	-	-	-	-	-	-	-
3	<i>AlMgPTiCaSi</i>	87,6	5,8	0,6	-	-	-	-	1,7	1,5	2,9
4	<i>AlFeSiMn</i>	85,0	-	4,9	9,0	1,1	-	-	-	-	-
5	<i>AlMgSi</i>	70,4	16,3	13,2	-	-	-	-	-	-	-
6	<i>AlMgSiTiFe</i>	86,8	7,9	3,2	0,9	-	-	-	1,3	-	-
7	<i>AlMgSi</i>	53,4	28,0	18,6	-	-	-	-	-	-	-
8	<i>AlMgSi</i>	87,7	8,3	4,0	-	-	-	-	-	-	-
9	<i>AlFeSiMnCu</i>	80,9	-	6,7	10,4	1,3	0,7	-	-	-	-
10	<i>AlMgSi</i>	53,3	28,0	18,7	-	-	-	-	-	-	-

Tab. 11 – výsledky zkoušek tahem slitiny AA6.

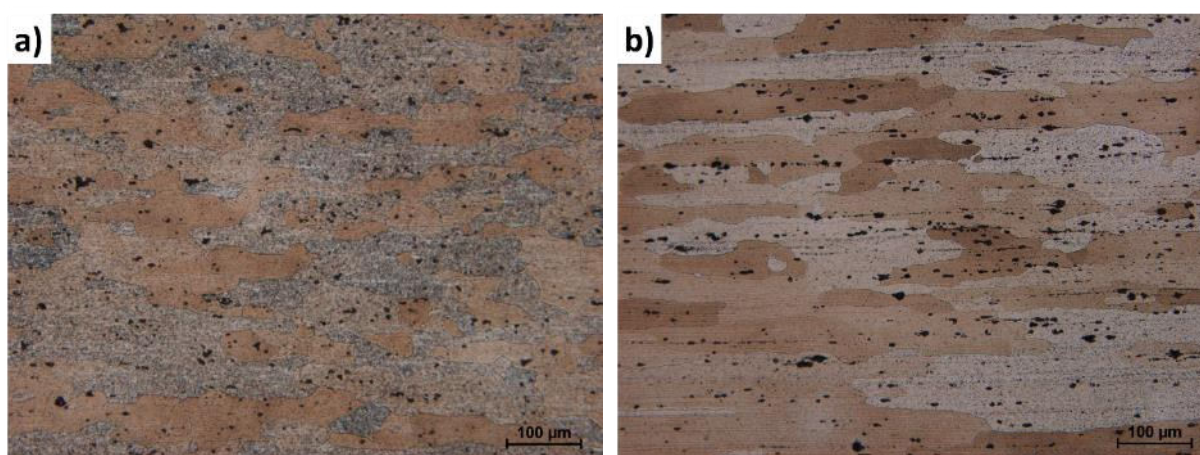
vzorek	E [GPa]	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	R_B [MPa]	A_g [%]	A [%]
AA6 – 1	69,7	274	318	261	10,2	15,2
AA6 – 2	71,0	274	316	269	8,5	14,1
AA6 – 3	69,3	271	312	263	8,6	14,4
AA6	70,0 ± 0,7	273 ± 1	315 ± 2	264 ± 3	9,1 ± 0,8	14,4 ± 0,6

4.2.2. Hliníková slitina EN AW – 2024-T351

Chemické složení slitiny EN AW – 2024-T351 (dále jen AA2) dle ČSN EN 573-3 [82] a porovnání s EDS analýzou dodaného materiálu je uvedeno v Tab. 12. TZ slitiny AA2 provedené po válcování za studena se skládalo z rozpouštěcího žíhání, uvolnění vnitřního napětí (vypnutím řízenou velikostí trvalé deformace $\varepsilon = 1,5\text{--}3\%$) a přirozeného stárnutí.

Tab. 12 Chemické složení slitiny AA2 dle [82] a výsledky EDS analýzy dodané slitiny (vše v hm. %).

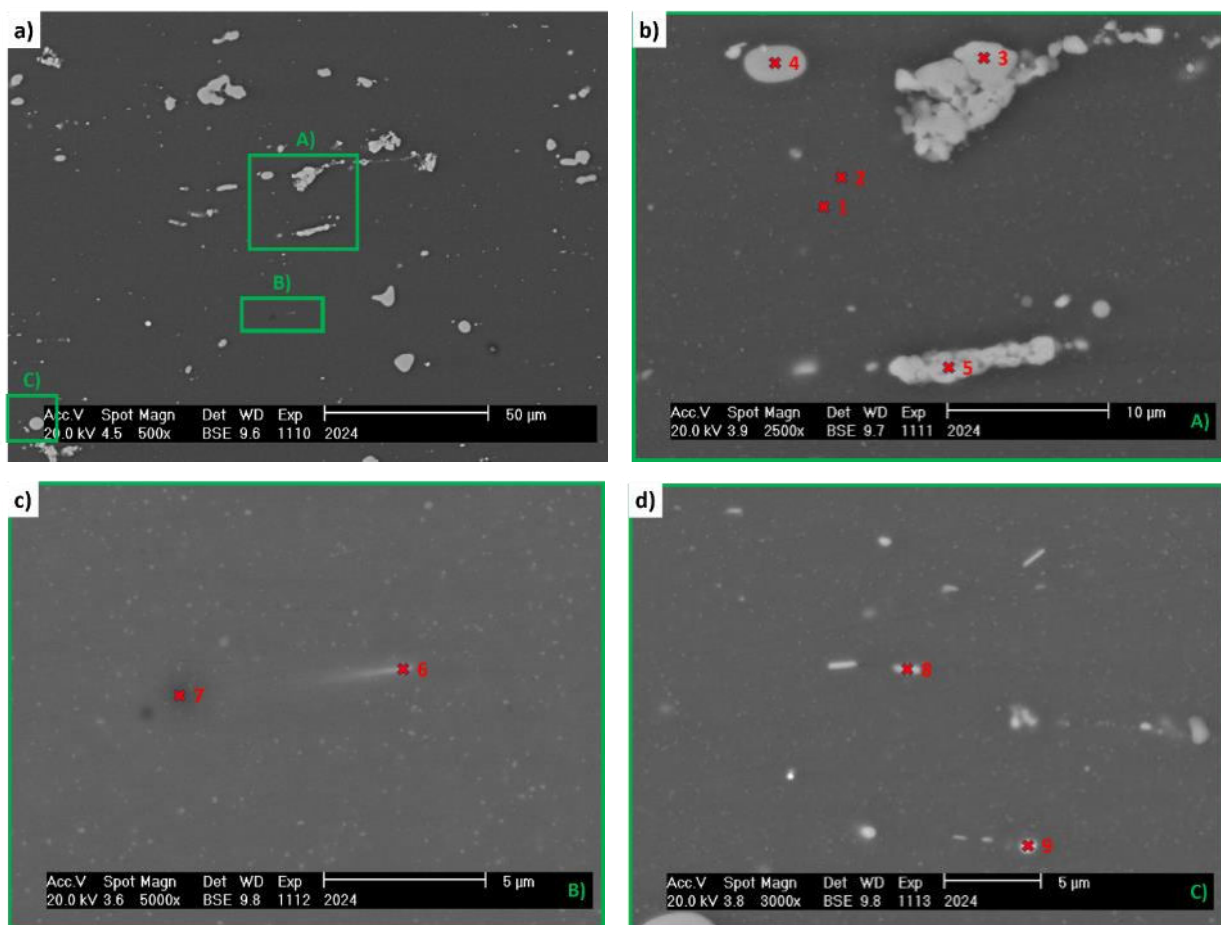
Cu	Mg	Mn	Fe	Si	Zn	Ti	Cr	ostatní	Al
3,8 – 4,9	1,2 – 1,8	0,4 – 0,9	≤ 0,5	≤ 0,5	≤ 0,25	≤ 0,15	≤ 0,1	≤ 0,15	zbytek
4,63	1,96	0,47	0,16	0,06	0,01	0,04	-	-	zbytek



Obr. 35 Struktura BM slitiny AA2: a) struktura kolmo na směr tváření a b) struktura ve směru tváření.

Výsledná struktura obsahovala zrna tuhého roztoku α -Al protažena ve směru tváření. Průměrná velikost zrn kolmo na směr tváření (Obr. 35a) byla $74 \pm 3\ \mu\text{m}$, zatímco průměrná velikost zrn ve směru tváření byla $135 \pm 27\ \mu\text{m}$ (Obr. 35b). Ve struktuře byly dále přítomny zpevňující precipitáty Al_2Cu a Al_2CuMg , které nejsou pozorovatelné na světelném mikroskopu.

Částice viditelné ve struktuře BM (Obr. 36) byly vměstky pocházející z výroby. Pozorované vměstky byly analyzovány pomocí EDS. Výsledky bodových analýz jsou uvedeny v Tab. 13. Obr. 36a zobrazuje oblast, ve které byly analyzovány vybrané vměstky. EDS analýza potvrdila, že tuhý roztok α -Al obsahuje okolo 5 hm. % Cu. Byly pozorovány 4 druhy vměstků přítomných ve struktuře BM. Nepravidelné částice označené 3 a 5 (Obr. 36b) byly vměstky AlCuFeMn, které ve svém největším rozměru přesahovaly 10 μ m. Kulovité částice s průměrem menším jak 10 μ m (Obr. 36b, bod 4) byly vměstky AlCuMg a obsahovaly vyšší množství Mg. Menší částice označené 8 a 9 (Obr. 36d) byly vměstky obsahující AlCuMgFeMn. Na obr. 36c jsou analyzovány vměstky 6 – AlCuMgFe a 7 – AlMgCuMn, u kterých však mohlo dojít ke zkreslení výsledků EDS analýzy vlivem jejich malého rozměru a minimální d_{spot} EB použitého při EDS analýze. Tyto vměstky nemají zásadní vliv na mechanické vlastnosti BM. V případě svarových spojů, lze očekávat jejich rozpuštění uvnitř WM, což může ovlivnit strukturu a fázové složení WM.



Obr. 36 Pozice bodových EDS analýz BM AA2: a) analyzovaná oblast; b – d) detail analyzovaných částic.

Tab. 13 – výsledky EDS analýz vměstků přítomných ve struktuře slitiny AA2.

místo	fáze	chemické složení [at. %]					
		Al	Cu	Mg	Fe	Mn	Ti
1	α -Al	97,9	2,1	-	-	-	-
2	α -Al	97,7	2,3	-	-	-	-
3	AlCuFeMn	80,0	13,5	-	4,2	2,4	-
4	AlMgCu	63,6	17,2	19,2	-	-	-
5	AlCuFeMn	81,0	12,7	-	4,6	1,7	-
6	AlCuMgFe	92,0	3,7	3,0	1,0	0,4	-
7	AlMgCuTiMn	91,8	1,7	5,7	-	0,4	0,5
8	AlCuMgFeMn	87,8	5,8	4,2	1,5	0,6	-
9	AlCuMgFeMn	87,2	6,7	3,1	2,3	0,8	-

Tvrdość základního materiálu byla 124 ± 1 HBW 5/250. Výsledky tahové zkoušky BM AA2 jsou uvedeny v Tab. 14. Naměřené mechanické vlastnosti slitiny AA2 odpovídaly [82]. Svařitelnost slitiny AA2 je dobrá při odporovém svařování, dle [82] se jiné metody nedoporučují. Pro většinu konvenčních metod se tak udává omezená svařitelnost, výjimkou je EBW a LBW [8]. Dle [83] jsou tepelně zpracovatelné slitiny Al-Mg-Cu podmíněně svařitelné EB, jelikož vyžadují PWHT pro stárnutí α' -Al zlepšující pevnost WM.

Tab. 14 – výsledky zkoušek tahem slitiny AA2.

vzorek	E [GPa]	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	R_B [MPa]	A_g [%]	A [%]
AA2 – 1	70,7	374	473	448	16	21,1
AA2 – 2	71,3	377	475	457	16,3	19,1
AA2 – 3	73,8	377	476	453	16,3	20,2
AA2	71,9 ± 1,3	376 ± 1	475 ± 1	453 ± 4	16,2 ± 0,1	20,1 ± 0,8

4.2.3. Titanová slitina Ti-6Al-4V

Chemické složení slitiny Ti-6Al-4V (dále jen Ti64) dle výrobcem dodaného inspekčního certifikátu (No. 1404733) je uvedeno v Tab. 15. Slitina byla dodána ve stavu po tzv. *mill annealing* (válcování za tepla/780 °C/55 minut/ ochlazování na vzduchu). Pomalým ochlazování z oblasti koexistence α -Ti + β -Ti vznikají rovnoosá zrna fáze α -Ti s podílem (7,4%) netransformované fáze β -Ti vyskytující se převážně na GB α -Ti (Obr. 37a). Velikost zrn fáze α -Ti byla 12 ± 3 μ m. Chemické složení obou fází zjištěné bodovou EDS analýzou je uvedeno v Tab. 16. Vzhledem ke způsobu TMZ polotovaru jsou ve struktuře BM patrné deformační pásy (Obr. 37b), ve kterých nedošlo k rekrytalizaci struktury během *mill annealing*.

Tab. 15 Chemické složení slitiny Ti64 dle výrobcem dodaného inspekčního certifikátu (No. 1404733; vše v hm. %).

Al	V	Fe	O	C	N	H	ostatní	Ti
6,44	4,11	0,21	0,166	0,008	0,004	0,0055	0,102	zbytek

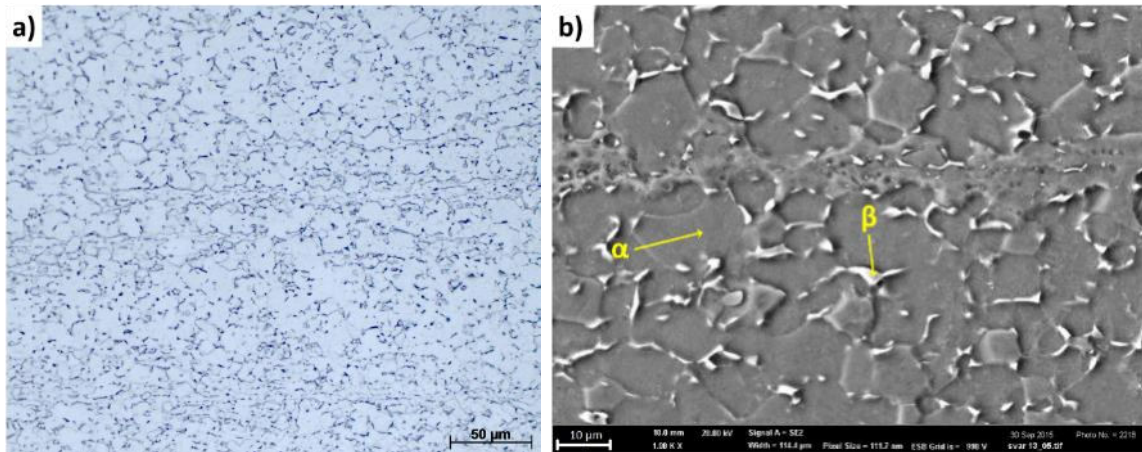
Tab. 16 výsledky bodové EDS analýzy fází přítomných ve slitině Ti64.

fáze	Al [at. %]	Ti [at. %]	V [at. %]
α	7,8	89,3	3,0
β	6,3	80,2	13,5

Mechanické vlastnosti zjištěné zkouškou tahem jsou v Tab. 17 a odpovídají hodnotám uvedeným v inspekčním certifikátu výrobce. Tvrdość základního materiálu byla 321 ± 8 HV10. Slitina Ti64 se vyznačuje nejlepší svařitelností ze skupiny $\alpha+\beta$ slitin, a to především ve vyžíhaném stavu. Svařuje-li se tato slitina ve vytvrzeném stavu, proběhne finální stárnutí během PWHT. Vynikající svařitelnost této slitiny je dána těmito dvěma faktory: vznikající α' -Ti martenzit není tak pevný a křehký jako u $\alpha+\beta$ slitin s vyšším obsahem stabilizátorů fáze β -Ti. Za druhé, při ochlazování z teploty rozpouštěcího žíhání dochází pouze k nevýraznému vytvrzení slitiny Ti64 [66]. Také [83] uvádí Ti64 jako slitinu bezproblémově svařitelnou pomocí EB. Prostředí vakua umožňuje svařování bez nebezpečí oxidace a vodíkové křehkosti. Z tohoto důvodu se tento postup používá při svařování kritických součástí ze slitin Ti při výrobě leteckých motorů.

Tab. 17 – výsledky zkoušek tahem slitiny Ti64.

vzorek	E [GPa]	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	R_B [MPa]	A_g [%]	A [%]
Ti64 – 1	123	930	988	853	7,8	13,2
Ti64 – 2	122	935	992	896	8,7	14,2
Ti64 – 3	122	924	984	878	8,7	14,7
Ti64	122 ± 1	930 ± 5	988 ± 3	876 ± 18	8,4 ± 0,4	14,0 ± 0,6

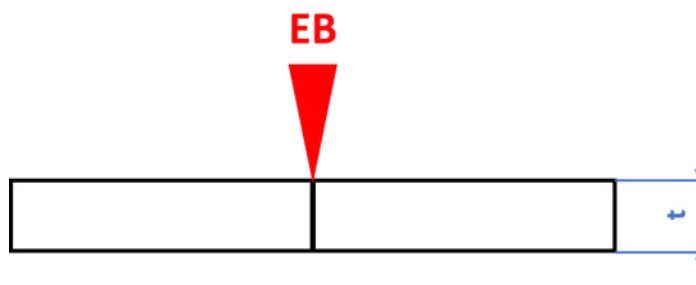


Obr. 37 Struktura základního materiálu slitiny Ti64: a) světelný mikroskop a b) SEM.

5. VÝSLEDKY EXPERIMENTŮ

5.1. Homogenní svarové spoje

Pro zhotovení homogenních svarových spojů bylo použito komorové zařízení K26 s EBG 60-150. Postup svařování a následné analýzy svarů probíhaly u všech tří vybraných slitin obdobným způsobem. V první etapě byl hledán proud svazku I_b zajišťující provaření celé tloušťky BM pro dané urychlovací napětí U_a . Dalším krokem bylo ověření zvolených parametrů na tupých svarových spojích (Obr. 38). Rozměry experimentálních vzorků byly $120 \times 50 \times 8$ (8,5) mm. Délka zkušebních svarových spojů tak byla $l \geq 100$ mm. Hodnocení výsledných svarů zahrnovalo vizuální hodnocení vzhledu hlavy a kořene svaru, makroskopickou a mikroskopickou analýzu, analýzu rozměrů a tvaru profilu svaru, hodnocení změn chemického složení uvnitř HAZ a WM a měření průběhu mikrotvrdosti přes svarové spoje. Na vybraných svarových spojích byla provedena tahová zkouška pro určení mechanických vlastností svarových spojů.



Obr. 38 Schéma tupého svarového spoje (t – odpovídá tloušťce dodaných BM).

5.1.1. Hliníková slitina AA6

5.1.1.1. Série AA6-I

Postup nalezení vhodných procesních parametrů pro EBW slitiny AA6 zahrnoval jako první průvary do plného materiálu při konstantním U_a a kruhovém spotu EB. Parametry použité v sérii AA6-I jsou uvedeny v Tab. 18. Cílem těchto experimentů bylo nalezení optimální hodnoty I_b , která pro danou kombinaci procesních parametrů při EBW slitiny AA6 umožňuje provaření dané t .

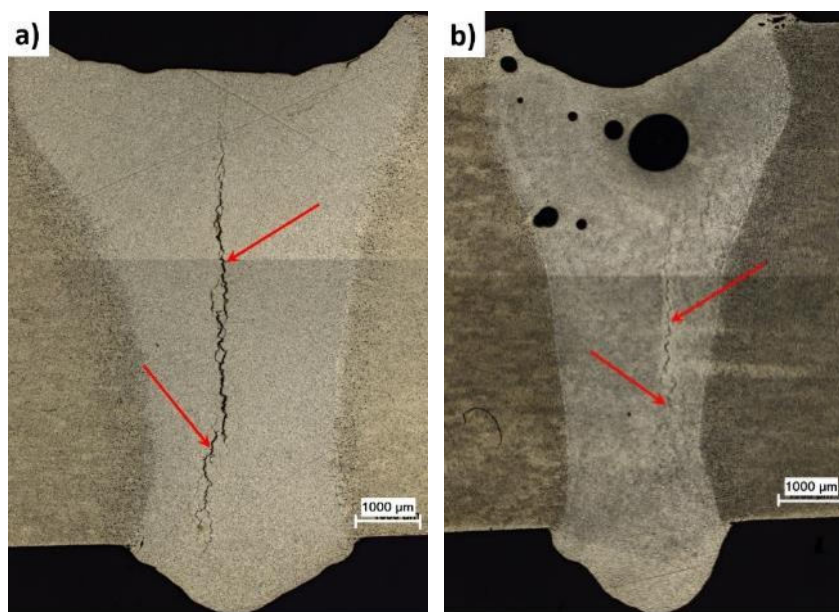
Tab. 18 Procesní parametry EBW použité v sérii AA6-I.

vzorek	U_a [kV]	I_b [mA]	d_{spot} [mm]	f [Hz]	v [mm·s ⁻¹]	$SURF$ [mA]	P_b [kW]	Q_{eb} [J·mm ⁻¹]
AA6 – P1	60	20 – 30	0,25	600	10	0	1,2 – 1,8	120 – 180
AA6 – P2	60	35 – 40	0,25	600	10	-2 až -14	2,1 – 2,4	210 – 240
AA6 – P3	60	30 – 35	0,25	600	10	-1 až -2	1,8 – 2,1	180 – 210
AA6 – P4	60	30 – 35	0,25	300	10	-1 až -2	1,8 – 2,1	180 – 210
AA6 – P5	60	30 – 35	0,25	150	10	-1 až -2	1,8 – 2,1	180 – 210
AA6 – P6	60	40 – 45	0,25	600	10	0	2,4 – 2,7	240 – 270
AA6 – P7	60	40 – 45	0,25	600	20	0	2,4 – 2,7	120 – 135
AA6 – P8	60	45 – 50	0,25	600	20	0	2,7 – 3,0	135 – 150
AA6 – P9	60	43	0,25	600	20	0	2,58	129
AA6 – P10	60	43	0,25	600	10	0	2,58	258
AA6 – P11	60	43	0,25	600	10	-60 až 40	2,58	258
AA6 – P12	60	43	0,25	600	10	-15 až 10	2,58	258

Pro odhad parametrů na průvaru AA6-P1 byl použit proměnný I_b pro EB zaostřený na povrch materiálu, který neposkytl potřebný P_b pro průnik celou t BM. Vzorek AA6-P2 kombinoval použití vyššího rozsahu I_b s měnící se polohou ohniska EB. Díky lineární změně zkoušených parametrů, lze určit jejich hodnoty v momentě, kdy došlo k průniku EB celou t zkoušené slitiny. Byly určeny tyto hodnoty: $I_b = 38$ mA a $SURF = -9,2$ mA. Na vzorcích AA6-P3 až AA6-P5 byla použita rozdílná

f , dále byl použit rozsah I_b spadající mezi hodnoty předchozích průvarů a EB byl zaostřen těsně pod povrch BM. Pro tyto vzorky byly určeny tyto hodnoty zaručující provaření $t = 8$ mm: $I_b = 34$ mA a $SURF = -2$ mA. Naopak se neprojevil vliv f na dosaženou d_p .

Za účelem zlepšení kvality kořene průvarů byl na vzorcích AA6-P6 až AA6-P8 použit rozsah I_b poskytující vyšší $P_b = 2,4-3,0$ kW při rozdílné v dodávající $Q_{eb} = 120-270$ J·mm⁻¹. Za daných podmínek vznikl kořen s podobným profilem a protečením max. 1,1 mm (Obr. 39a), nezávisle na použité v (Obr. 39b). Použití rozdílné v se projevilo pouze v šířce WM a množství pórů. Ve všech případech byl nataven relativně velký objem BM, který v kombinaci s obsahem Mg a Si vedl k tvorbě trhlin za tepla. Pro získání kvalitních průvarů a svarů je tak nutné volit vhodný kompromis mezi kvalitou kořene a přítomnosti defektů uvnitř WM.



Obr. 39 Řez průvary slitinou AA6 – a) vzorek AA6-P6 a b) vzorek AA6-P7.

Vzorky AA6-P9 a AA6-P10 byly provedeny při konstantním I_b a rozdílné v . Shodně se vzorky AA6-P6 až AA6-P8, bylo na vzorcích AA6-P9 a AA6-P10 dosaženo plného průvaru. Z dosažených výsledků je patrné, že k provaření $t = 8$ mm slitiny AA6 je potřeba $Q_{eb} = 129-258$ J·mm⁻¹. Parametry poskytující stejné Q_{eb} byly použity také na vzorcích AA6-P11 a AA6-P12, na kterých byl testován velký rozsah parametru $SURF$. Shodně s předchozími výsledky byl potvrzen ideální rozsah parametru $SURF = 0$ až -4 mA.

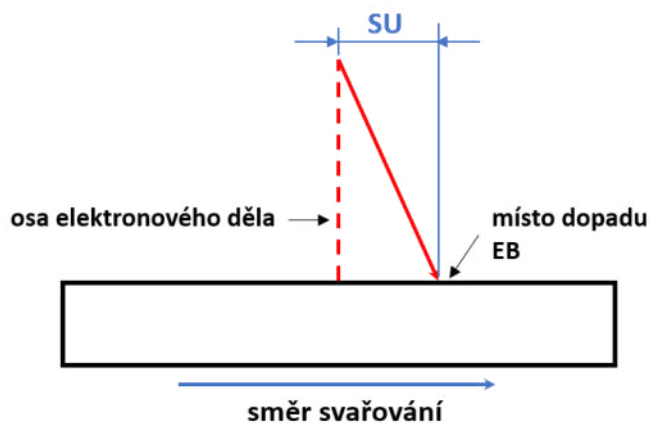
5.1.1.2. Série AA6-II

Na základě výsledků série AA6-I byly navrženy parametry série AA6-II pro zhotovení průvarů při různých U_a (Tab. 19). V sérii AA6-II byly použity tyto konstantní parametry: $d_{spot} = 0,2$ mm, $f = 500$ Hz, $SURF = 0$ mA a $v = 20$ mm·s⁻¹. Pro zamezení vniknutí par kovů do elektronového děla bylo použito vychýlení svazku $SU = 50$ mm v ose X (Obr. 40). Pouze na vzorku AA6-60.4 bylo použito opačné vychýlení EB ($SU = -50$ mm). Optimalizace procesů vycházela z úpravy I_b pro dosažení souvislé housenky bez výrazného propadu a protečení WM v celé délce průvaru.

Jakmile byl určen I_b a tím i Q_{eb} pro danou hodnotu U_a , byl pro následující U_a navržen I_b na základě dosazení Q_{eb} z předchozího kroku do rovnice (4). Postup optimalizace I_b pro jednotlivá U_a je uveden v Tab. 20. Na jednotlivých vzorcích byla hodnocena kvalita hlavy a kořene svaru a velikost pórů uvnitř WM. Při optimalizovaných parametrech (Tab. 19) se šířka hlavy svarů pohybovala v rozsahu 2,68–3,62 mm s převýšením WM 0,08–0,41 mm (Obr. 41a). Při nevhodných parametrech měla

hlava svaru větší rozptyl 2,41–4,17 mm se střídavým propadem/převýšením WM $-0,64$ až $0,42$ mm kdy se tvořili kapsy uvnitř WM (Obr. 41b).

Kvalita kořene byla hodnocena stejně jako hlava. Propad WM v kořeni, stejně jako lokální neprůvary (Obr. 41c) byly nežádoucí. Ideální vzhled kořene je uveden na Obr. 41d. Takto označené průvary měly kořen s $w = 0,42$ – $0,82$ mm s protečením $0,29$ – $0,67$ mm. Nezávisle na použitých parametrech byla průměrná šířka WM ve střední části $1,28 \pm 0,07$ mm.



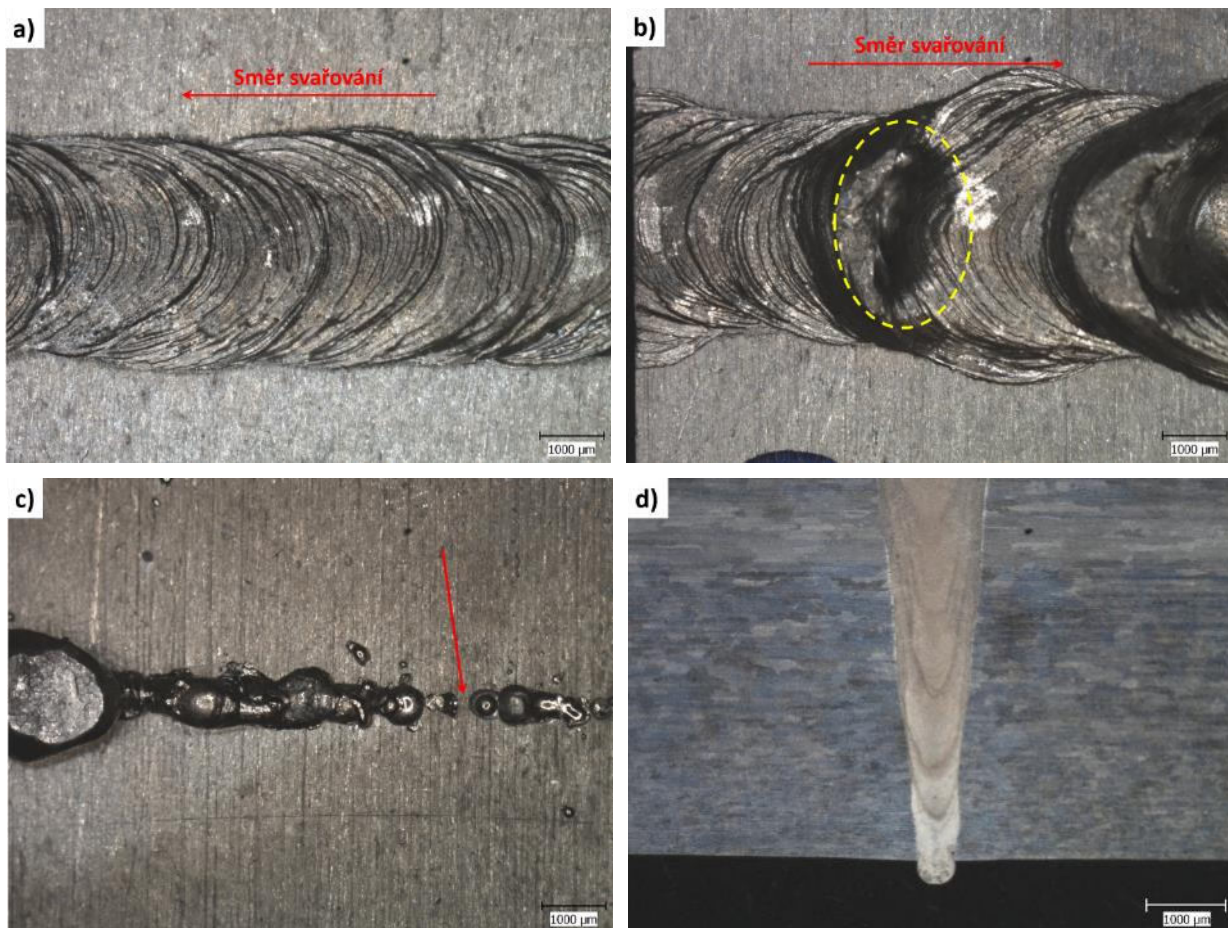
Obr. 40 Schéma svařování s vychýleným EB.

Tab. 19 Navržené a optimalizované hodnoty I_b pro různá U_a při EBW slitiny AA6.

vzorek	U_a [kV]	navržené			optimalizované		
		I_b [mA]	P_b [kW]	Q_{eb} [J·mm ⁻¹]	I_b [mA]	P_b [kW]	Q_{eb} [J·mm ⁻¹]
AA6-60	60	43	2,58	129,0	46	2,76	138,0
AA6-70	70	39	2,73	136,5	38	2,66	133,0
AA6-80	80	33	2,64	132,0	33	2,64	132,0
AA6-90	90	29	2,61	130,5	28,5	2,57	128,3
AA6-100	100	26	2,60	130,0	25,5	2,55	127,5
AA6-110	110	23	2,53	126,5	23,5	2,59	129,3
AA6-120	120	21	2,52	126,0	21,5	2,58	129

Tab. 20 Postup optimalizace I_b pro různá U_a při EBW slitiny AA6 včetně hodnocení zkušebních průvarů.

vzorek	I_b [mA]	P_b [kW]	Q_{eb} [J·mm ⁻¹]	hodnocení
AA6-60.1	43	2,58	129,0	neprovařeno
AA6-60.2	48	2,88	144,0	provařeno – výrazné protečení WM v kořeni
AA6-60.3	46	2,76	138,0	provařeno – protečení WM v kořeni
AA6-60.4	46	2,76	138,0	SU = 50 mm; neprovařeno
AA6-70.1	39	2,73	136,5	provařeno – 1/2 l výrazný propad a protečení WM
AA6-70.2	37	2,59	129,5	náznak provaření
AA6-70.3	38	2,66	133,0	provařeno – mírně propadlý kořen
AA6-80.1	33	2,64	132,0	lokální náznaky provaření
AA6-80.2	34	2,72	136,0	provařeno
AA6-80.3	32	2,56	128,0	neprovařeno
AA6-90.1	29	2,61	130,5	provařeno
AA6-90.2	28	2,52	126,0	lokální náznaky provaření
AA6-100.1	26	2,60	130,0	provařeno
AA6-100.2	24	2,40	120,0	lokální náznaky provaření
AA6-100.3	25	2,50	125,0	lokální neprůvary
AA6-110.1	23	2,53	126,5	provařeno
AA6-110.2	24	2,64	132,0	mírné protečení kořene
AA6-120.1	21	2,52	126,0	lokální neprůvary
AA6-120.2	21,5	2,58	129,0	provařeno



Obr. 41 Výsledky vizuálního hodnocení série AA6-II – a) souvislá hlava vzorku AA6-70.3; b) nesouvislá hlava vzorku AA6-70.2 s kapsami uvnitř WM; c) lokální neprůvary kořene vzorku AA6-110.1; a d) kořen průvaru na vzorku AA6-70.2.

Uvnitř jednotlivých průvarů do slitiny AA6 byly detekovány póry uvnitř WM. Jednotlivé průvary série AA6-II byly analyzovány pomocí stereolupy. Průměrné velikosti a počty pórů v závislosti na použitém U_a jsou uvedeny v Tab. 21. Nepotvrdil s vliv U_a na velikost a množství pórů. Průměr pórů \varnothing se pohyboval od 166 μm do 355 μm . Velikost směrodatné odchylky značí velký rozptyl velikosti pórů ($\varnothing_{\text{min}} = 35 \mu\text{m}$; $\varnothing_{\text{max}} = 1799 \mu\text{m}$).

Tab. 21 Průměrný počet a velikost pórů uvnitř WM v závislosti na použitém U_a .

U_a [kV]	n [-]	\varnothing [μm]
60	2 \pm 1	189 \pm 150
70	3 \pm 2	303 \pm 247
80	3 \pm 2	355 \pm 518
90	4 \pm 2	257 \pm 186
100	6 \pm 3	176 \pm 159
110	3 \pm 1	291 \pm 174
120	4 \pm 1	166 \pm 142

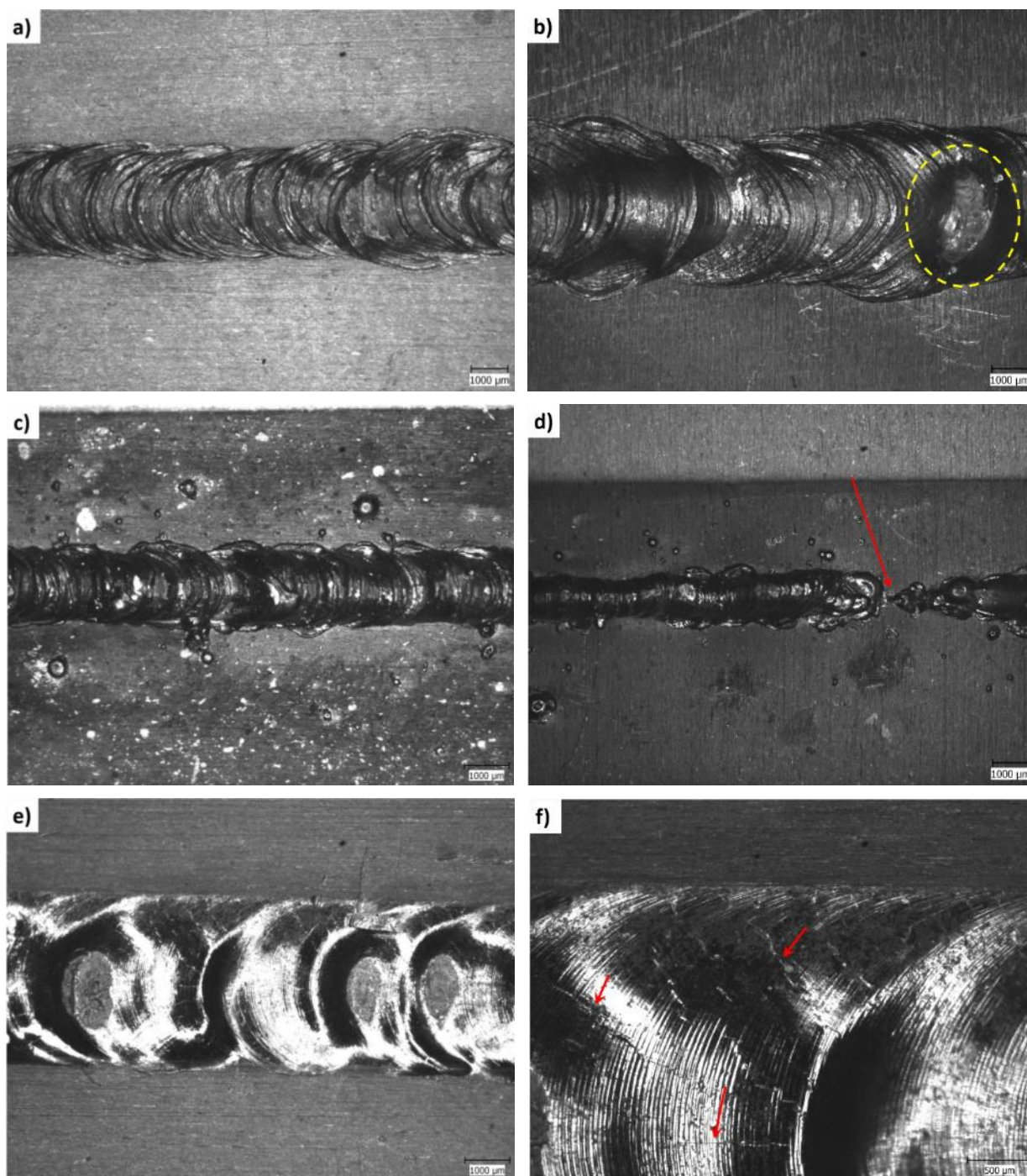
5.1.1.3. Série AA-6III

V sérii AA6-III byly ověřeny vybrané navržené parametry ze série AA6-II na tupých svarových spojích. Procesní parametry EBW použité v sérii III jsou uvedeny v Tab. 22. Během svařování byl EB opět vychýlen o $SU = 50 \text{ mm}$ dle Obr. 40. Na vzorku AA6-2 byl použit *cosmetic pass* pro zlepšení vzhledu svarové housenky v hlavě svaru a snížení porozity uvnitř WM. Pro redukci ρ_{eb} při *cosmetic pass* byl použit nižší I_b a větší d_{spot} . Na výsledných svarových spojích byla provedena

metalografická analýza, analýza chemického složení a měření mikrotvrdomosti přes jednotlivé oblasti EB svaru.

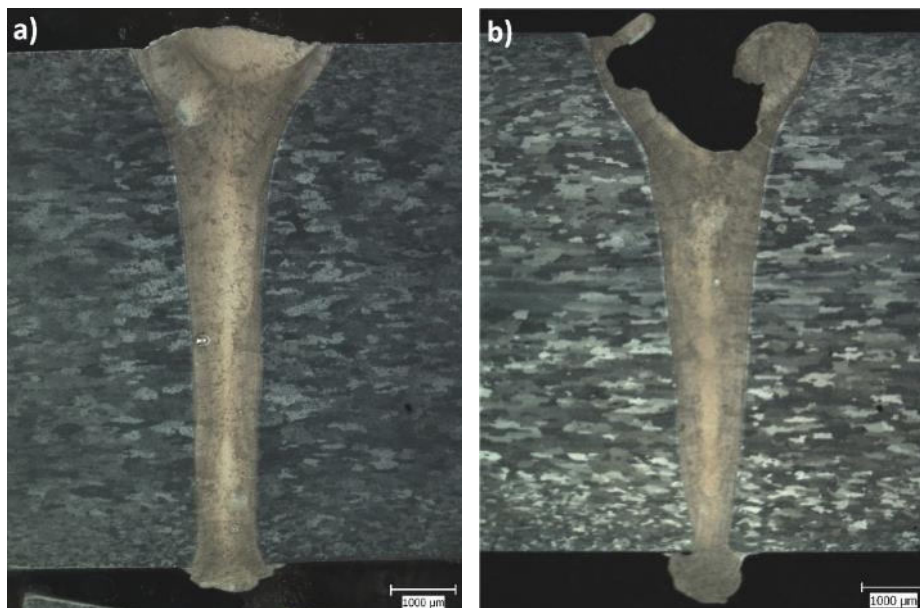
Tab. 22 Procesní parametry série AA6-III – tupé svarové spoje.

vzorek	U_a [kV]	I_b [mA]	d_{spot} [mm]	v [mm·s ⁻¹]	f [Hz]	$SURF$ [mA]	P_b [kW]	Q_{cb} [J·mm ⁻¹]
AA6-1	120	21,5	0,20	20	500	0	2,58	129,0
AA6-2	120	21,5 5	0,20 3,50	20	500	0	2,58 0,60	129,0 30,0
AA6-3	60	46	0,25	20	500	0	2,76	138,0
AA6-4	90	28,5	0,25	20	500	0	2,57	128,3

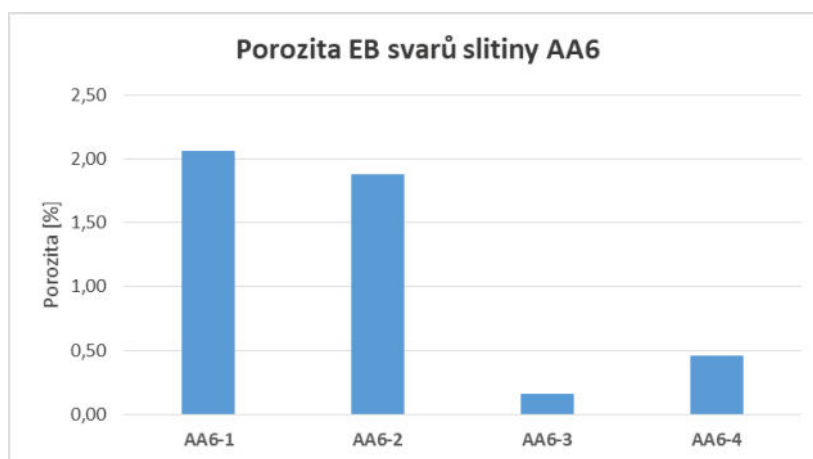


Obr. 42 Hodnocení tupých svarů slitiny AA6 – a) hlava vzorku AA6-1; b) hlava vzorku AA6-3 s kapsami uvnitř WM; c) kořen vzorku AA6-2; d) kořen vzorku AA6-3 s lokálními neprůvary; e) hlava vzorku AA6-2 a f) detail hlavy vzorku AA6-2.

Parametry použité na vzorcích AA6-1 a AA6-2 vedly k požadovanému vzhledu housenky v hlavě svaru (Obr. 42a). Naopak při nižších U_a vznikly nesouvislé svarové housenky s proměnnou w a kapsami uvnitř WM (Obr. 42b). Z hlediska kvality kořene vedly navržené parametry, mimo vzorek AA6-3, k souvislému kořeni s protečením WM 0,23–0,87 mm (Obr. 42c). Ačkoliv byly na vzorku AA6-3 použity parametry poskytující $Q_{eb} = 138 \text{ J}\cdot\text{mm}^{-1}$, tak nevznikl souvislý kořen bez neprůvarů (Obr. 42d). Tyto vady mohou být zapříčiněny větší divergencí EB při nižších U_a způsobující nestabilitu keyhole. Pro zlepšení hlavy svaru byl na vzorku AA6-2 proveden *cosmetic pass* s P_b sníženým o 77 %, který způsobil rozšíření hlavy svaru z $3,1 \pm 0,15 \text{ mm}$ na $3,6 \pm 0,06 \text{ mm}$ a pokles převýšení WM z $0,31 \pm 0,02$ na $0,24 \pm 0,05 \text{ mm}$ (Obr. 42e). Použité parametry vedly k rychlému ochlazování povrchové vrstvy a tvorbě napětí. Tyto podmínky v kombinaci s citlivostí slitiny AA6 na tvorbu trhlin za tepla vedly k vzniku malých trhlinek ve WM (Obr. 42f).



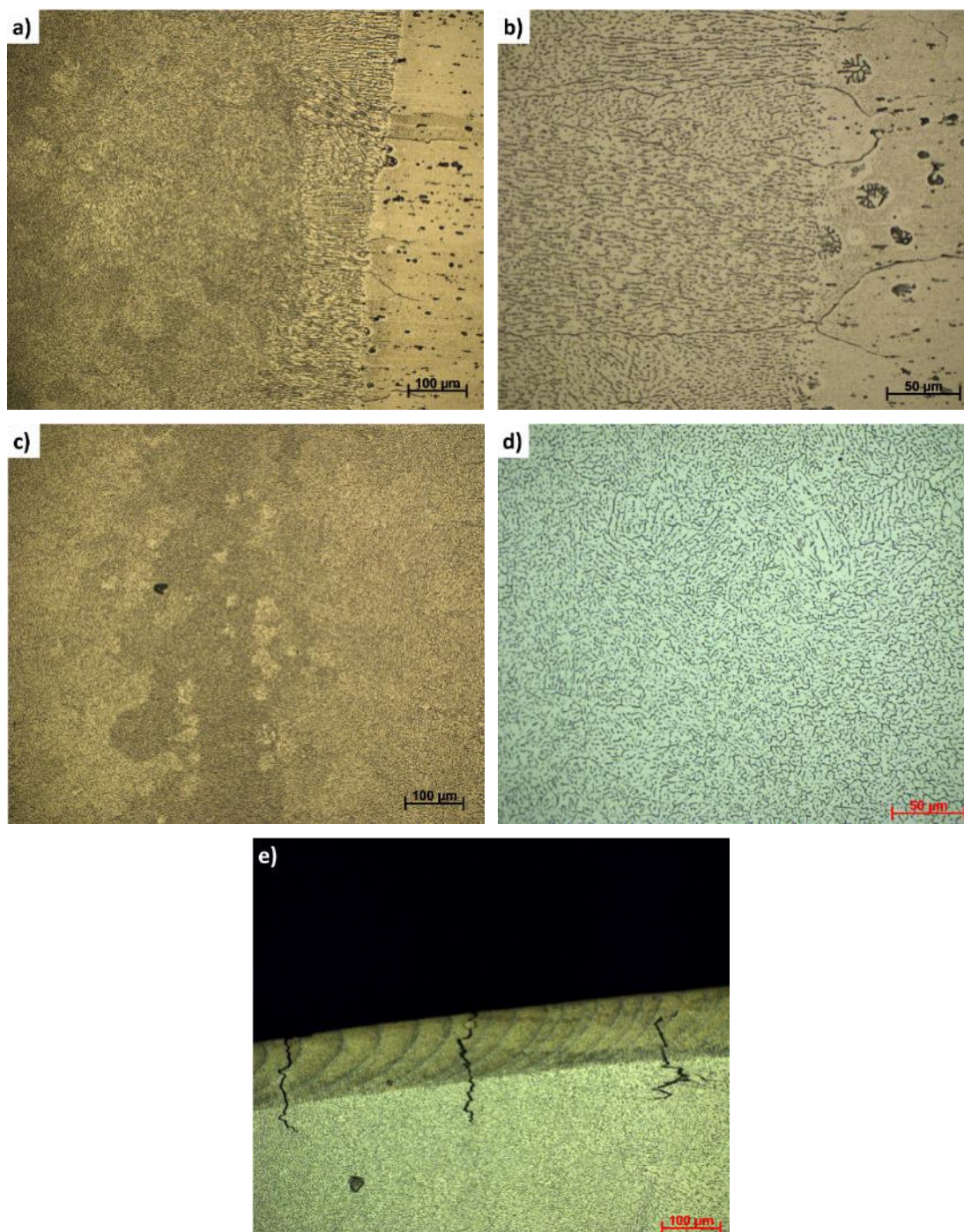
Obr. 43 Profily svarového spoje slitiny AA6 – a) vzorek AA6-1 a b) vzorek AA6-3 s kapsou.



Obr. 44 Porozita EB svarů slitiny AA6.

Během metalografické analýzy svarových spojů slitiny AA6 nebyl potvrzen vliv U_a na profil svaru. Na všech vzorcích byl pozorován typický hřebíkovitý profil (Obr. 43a). Výrazným nedostatkem byla přítomnost kapes ve WM (Obr. 43b), které vznikají vlivem nestability keyhole při nízkých U_a v kombinaci s vysokým Q_{eb} (vzorek AA6-3), které způsobily lokální přehřátí taveniny. Vysoké Q_{eb} se příznivě projevilo na výsledné porositě (0,16 %) WM vzorku AA6-3. Nejvyšší porozita (1,87–2,06 %) byla na vzorcích svařovaných při $U_a = 120 \text{ kV}$ (Obr. 44). Vyšší

porozita vzorků AA6-1 a AA6-2 byla zapříčiněna vyšší rychlostí ochlazování vlivem menšího nataveného objemu. Ani v jednom případě nebyla překročena limitní hodnota 5 % udávaná mezinárodními standardy [84]. WM obsahovaly oba typy pórů. Makropóry byly vlivem vztlaku zachyceny v horní části svarů. Podíl makropórů v jednotlivých vzorcích se pohyboval 8–58 % z celkového počtu pórů uvnitř WM.

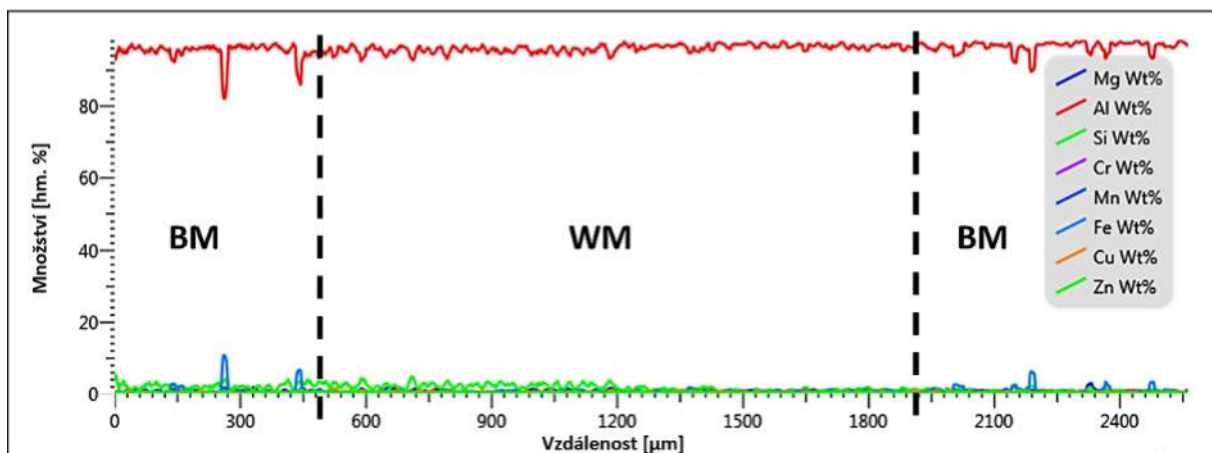
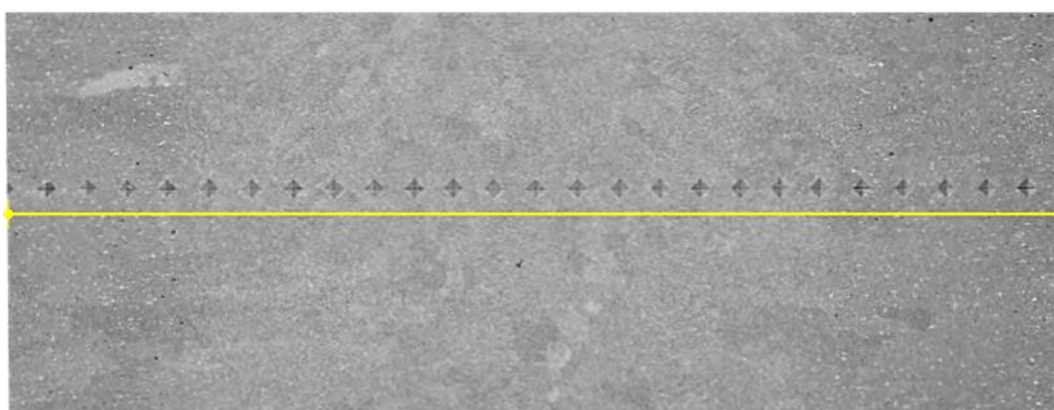


Obr. 45 Mikrostruktura svarového spoje AA6 – a) HAZ vzorku AA6-3; b) detail HAZ vzorku AA6-4; c) WM vzorku AA6-4; d) detail WM vzorku AA6-2 a e) *cosmetic pass* na vzorku AA6-2.

Na hodnocených vzorcích nebyla detekována výrazná HAZ (Obr. 45a), která nezávisle na použitých parametrech měla $w \leq 0,1$ mm. Mikrostruktura HAZ byl tvořena částečně natavenými zrny BM, které obsahovaly izolované oblasti tvořené lící strukturou (Obr. 45b). WM přiléhající k HAZ byl tvořen kolumnárními krystaly α -Al protaženými ve směru největšího odvodu T do BM

(Obr. 45a). Blíže ose svaru byl WM tvořen jemnější líčí mikrostrukturou (Obr. 45c). Krystaly byly vlivem segregáčních procesů obklopeny prvky nerozpuštěnými uvnitř α -Al (Obr. 45d), které pocházejí převážně z rozpuštěných vměstků. Přestože množství Si a Mg spadá do oblasti *hot short range* (Tab. 3), byla díky použitým parametrům EBW potlačena tvorba trhlin za tepla, které vznikaly v sérii AA6-I (Obr. 39). *Cosmetic pass* na vzorku AA6-2 byl proveden pro zlepšení vzhledu hlavy svaru. Snížení P_b druhého průchodu EB o 77 % vedlo k přetavení povrchové vrstvy do hloubky $d_p = 110 \pm 5 \mu\text{m}$. Dosažená d_p neumožňovala efektivní snížení porozity (Obr. 44). Přetavená vrstva měla nejjemnější mikrostrukturu. Metalografická analýza potvrdila přítomnost četných rozeklaných mikrotrhlin, které pronikají přetavenou vrstvou až do WM (Obr. 45e).

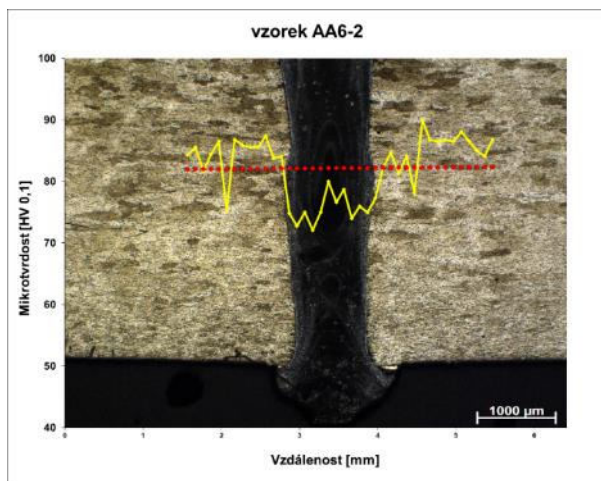
Analýza změn chemického složení BM a WM byla provedena liniovou EDS analýzou na vzorcích s rozdílným U_a . Délka liniové analýzy byla 2,5 mm a zahrnovala jak oblast WM, tak i neovlivněný BM (Obr. 46). V BM byly detekovány lokální změny v obsahu Al a Fe způsobené vměstkami analyzovanými v kapitole 4.2.1. Uvnitř WM nebyly potvrzeny změny chemického složení. Stejně výsledky byly naměřeny na všech vzorcích nezávisle na poloze liniové analýzy a U_a .



Obr. 46 Výsledky liniové analýzy svarového spoje vzorku AA6-4.

Odhad mechanických vlastností EB svarů provedených na slitině AA6 zahrnovalo měření průběhu mikrotvrdoosti v hlavě a kořeni svaru. Mikrotvrdoost byla měřena v linii o délce 4 mm pokrývající všechny oblasti svarového spoje. Obr. 47 zobrazuje průběh mikrotvrdoosti v kořeni vzorku AA6-2. Pokles mikrotvrdoosti uvnitř WM je způsoben rozpuštěním vytvrzujících částic a shoduje se s pozorovanou mikrostrukturou. Obdobné výsledky byly získány během měření průběhu mikrotvrdoosti na ostatních vzorcích série AA6-III. Průměrné hodnoty mikrotvrdoosti v jednotlivých oblastech všech vzorků jsou uvedeny v Tab. 23. Získané výsledky potvrzují pokles mechanických vlastností WM vlivem mikrostrukturních změn vyvolaných působením EB. Průměrná mikrotvrdoost uvnitř WM se pohybovala v rozmezí 69–77 HV_{0,1} zatímco uvnitř BM byla

81–87 HV0,1. Průměrná mikrotvrdość HAZ (72–84 HV0,1) se pohybovala mezi mikrotvrdořtí BM a WM vlivem hrubnutí vytvrzujících částic v úzké HAZ. Parametry použité pro *cosmetic pass*, mimo přetavenou vrstvu, neovlivnily výslednou mikrotvrdořt vzorku AA6-2.



Obr. 47 Typický průběh mikrotvrdořtí přes EB svar slitiny AA6.

Tab. 23 Průměrné hodnoty mikrotvrdořtí (HV0,1) v jednotlivých oblastech svarových spojů série AA6-III.

vzorek	BM	HAZ	WM
AA6-1	87 ± 2	84 ± 3	75 ± 5
AA6-2	85 ± 3	81 ± 3	77 ± 3
AA6-3	85 ± 3	79 ± 5	73 ± 3
AA6-4	81 ± 3	72 ± 7	69 ± 2

5.1.2. Hliníková slitina AA2

5.1.2.1. Série AA2-I

Optimalizace procesních parametrů EBW slitiny AA2 zahrnovala stejný postup jako v případě slitiny AA6. Průvary do plného materiálu byly provedeny při konstantním U_a a kruhové spotu EB. Cílem těchto experimentů bylo nalezení optimální hodnoty I_b pro danou kombinaci v a U_a . Parametry použité pro optimalizaci I_b jsou uvedeny v Tab. 24.

Tab. 24 Procesní parametry použité v sérii AA2-I.

vzorek	U_a [kV]	I_b [mA]	d_{spot} [mm]	f [Hz]	v [mm·s ⁻¹]	$SURF$ [mA]	P_b [kW]	Q_{eb} [J·mm ⁻¹]
AA2 – P1	60	35 – 40	0,25	600	10	-2 až -14	2,1 – 2,4	210 – 240
AA2 – P2	60	30 – 35	0,25	600	10	-1 až -2	1,8 – 2,1	180 – 210
AA2 – P3	60	30 – 35	0,25	300	10	-1 až -2	1,8 – 2,1	180 – 210
AA2 – P4	60	30 – 35	0,25	150	10	-1 až -2	1,8 – 2,1	180 – 210
AA2 – P5	60	40 – 45	0,25	600	20	0	2,4 – 2,7	120 – 135
AA2 – P6	60	45 – 50	0,25	600	20	0	2,7 – 3,0	135 – 150
AA2 – P7	60	49	0,25	600	20	0	2,94	147
AA2 – P8	60	55 – 60	0,25	600	30	0	3,3 – 3,6	110 – 120
AA2 – P9	60	60 – 65	0,25	600	30	0	3,6 – 3,9	120 – 130
AA2 – P10	60	65 – 70	0,25	600	30	0	3,6 – 4,2	130 – 140

Průvary AA2-P1 až AA2-P4 byly provedena při $v = 10 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ a proměnných parametrech I_b a $SURF$. Na jednotlivých průvarech byl určen potřebný I_b a parametr $SURF$ pro provaření dané t . Na vzorku AA2-P1 bylo dosaženo plného průvaru již při hodnotách $I_b = 35 \text{ mA}$ a $SURF = -2,0 \text{ mA}$. Proto byly na průvarech AA2-P2 – AA2-P4 sníženy proměnný I_b , použit menší rozsah parametru $SURF$ a rozdílné f . Nezávisle na f došlo k průniku EB celou t při $I_b = 31\text{--}33 \text{ mA}$ a $SURF = -1,5 \text{ mA}$. Shodně se slitinou AA6 bylo pro dosažení požadovaných průvarů vhodné

použití ostrého fokusu (tj. parametr *SURF* byl nastaven tak aby se ohnisko EB nalézalo mezi povrchem a 1/2 *t* svařovaného materiálu). Ostatní průvary byly provedeny při konstantní *f* a ostrém fokusu EB. Vzorok AA2-P5 až AA2-P7 byly provedeny při $v = 20 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ zatímco vzorok AA2-P8 až AA2-P10 byly zhotoveny při vyšší $v = 30 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$. Na průvarů s $v = 20 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ byla optimalizována hodnota potřebného $Q_{eb} < 147 \text{ J}\cdot\text{mm}^{-1}$. Při vyšší v bylo dosaženo průvaru dané *t* při $Q_{eb} = 120\text{--}140 \text{ J}\cdot\text{mm}^{-1}$, což není tak výrazná změna oproti průvarům s $v = 10 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ ($Q_{eb} = 186\text{--}198 \text{ J}\cdot\text{mm}^{-1}$).

5.1.2.2. Série AA2-II

Z výsledků série AA2-I byly navržen parametr I_b (Tab. 25) pro průvary při různých U_a . V sérii AA2-II byly dále použity tyto konstantní parametry: $d_{spot} = 0,2 \text{ mm}$; $f = 500 \text{ Hz}$; $SURF = 0 \text{ mA}$ a $v = 20 \text{ mm/s}$. Stejně jako v sérii AA6-II bylo použito vychýlení EB $SU = 50 \text{ mm}$ (Obr. 40) pro odklon par unikajících z keyhole mimo elektronové dělo. Pouze průvar AA2-60.4 byl proveden s vychýlením $SU = -50 \text{ mm}$. Optimalizace parametru I_b opět vycházela z potřebného Q_{eb} určovaného pro vyšší U_a z rovnice (4), který poskytoval souvislou svarovou housenku jednotlivých průvarů.

Tab. 25 Navržené a optimalizované hodnoty I_b pro různá U_a pro EBW AA2.

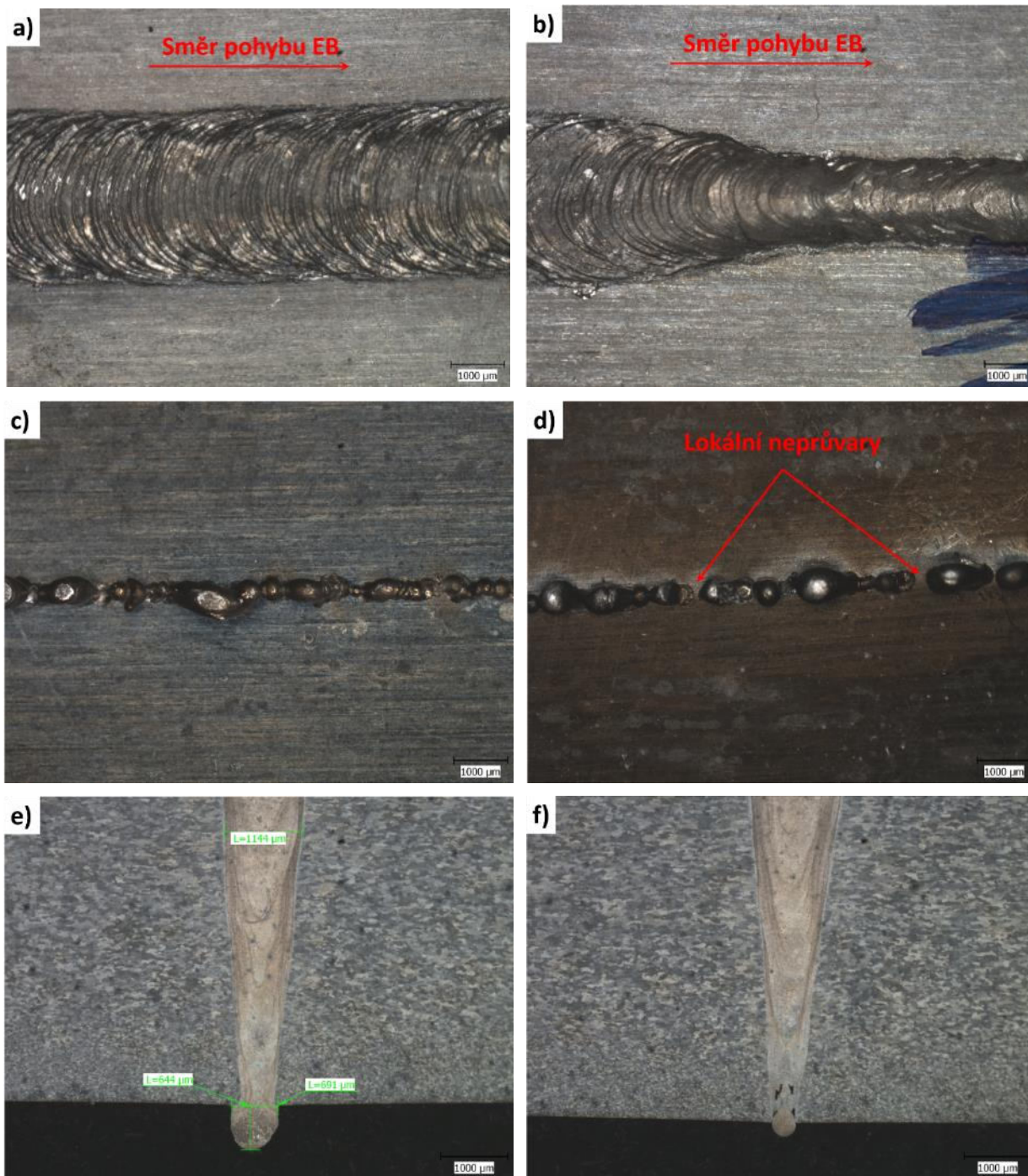
U_a [kV]	navržené			optimalizované		
	I_b [mA]	P_b [kW]	Q_{eb} [$\text{J}\cdot\text{mm}^{-1}$]	I_b [mA]	P_b [kW]	Q_{eb} [$\text{J}\cdot\text{mm}^{-1}$]
AA2-60	49	2,94	147,0	38,5	2,31	115,5
AA2-70	33	2,31	115,5	32,5	2,28	113,8
AA2-80	28,5	2,28	114,0	27,5	2,20	110,0
AA2-90	24	2,16	108,0	24,5	2,21	110,3
AA2-100	22	2,20	110,0	21,5	2,15	107,5
AA2-110	19	2,09	104,5	19,5	2,15	107,3
AA2-120	18	2,16	108,0	17,5	2,10	105,0

Tab. 26 Postup optimalizace I_b pro různá U_a pro EBW slitiny AA2 s hodnocením průvarů.

vzorek	U_a [kV]	I_b [mA]	P_b [kW]	Q_{eb} [$\text{J}\cdot\text{mm}^{-1}$]	hodnocení
60-I	60	49	2,94	147,0	provařeno – výrazný propad a protečení WM
60-II	60	40	2,40	120,0	provařeno – ve 2/3 <i>l</i> výrazný propad a protečení WM
60-III	60	38	2,28	114,0	provařeno – úzký kořen s kapkami WM
60-IV	60	38	2,28	114,0	$SU = 50 \text{ mm}$; stejný vzhled hlavy jako u 60-III; neprovařeno
70-I	70	33	2,31	115,5	provařeno – 2/3 <i>l</i> výrazný propad a protečení WM
70-II	70	31	2,17	108,5	náznak provaření
70-III	70	32	2,24	112,0	lokální neprůvary kořene
80-I	80	28,5	2,28	114,0	lokální výrazné protečení WM
80-II	80	27	2,16	108,0	náznak provaření
90-I	90	24	2,16	108,0	lokální neprůvary kořene
90-II	90	25	2,25	112,5	provařeno; 3/4 <i>l</i> výrazný propad a protečení WM
100-I	100	22	2,20	110,0	provařeno; 1/2 <i>l</i> výrazný propad a protečení WM
100-II	100	20	2,00	100,0	náznak provaření
100-III	100	21	2,10	105,0	lokální neprůvary kořene
110-I	110	19	2,09	104,5	neprovařeno
110-II	110	20	2,20	110,0	provařeno; 1/2 <i>l</i> výrazný propad a protečení WM
110-III	110	19,5	2,15	107,3	ok
120-I	120	18	2,16	108	provařeno – lokální propady a protečení WM
120-II	120	17	2,04	102	lokální neprůvary kořene

Jednotlivé kroky optimalizace a slovní hodnocení výsledných průvarů je uvedeno v Tab. 26. Cílem bylo provaření dané *t* BM a zhotovení souvislé hlavy (Obr. 48a) a kořene svaru. Při optimalizovaném I_b měla hlava svaru $w = 2,84\text{--}3,62 \text{ mm}$ s převýšením $0,29\text{--}0,43 \text{ mm}$. Nevhodné parametry vedly k propadu WM ($-0,24$ až $-0,95 \text{ mm}$) v 1/2 délky svaru (Obr. 48b) nebo v celé *l*.

Propad WM zapříčinilo vnesení nadměrného Q_{eb} . Nezávisle na použitých parametrech měl WM ve středu svaru průměrnou $w = 1,17 \pm 0,07$ mm. V kořenu bylo dosaženo minimálního, ale nesouvislého protečení WM (Obr. 48c). Vyloučeny byly vzorky, s lokálními neprůvry (Obr. 48d) a průvry s výrazným protečením WM v kořeni (1,24–1,73 mm). Při optimálním I_b nepřesahovala w WM ani protečení 1 mm (Obr. 48e). Typickou vadou kořene při nevhodných parametrech EB byly dutiny a studené spoje (Obr. 48f). Při výskytu těchto vad bylo pro jejich odstranění zvýšen I_b o 0,5 mA (viz. Tab. 26).



Obr. 48 Výsledky série AA2-II – a) souvislá hlava vzorku AA2-120.2; b) propadlá hlava vzorku AA290.2; c) souvislý kořen vzorku AA2-110.3; d) lokální neprůvry na vzorku AA2-70.3; e) kořen vzorku AA2-110.3 a f) vady kořenu vzorku AA2-120.2

Uvnitř WM byly, stejně jako ve slitině AA6, zachyceny makropóry. Průměrné počty a průměrné velikosti makropórů zachycených ve WM v závislosti na použitém U_a jsou uvedeny v Tab. 27. Použité U_a nemá vliv na množství a průměrnou velikost pórů. Průměrná velikost pórů byla v rozmezí 90–138 μm . Směrodatná odchylka poukazuje na značný rozptyl velikosti pórů ($\varnothing_{\min} = 41 \mu\text{m}$; $\varnothing_{\max} = 547 \mu\text{m}$).

Tab. 27 Průměrné počty a velikosti pórů uvnitř WM v závislosti na použitém U_a .

U_a [kV]	n [-]	\varnothing [μm]
60	3 ± 2	127 ± 130
70	6 ± 2	93 ± 39
80	5 ± 2	100 ± 61
90	7 ± 3	90 ± 50
100	6 ± 1	127 ± 113
110	3 ± 2	138 ± 116
120	3 ± 1	118 ± 62

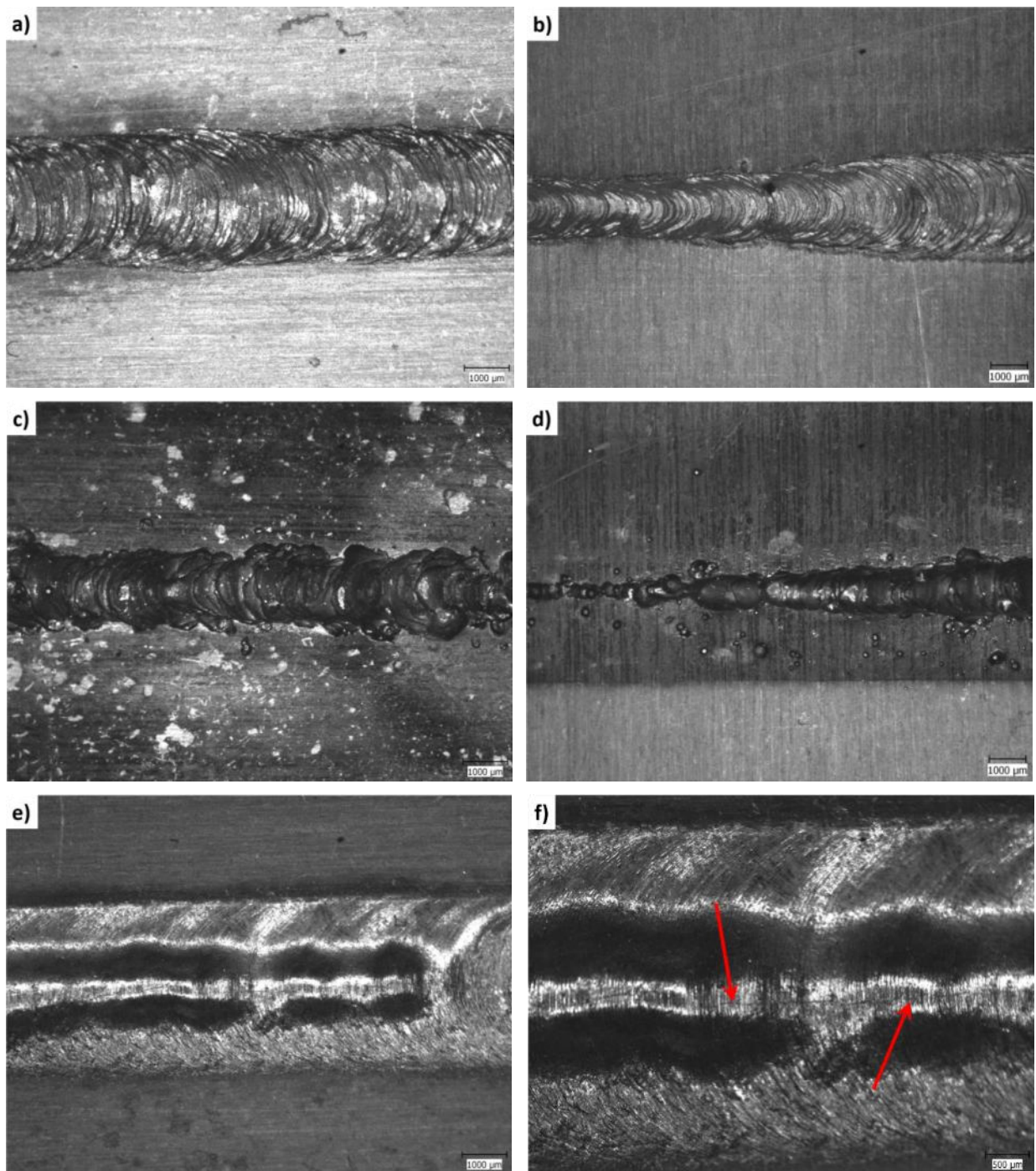
5.1.2.3. Série AA2-III

Cílem série AA2-III bylo ověření navržených parametrů ze série AA2-II na tupých svarech slitiny AA2. Použité parametry pro EBW slitiny AA2 jsou uvedeny v Tab. 28. U vybraných vzorků byl použit tzv. *cosmetic pass* pro zlepšení vzhledu hlavy svaru a odstranění póru z přetavené vrstvy. Při EBW byl opět použito vychýlení $SU = 50$ (dle Obr. 40). Po zhotovení ověřovacích svarů byla provedena metalografická analýza, EDS analýza chemického složení a měření průběhu mikrotvrdoosti přes výsledné svarové spoje.

Tab. 28 Procesní parametry série AA2-III – tupé svarové spoje.

vzorek	U_a [kV]	I_b [mA]	d_{spot} [mm]	v [$\text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$]	f [Hz]	$SURF$ [mA]	P_b [kW]	Q_{eb} [$\text{J}\cdot\text{mm}^{-1}$]
AA2-1	120	17,5	0,20	20	500	0	2,10	105
AA2-2	120	17,5 5	0,20 3,50	20	500	0	2,10 0,60	105 30
AA2-3	120	17 3	0,20 3,50	20	500	0	2,04 0,36	102 18
AA2-4	60	38	0,25	20	500	0	2,28	114
AA2-5	90	24	0,25	20	500	0	2,16	108

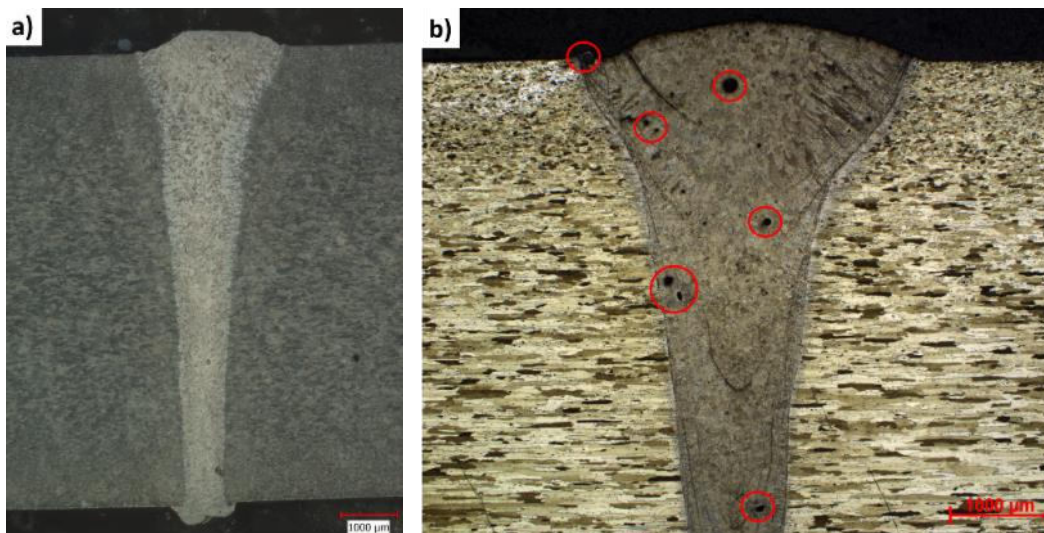
Vybrané parametry vedly k požadovanému vzhledu svarové housenky v hlavě a kořeni svaru (Obr. 49a). Pouze v případě použití pro $U_a = 60$ kV byl použit nadbytečný I_b , který způsobil přehřátí taveniny, což se projevilo zúžením a propadnutím hlavy svaru v $1/2 l$ (Obr. 49b). Stejný průběh byl pozorován v kořeni svarových spojů (Obr. 49c a 49d). Protečení WM v kořeni svarů AA2-1, AA2-2, AA2-3 a AA2-5 nepřesáhlo 0,8 mm. *Cosmetic pass* způsobil požadované zjemnění vzhledu WM při zvětšení šířky hlavy z 2,7 mm (AA2-1) na 3,6–3,7 mm (Obr. 49e), která odpovídá velikosti nerozostřeného spotu použitého při druhém průchodu EB. Při *cosmetic pass* byl P_b redukován o 71 % resp. 82 % oproti prvnímu průchodu. Vyšší P_b *cosmetic pass* způsobil propad housenky v hlavě svaru (-0,4 mm). Přetavení povrchové vrstvy způsobilo vysoké rychlosti ochlazování, které způsobily tvorbu napětí v přetavené vrstvě, které bylo uvolněno při vzniku podélných trhlin v tuhnutí povrchové vrstvě (Obr. 49f).



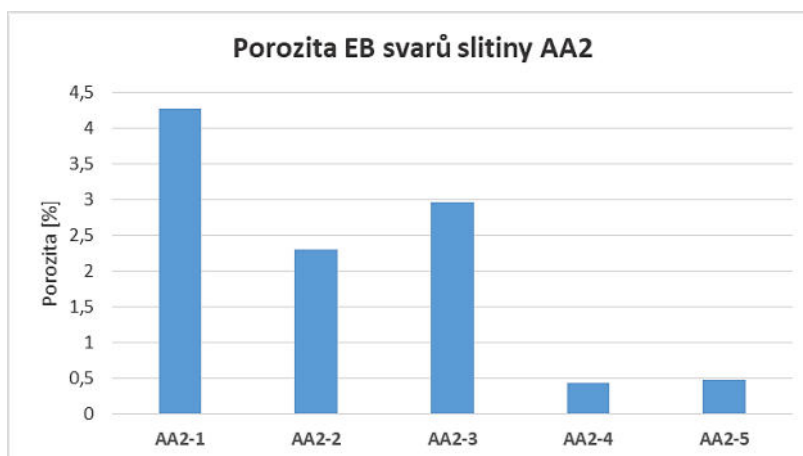
Obr. 49 Hodnocení vzhledu hlavy a kořene svarů slitiny AA2 – a) hlava vzorku AA2-1; b) hlava vzorku AA2-4; c) kořen vzorku AA2-2; d) kořen vzorku AA2-4; e) hlava vzorku AA2-2 a f) detail hlavy vzorku AA2-2.

Metalografická analýza nepotvrdila vliv U_a na profil EB svarů slitiny AA2. Všechny svary měly hřebíkovitý profil svaru (Obr. 50a). Typickým znakem EB svarů Al slitin je přítomnost pórů uvnitř WM (Obr. 50b). Výrazný vliv na množství pórů byl pozorován při použití $Q_{eb} \geq 108 \text{ J} \cdot \text{mm}^{-1}$ kdy porozita činila 0,44–0,48 % z celkové plochy WM (Obr. 51). Vyšší porozita vzorků AA2-1 až AA2-3 může být zapříčiněna vyšší rychlostí ochlazování díky menšímu množství Q_{eb} , naopak větší šířka hlavy vzorků AA2-4 a AA2-5 umožňovala intenzivnější únik plynů z taveniny. Ani v jednom případě však nebyla překročena hodnota 5%, což je limitní hodnota udávaná mezinárodními standardy [84]. V porovnání s průvary ze série AA2-II bylo uvnitř WM tupých svarů vyšší porozita, což je dáno větší plochou přetavených povrchů. WM obsahoval mikropóry ($\varnothing < 50 \mu\text{m}$) i makropóry ($\varnothing \geq 50 \mu\text{m}$) [61]. Makropóry svými rozměry již mohou negativně

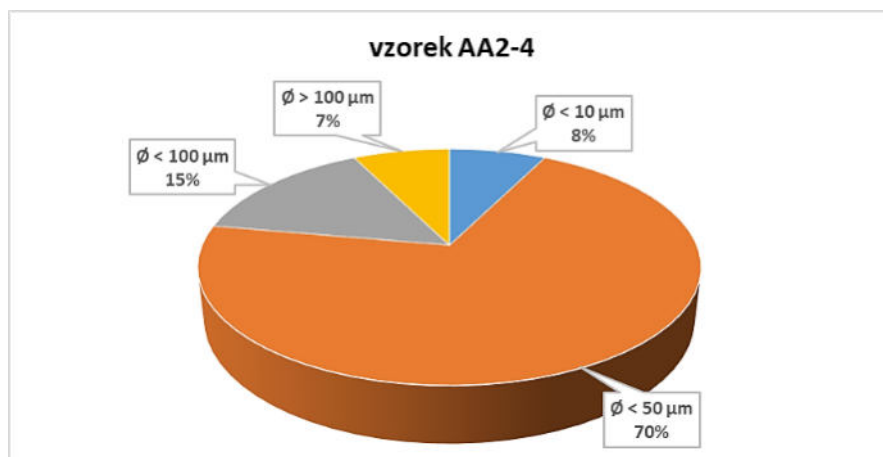
ovlivňovat mechanické vlastnosti svarových spojů. Největší makropóry ($\varnothing > 100 \mu\text{m}$) byly zachyceny především v blízkosti hlavy svarových spojů. Podíl makropórů v jednotlivých vzorcích se pohyboval v rozmezí 13–35% z celkového počtu pórů uvnitř WM. Obr. 52 udává procentuální zastoupení pórů dle jejich velikosti na vzorku AA2-4. Nejvíce pórů mělo průměr od 10 do 50 μm . Podobný trend byl pozorován také na zbylých vzorcích. Větší porozita svarů slitiny AA2 v porovnání se slitinou AA6 mohla být dána vyšším obsahem Mg (1,96 hm. % vs. 1,11 hm. %).



Obr. 50 Svarový spoje slitiny AA2 – a) řez vzorkem AA2-1 a b) hlava vzorku AA2-4.

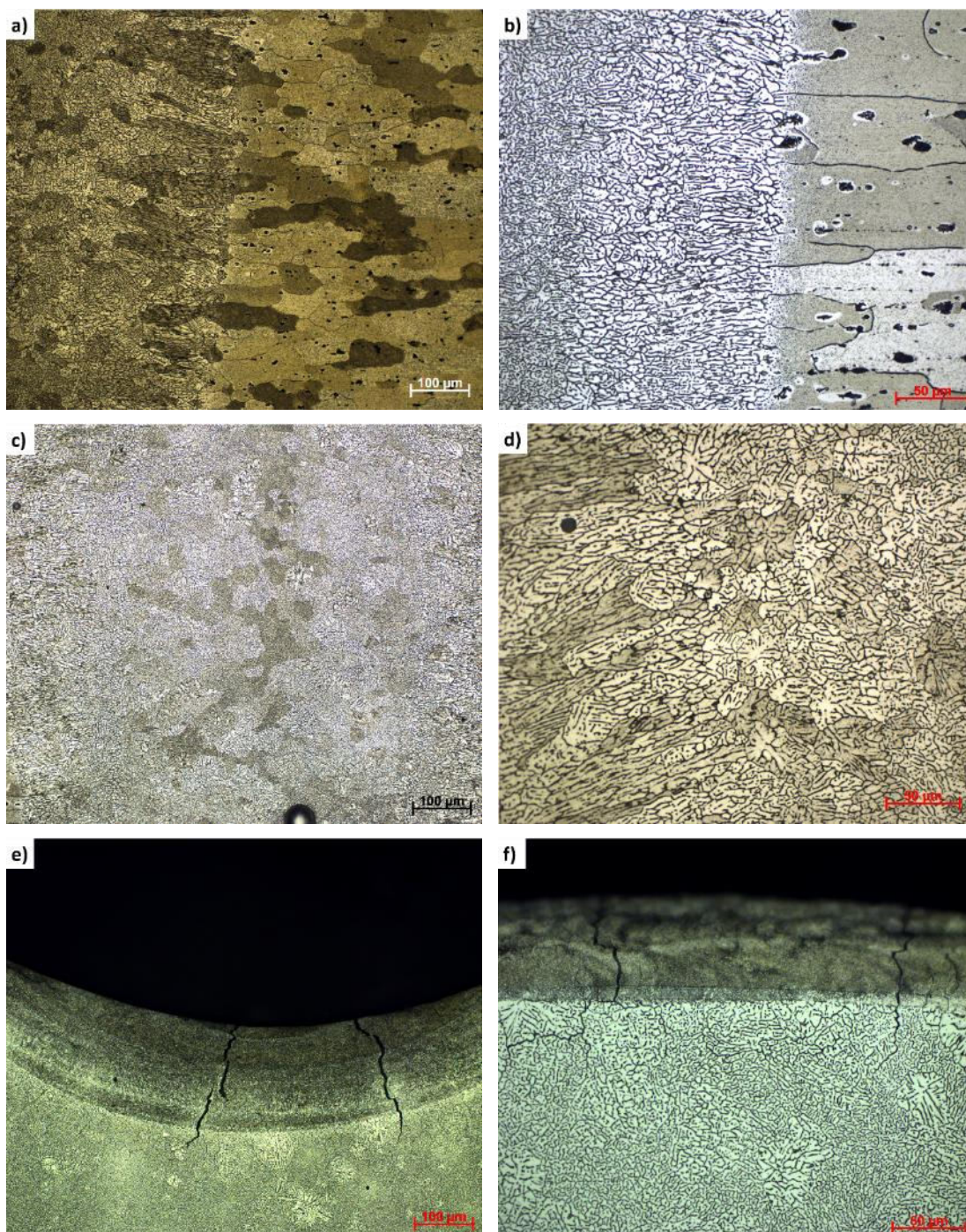


Obr. 51 Porozita EB svarů slitiny AA2.



Obr. 52 Podíl pórů dle jejich velikosti uvnitř WM slitiny AA2.

Jak je patrné z Obr. 53a, nebyla na hodnocených EB svarech slitiny AA2 pozorována výrazná HAZ s w nepřesahující 0,15 mm (Obr. 53b). Šířka HAZ závisí na použité v a tepelné vodivosti BM. HAZ je charakterizována tvorbou lokální lící mikrostruktury v oblasti natavení zrn na rozhraní BM/HAZ. Při vzniku těchto oblastí dochází k přerozdělení legujících prvků. Může docházet k hrubnutí vytvrzujících částic Al_2Cu a přestárnutí mikrostruktury v úzkém intervalu HAZ.



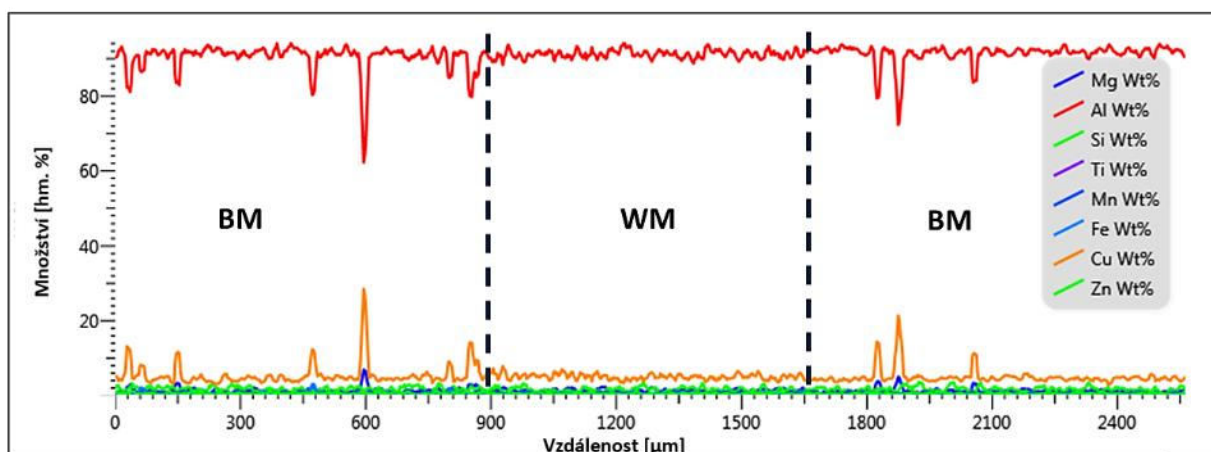
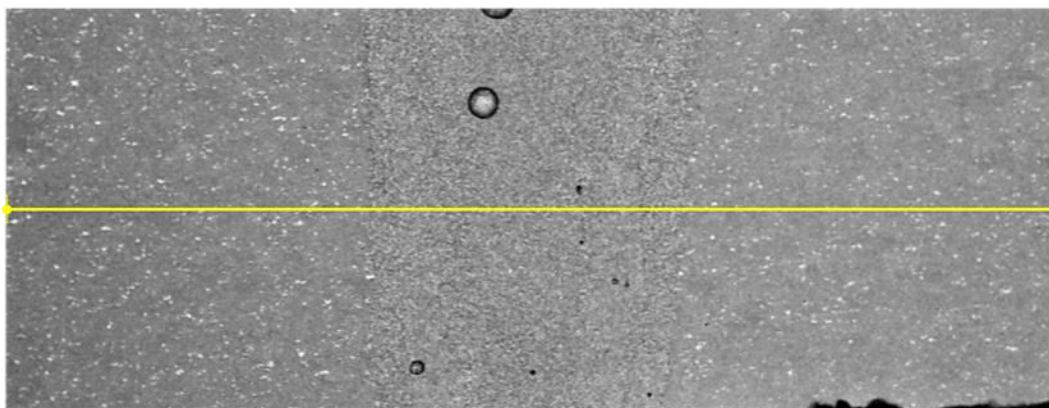
Obr. 53 Mikrostruktura svaru AA2 – a) HAZ vzorku AA2-1 a b) detail HAZ vzorku AA2-4; c) WM vzorku AA2-5; d) detail WM vzorku AA2-3; e) přetavená vrstva na vzorku AA2-2 a f) detail přetavené vrstvy na vzorku AA2-3.

Lící mikrostruktura WM slitiny AA2 je zobrazena na Obr. 53c. Růstu krystalů byl ovlivňován rychlostí ochlazování v dané oblasti WM. Na rozhraní HAZ/WM, kde byla rychlost ochlazování nejvyšší, došlo ke kolumnárnímu růstu krystalů. Krystaly byly protaženy ve směru nejvyššího odvodu T z místa svaru. Naopak v ose svaru s nejnižší rychlostí odvodu T došlo ke vzniku jemných

rovnoosých krystalů (Obr. 53c). Vlivem segregace byly hranice mezi krystaly (Obr. 53d) pokryty fází obsahující Cu a další prvky pocházející z rozpuštěných vměstků. Ačkoliv obsahem Mg slitina AA2 do oblasti *hot short range* (Tab. 3), nebyla ani v jednom případě potvrzena tvorba trhlin za tepla. Použité parametry EBW eliminovaly množství nataveného BM a tím velikost vznikajících napětí během tuhnutí WM.

Cosmetic pass provedený redukovaným P_b o 71 % (AA2-2) vedl k přetavení povrchové vrstvy do hloubky $d_p = 153 \pm 45 \mu\text{m}$. Redukce P_b o 82 % umožnila přetavení povrchové vrstvy na vzorku AA2-3 do hloubky $d_p = 69 \pm 2 \mu\text{m}$. Nadměrná redukce P_b vedla k vysoké rychlosti ochlazování povrchové vrstvy a vzniku napětí, které vedly k tvorbě mikrotrhlin (Obr. 53e). Mikrotrhliny procházely skrz povrchovou vrstvu s velmi jemnou lící mikrostrukturou do původního WM (Obr. 53f).

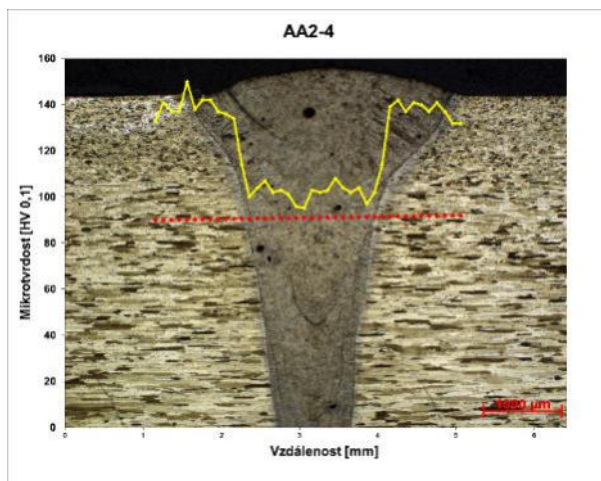
Pro zhodnocení množství odpařených legujících prvků ze WM byla provedena liniová analýza vzorků s rozdílným U_a (tj. na vzorcích AA2-1, AA2-4 a AA2-5). Průběh chemického složení přes svarový spoj vzorku AA2-1 v délce 2,5 mm je uveden na Obr. 54. Nebyly pozorovány výrazné změny chemického složení uvnitř WM. Uvnitř BM lze pozorovat výrazné poklesy hm. % Al při navýšení hm. % Cu a Mg, což odpovídá vměstkům analyzovaným v kapitole 4.2.2. Stejný průběh byl pozorován také na zbylých analyzovaných vzorcích nezávisle na poloze liniové analýzy (hlava vs. kořen).



Obr. 54 Výsledky liniové EDS analýzy svarového spoje vzorku AA2-1.

Hodnocení mechanických vlastností EB svarů slitiny AA2 bylo omezeno na měření průběhu mikrotvrdomosti přes svarový spoj v oblasti jeho hlavy a kořene. Měření probíhalo v linii o délce 4 mm. Typický průběh mikrotvrdomosti přes jednotlivé oblasti spoje je uveden na Obr. 55. Tento průběh se shodoval s analýzou mikrostruktury a chemického složení výsledných svarových spojů. Dochází k poklesu mikrotvrdomosti v oblasti HAZ a WM (Tab. 29). Mikrotvrdomost BM na všech

vzorcích odpovídala vytvrzenému stavu (140–149 HV_{0,1}). Pokles mikrotvrdości v HAZ (119–138 HV_{0,1}) byl zapříčiněn hrubnutím vytvrzujících částic v úzkém pásmu ($w \leq 0,15$ mm) při odvodu tepla z tuhajícího WM. Nejnižší mikrotvrdość byl uvnitř WM (103–115 HV_{0,1}). To bylo způsobeno licí mikrostrukturou WM a rozpuštěním vytvrzujících částic. Na nejnižších hodnotách mikrotvrdości WM vzorků AA2-4 a AA2-5 lze vidět vliv použití vyššího Q_{eb} . Větší rozdíl mikrotvrdości mezi BM a WM lze připsat vyšším mechanickým vlastnostem a větším množstvím legujících prvků slitiny AA2 (Obr. 55) v porovnání se slitinou AA6 (Obr. 47).



Obr. 55 Typický průběh mikrotvrdości přes EB svar slitiny AA2.

Tab. 29 Průměrné hodnoty mikrotvrdości (HV_{0,1}) v jednotlivých oblastech svarových spojů série AA2-III.

vzorek	BM	HAZ	WM
AA2-1	149 ± 4	138 ± 8	115 ± 4
AA2-2	148 ± 4	137 ± 5	112 ± 4
AA2-3	147 ± 3	127 ± 11	110 ± 4
AA2-4	140 ± 5	119 ± 6	106 ± 6
AA2-5	141 ± 4	131 ± 7	103 ± 3

5.1.3. Titanová slitina Ti64

5.1.3.1. Série Ti64-I

Vzhledem k menší pravděpodobnosti odpaření většího množství BM byla první série zkušebních průvarů provedena při konstantním $U_a = 120$ kV a proměnném I_b . Stejně jako u Al slitin byl použit kruhový spot EB. Vzorky Ti64-P01 a Ti64-P02 byly provedeny při $d_{spot} = 0,1$ mm, zatímco vzorky Ti64-P03 a Ti64-P04 při $d_{spot} = 0,2$ mm. Všechny procesní parametry použité v sérii Ti64-I jsou uvedeny v Tab. 30. Snahou bylo nalezení optimálního I_b pro průnik EB materiálem s $t = 8,5$ mm.

Tab. 30 Procesní parametry EBW použité v sérii Ti64-I.

vzorek	U_a [kV]	I_b [mA]	d_{spot} [mm]	f [Hz]	v [mm·s ⁻¹]	$SURF$ [mA]	P_b [kW]	Q_{eb} [J·mm ⁻¹]
Ti64-P01	120	15 – 20	0,1	500	20	-3	1,80 – 2,40	90 – 120
Ti64-P02	120	12 – 17	0,1	500	20	-3	1,44 – 2,04	72 – 102
Ti64-P03	120	15 – 20	0,2	500	20	-3	1,80 – 2,40	90 – 120
Ti64-P04	120	12 – 17	0,2	500	20	-3	1,44 – 2,04	72 – 102

Vzhledem k poškození vzorků během metalografické přípravy bylo hodnocení parametrů založeno pouze na odhadu I_b , při kterém došlo k proniknutí EB danou t BM. Při použití spotu EB s $d_{spot} = 0,1$ mm došlo k provaření vzorku Ti64-P01 v celé l průvaru. Proto byl na vzorku Ti64-P02 sníženy hodnoty I_b a mohl být určen potřebný $I_b = 15$ mA. Při větším d_{spot} došlo k průniku EB při $I_b = 17$ mA.

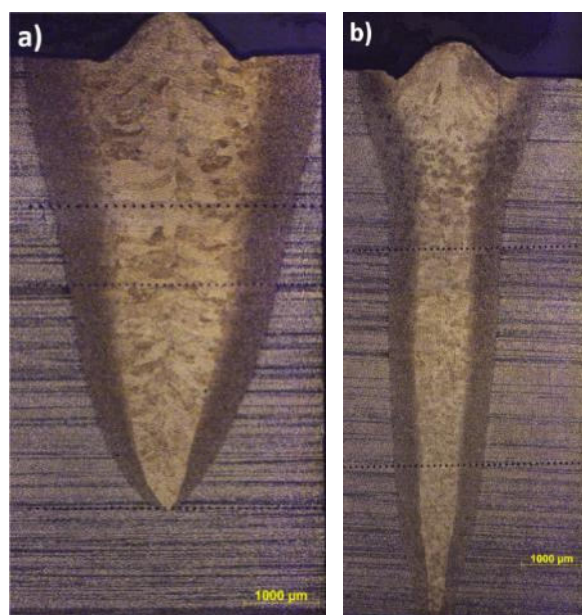
5.1.3.2. Série Ti64-II

Na základě výsledků série Ti64-I byly v sérii Ti-64II použity tyto konstantní parametry: $U_a = 120$ kV; $I_b = 18$ mA; $f = 500$ Hz; $v = 20$ mm·s⁻¹, které poskytovaly $P_b = 2,16$ kW a $Q_{eb} = 108$ J·mm⁻¹. Na výsledných vzorcích byl analyzován vliv různých d_{spot} a poloh ohniska EB (Tab. 31) na profily průvarů a přítomnost vad ve WM a HAZ slitiny Ti64.

Tab. 31 Proměnné procesní parametry EBW použité v sérii Ti64-II.

vzorek	d_{spot} [mm]	$SURF$ [mA]	vzorek	d_{spot} [mm]	$SURF$ [mA]
Ti64-P1	0,3	-3	Ti64-P7	0,2	10
Ti64-P2	0,6	-3	Ti64-P8	0,2	15
Ti64-P3	0,9	-3	Ti64-P9	0,2	-5
Ti64-P4	1,2	-3	Ti64-P10	0,2	-10
Ti64-P5	0,2	0	Ti64-P11	0,2	-15
Ti64-P6	0,2	5	Ti64-P12	0,2	-20

Výsledné průvary měly klínovitý profil WM a HAZ, který se v závislosti na použitých procesních parametrech EBW lišil pouze svými rozměry (Obr. 56a a Obr. 56b). Na vzorcích série Ti64-II byla studována velikost WM a HAZ v závislosti na použitém d_{spot} a poloze ohniska EB, současně byla analyzována dosažená d_p a případné vady svarového spoje. Rozměry WM a HAZ byly měřeny v hlavě svaru, 2,5 mm pod povrchem a v kořeni průvaru. Nebyly pozorovány žádné mikrostrukturní změny, které by byly zapříčiněny hodnocenými parametry.



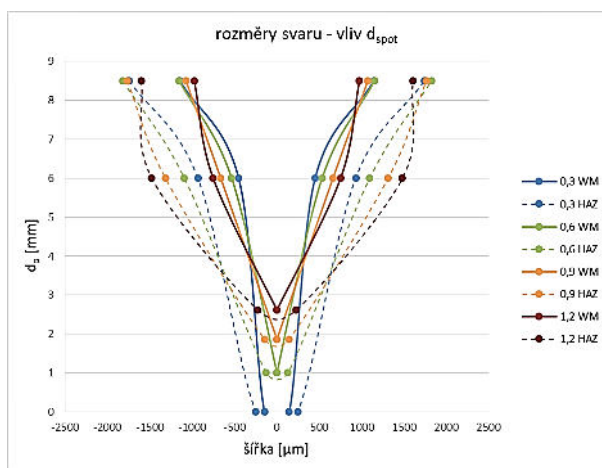
Obr. 56 Profil průvarů do slitiny Ti64 série Ti64-II): a) vzorek Ti-P4 ($d_{spot} = 1,2$ mm) a b) vzorek Ti-P9 ($SURF = -5$ mA).

Největší vliv na rozměrové a tvarové změny profilu průvarů EB do slitiny Ti64 má dle získaných výsledků série Ti64-II parametr d_{spot} . Největší změny byly konkrétně pozorovány v šířce WM a HAZ 2,5 mm pod povrchem a v dosažené d_p (Obr. 57). Ačkoliv byl použit d_{spot} v rozsahu 0,3–1,2 mm (tj. až 4x větší) nebyly pozorovány výrazné změny v šířce hlavy. Rozdíl mezi maximální a minimální šířkou WM a HAZ v hlavách vzorků Ti64-P1 až Ti64-P4 byl pouze 0,35 resp. 0,40 mm. Naopak mnohem větší rozptyl ve velikosti daných oblastí byl naměřen 2,5 mm pod povrchem svaru, zde se šířka WM měnila s rostoucím d_{spot} od 0,90 do 1,51 mm a šířka HAZ od 1,86 do 2,96 mm. Prakticky dvojnásobný nárůst šířky HAZ vůči WM 2,5 mm pod povrchem mohl být ovlivněn polohou ohniska EB na vzorcích Ti64-P1 až Ti64-P4. Při použití $SURF = -3$ mA má EB právě největší účinnost přibližně 2,7 mm pod povrchem zpracovávaného materiálu. Vliv

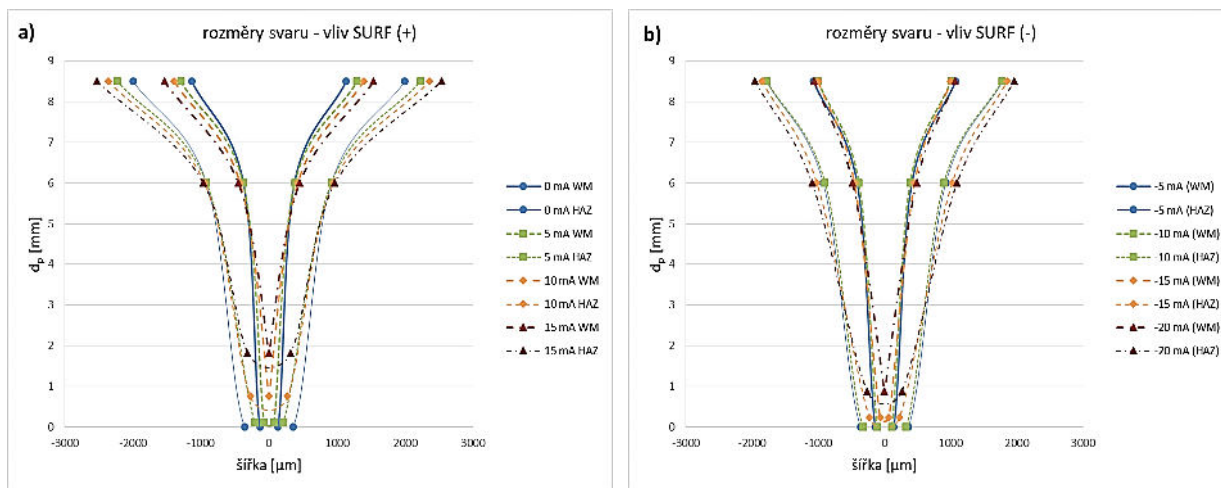
použitého d_{spot} na d_p lze odhadnout z rovnice (6). Za daných podmínek klesá v jednotlivých krocích ρ_{eb} o 25% z použité ρ_{eb} na vzorku Ti64-P1. Při $\rho_{eb} = 360 \text{ J} \cdot \text{mm}^{-2}$ došlo k provaření celého vzorku. Nižší ρ_{eb} již nejsou dostatečné pro provaření $t = 8,5 \text{ mm}$. Hodnoty dosažené d_p byly v souladu s rovnicí (6) téměř lineární. Pro dané procesní parametry a proměnný d_{spot} lze ze získaných výsledků odvodit tuto rovnici pro odhad d_p :

$$d_p = 8,5 \left(\frac{-34,2d_{spot} + 104,97}{100} \right), \quad (16)$$

Dosažením velikosti spotu EB do rovnice (16) lze očekávat pokles d_p o 0,3 mm při nárůstu d_{spot} o 0,1 mm. Redukce ρ_{eb} o 75 % stále umožňovala tvorbu keyhole ve zkoušeném materiálu. Pro změnu svařování z keyhole módu na vodivostní mód by dle (16) bylo potřeba použít $d_{spot} \geq 2,5 \text{ mm}$, kdy lze očekávat pokles $d_p \leq 2 \text{ mm}$.



Obr. 57 Vliv d_{spot} na velikost a tvar průvarů ve slitině Ti64.

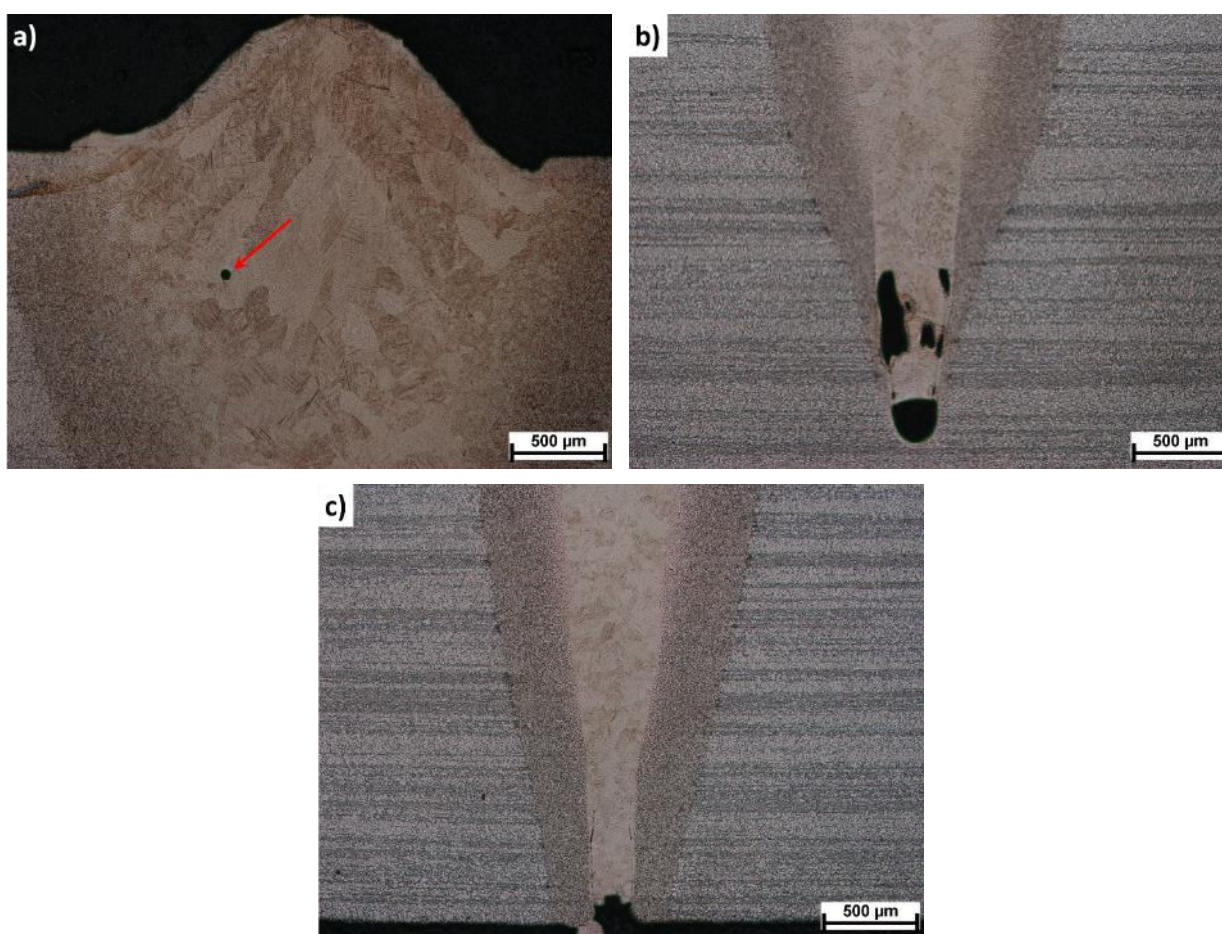


Obr. 58 Vliv parametru $SURF$ na velikost a tvar průvarů ve slitině Ti64: a) vliv rozostření EB nad povrch materiálu a b) vliv zaostření pod povrch materiálu EB.

V další části série Ti64-II byl hodnocen vliv parametru $SURF$ v rozsahu -20 až 15 mA . Naměřené profily a rozměry WM a HAZ vzorků Ti64-P5 až Ti64-P12 jsou vedeny na Obr. 58a a Obr. 58b. Ze získaných výsledků je patrný větší rozptyl hlavy průvaru při použití $SURF > 0 \text{ mA}$, kdy byl rozdíl mezi maximální a minimální šířkou WM a HAZ $0,81$ resp. $1,07 \text{ mm}$. Naopak při použití $SURF \leq 0 \text{ mA}$ byl rozdíl v šířce WM a HAZ pouze $0,15$ resp. $0,37 \text{ mm}$. Tento menší rozdíl byl dán polohou ohniska EB, které se nachází pod povrchem a EB byl tak na povrchu více fokusován než při kladných hodnotách parametru $SURF$. Ve všech vzorcích nedošlo k takovému poklesu ρ_{eb} , který by znemožňoval vznik keyhole. Šířka průvaru ve vzdálenosti $2,5 \text{ mm}$ pod povrchem nevykazovala

tak výrazné rozdíly. Nezávisle na parametru $SURF$ byla v tomto místě šířka WM 0,75–0,96 mm a šířka HAZ 1,80–2,19 mm. Největší WM a HAZ byly dle očekávání naměřeny při $SURF \leq 0$ mA. Parametr $SURF$ nemá tak výrazný vliv na dosaženou d_p jako d_{spot} . Při hodnotách $SURF = -15$ a 5 mA bylo provařeno 97,3 resp. 98,6 % celkové tloušťky. V těchto případech by se k provaření dané tloušťky dal použít upravený I_b . Další nastavení vedla k provaření 78,6 až 91,1 % z celkové tloušťky BM. K zaručenému provaření celé tloušťky vzorku došlo při použití $SURF = 10$ až 0 mA.

Z hlediska kvality průvarů nebyly pozorovány svarové vady, které by byly spojeny s tuhnutím WM (např. trhliny za tepla či staženiny). Uvnitř WM se pouze vyskytovaly ojedinělé póry (Obr. 59a), jejichž průměr nepřesahoval 50 μm . Pokud tedy daný průvar obsahoval výrazné svarové vady, byly tyto vady situovány v kořenové části svaru, a to především v případě neúplného provaření vzorku. V takových případech roste pravděpodobnost tvorby dutin v kořeni průvaru (Obr. 59b). Naopak dynamické chování keyhole během svařování způsobuje u plných průvarů periodické změny kořene – spiking, který může způsobovat nadměrné protečení nebo propad WM. V případě vzorků s plným průvarem byl pozorován největší propad WM v kořeni do 150 μm (Obr. 59c).



Obr. 59 Svarové vady ve slitině Ti64: a) mikropór v hlavě vzorku Ti64-P2; b) dutiny v kořeni vzorku Ti64-P7 a c) propadlý kořen vzorku Ti64-P5.

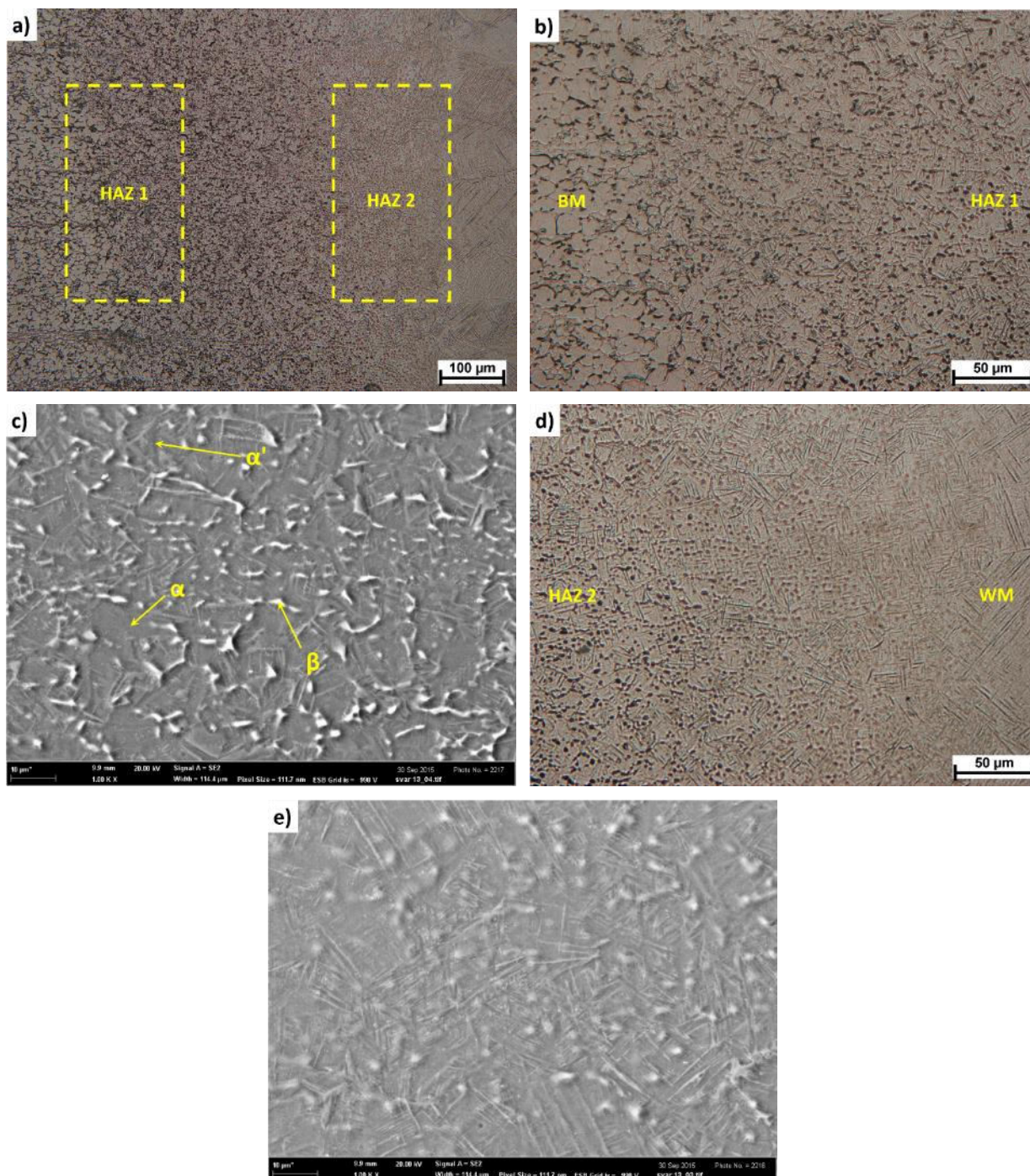
5.1.3.3. Série Ti64-III

Experimenty v sérii Ti64-III zahrnovaly testování tupých svarových spojů slitiny Ti64 procesními parametry, které byly vybrány na základě předchozích experimentů. Potřebná energie Q_{eb} byla určena sérií Ti64-I ($U_a = 120$ kV; $I_b = 18$ mA; $v = 20$ mm·s⁻¹; $f = 500$ Hz), zatímco rozměry EB byly určeny v sérii Ti64-II ($d_{spot} = 0,2$ mm). Jediný měnící se parametr byla poloha ohniska EB,

použité nastavení je uvedeno v Tab. 32. Na svarech byly hodnoceny mikrostruktury jednotlivých oblastí svarových spojů, změny chemického složení a mechanické vlastnosti. Na základě výsledků zkoušky tahem bylo na vybrané kombinaci procesních parametrů (vzorek Ti64-S2) odzkoušeno pět režimů PWHT pro odstranění vnitřních napětí.

Tab. 32 Proměnné procesní parametry EB série Ti64-III.

vzorek	Ti64-S1	Ti64-S2	Ti64-S3	Ti64-S4	Ti64-S5
SURF [mA]	0	-3	-10	-15	-20



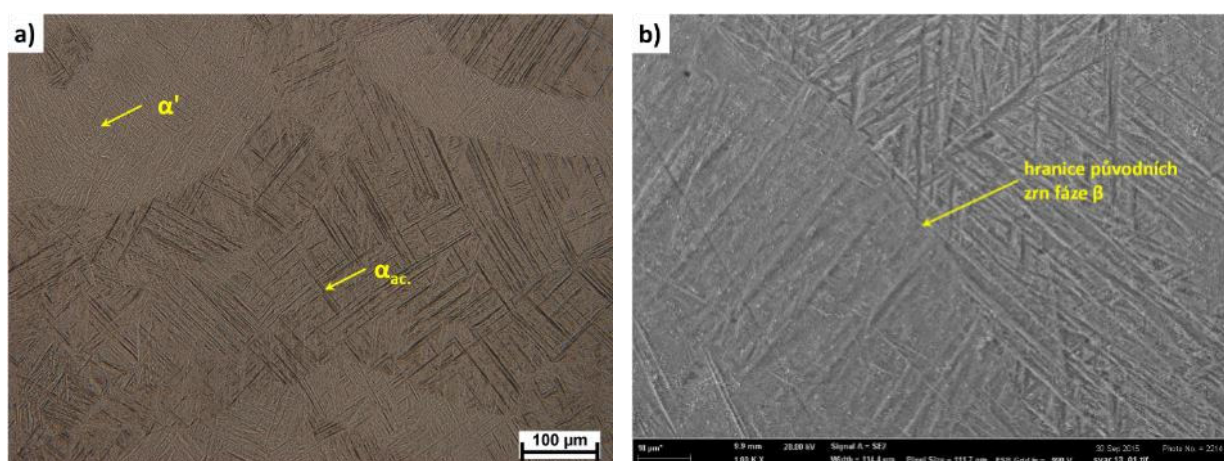
Obr. 60 HAZ Ti64 po EBW (vzorek Ti64-S2): a) HAZ; b) rozhraní VM/HAZ 1; c) detail HAZ 1; d) rozhraní HAZ 2/WM a e) detail HAZ 2.

Získané výsledky (z hlediska provaření celé tloušťky BM) se mírně lišily od výsledků ze série Ti64-II, které jsou uvedeny na Obr. 58a a Obr. 58b. Tento rozdíl byl způsoben faktem, zda se jedná

o pouhý průvar nebo svarový spoj. Protože v případě tupých svarových spojů se vlivem přítomnosti i minimální spáry mezi BM dosahuje větších d_p než u plných průvarů. V případě vzorku Ti64-S5 nebylo dosaženo svaření celé t BM. Při ostrém fokusu (vzorek Ti64-S1) byl v kořeni svarového spoje pozorován spiking, čímž byl tento vzorek také vyloučen pro hodnocení mechanických vlastností při zkoušce tahem. U vzorků Ti64-S2, Ti64-S3 a Ti64-S4 byl dosažen souvislý kořen s mírným převýšením. Tyto vzorky byly vybrány pro hodnocení mechanických vlastností výsledných svarových spojů. Při zanedbání vzhledu kořene nebyly ve vzorcích pozorovány žádné vady ve WM a HAZ.

Fázové transformace probíhající při tuhnutí slitiny Ti64 mají výrazný vliv na výsledné mechanické vlastnosti svarových spojů. Fázové transformace uvnitř HAZ byly ovlivňovány jednotlivými teplotními cykly svařování. Šířka HAZ na jednotlivých vzorcích odpovídá rozměrům naměřeným na vzorcích ze série Ti64-II (Obr. 58a a Obr. 58b). Nezávisle na pozici ohniska EB, byla průměrná šířka HAZ okolo 600 μm (~ 3 mm pod povrchem). Na všech vzorcích byly pozorovány dvě specifické oblasti (Obr. 60a), a to HAZ1 na rozhraní se BM a HAZ2, která přiléhá ke WM. Mikrostruktura jednotlivých oblastí závisí na nejvyšší dosažené teplotě v daném místě. V HAZ1 dosahovala nejvyšší T oblasti koexistence fází α -Ti a β -Ti. Výsledkem byla mikrostruktura tvořená netransformovanou α -Ti fází, jehlicovitou fází α' -Ti vznikající transformací fáze β -Ti při rychlém ochlazení z $\alpha+\beta$ oblasti a neovlivněnou původní β -Ti (Obr. 60b). Současně bylo pozorováno částečné rozpouštění částic β fáze přítomných v BM (Obr. 60c). V oblasti HAZ2 byla výrazněji překročena teplota T_β a mikrostruktura této oblasti tak byla tvořena směsí jehlicovité fáze α' -Ti a zbytky nerozpuštěné původní β -Ti (Obr. 60e). Směrem k rozhraní se WM klesal podíl zbytkové fáze β -Ti (Obr. 60d).

V místě WM dochází při dopadu EB k okamžitému tavení BM přes oblast existence vysokoteplotní fáze β -Ti. Při pohybu EB podél linie svaru dochází při ochlazení WM k opětovnému tuhnutí přes vysokoteplotní fázi β -Ti, které bylo spojené s výrazným hrubnutím zrn fáze β -Ti (Obr. 61a). V průměru, ze všech vzorků série Ti64-III, byl pozorován prakticky desetinásobný nárůst zrn β -Ti ve WM ($123 \pm 36 \mu\text{m}$) oproti zrnům α -Ti v neovlivněném BM ($12 \pm 3 \mu\text{m}$). Kolumnární krystaly rostou z rozhraní WM/HAZ směrem do středu WM. V ose svaru nebyla pozorována souvislá GB, ve která může dojít ke vzniku trhlin v ose svaru. Rychlý odvod T z relativně malého objemu WM do okolního BM brání difúznímu rozpadu na duplexní $\alpha+\beta$ strukturu. Mikrostruktura WM tak byla tvořena převážně směsí martenzitické fáze α' -Ti s jehlicovitou morfologií a acikulární morfologií α_{ac} . (Obr. 61a a Obr. 61b).



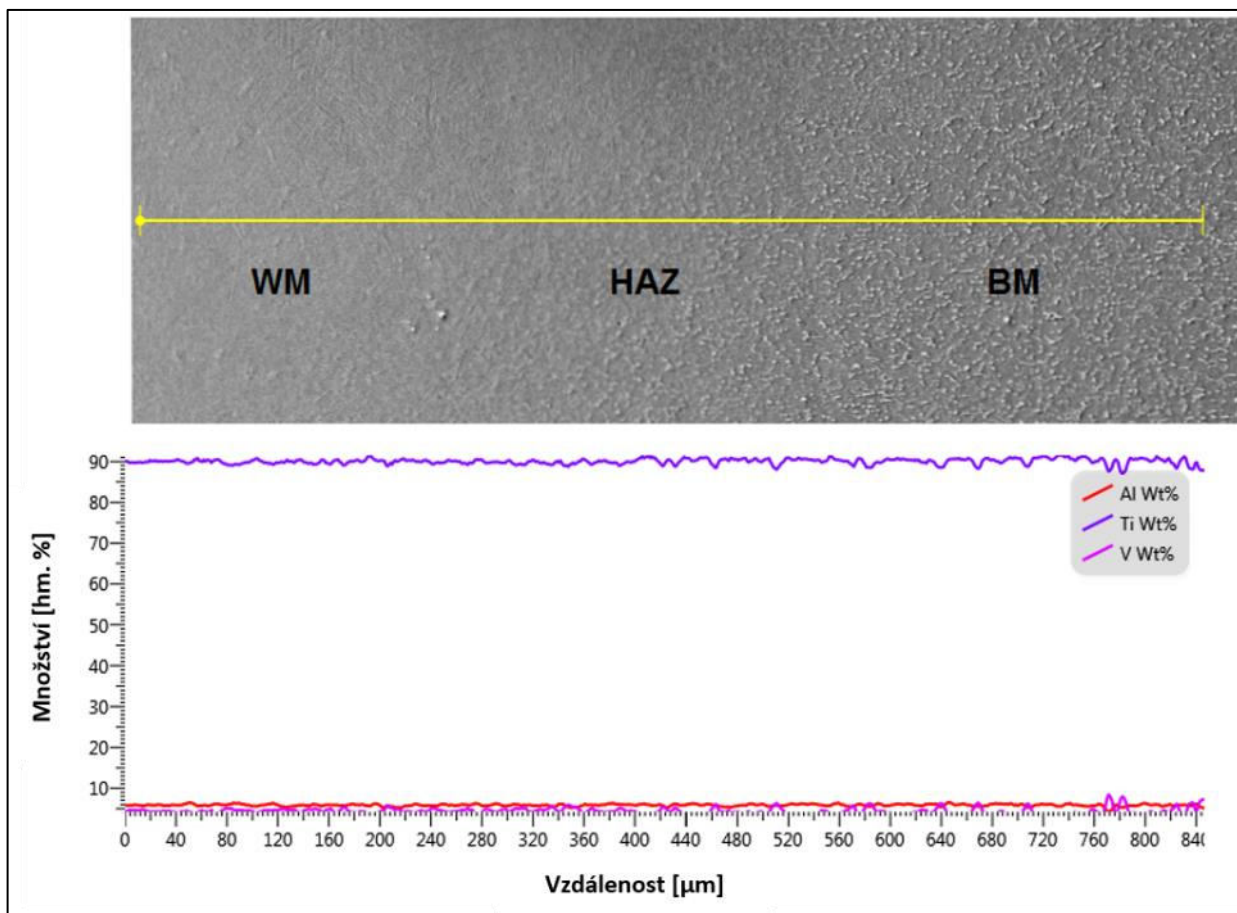
Obr. 61 WM svarového spoje slitiny Ti64 (vzorek Ti64-S2): a) mikrostruktura WM s původními hranicemi zhrublych zrn fáze β -Ti a b) detail WM.

Pro zhodnocení vlivu EBW na chemické složení WM a HAZ byla provedena liniová EDS analýza obsahu hlavních prvků (Ti, Al a V). Získané výsledky jsou graficky znázorněny na Obr. 62. Průměrné koncentrace měřených prvků jsou uvedeny v Tab. 33. Uvedené výsledky nepotvrdily

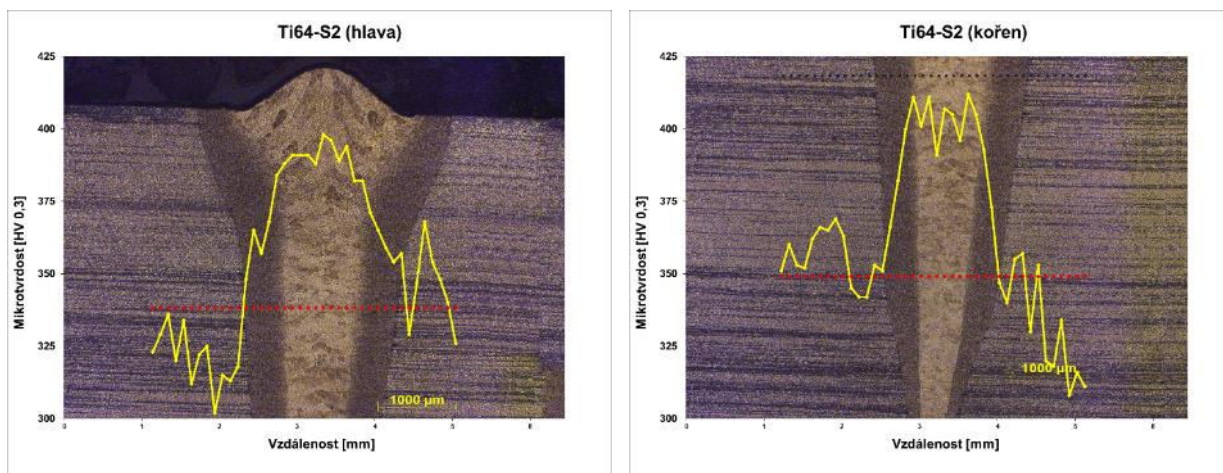
selektivní vypařování analyzovaných prvků při EBW slitiny Ti64. Za zmínku stojí větší směrodatná odchylka u průměrné koncentrace V při porovnání BM/HAZ se WM. Tento jev lze připsat přítomnosti částic β -Ti uvnitř HAZ a BM.

Tab. 33 Průměrné chemické složení BM, HAZ a WM svarového spoje slitiny Ti64 určené pomocí EDS analýzy.

oblast	Al [hm. %]	Ti [hm. %]	V [hm. %]
WM	5,7 ± 0,4	90,0 ± 1,0	4,3 ± 0,9
HAZ	5,8 ± 0,5	90,0 ± 1,1	4,2 ± 1,1
BM	5,7 ± 0,6	90,1 ± 1,0	4,2 ± 1,7



Obr. 62 Výsledky liniové analýzy svarového spoje slitiny Ti64 (vzorek Ti64-S2).



Obr. 63 Průběh mikrotvrdosti přes homogenní EB svar slitiny Ti64.

Výsledné mechanické vlastnosti byly hodnoceny pomocí měření průběhu mikrotvrdomosti přes svarový spoj a pomocí zkoušek tahem na vybraných vzorcích. Typický průběh mikrotvrdomosti je uveden na Obr. 63. Nejvyšší mikrotvrdomost byl uvnitř WM právě díky přítomnosti α' -Ti s jehlicovitou a α_{ac} morfologií. Průměrná mikrotvrdomost uvnitř WM se na měřených vzorcích (Ti64-S2, Ti-S3 a Ti-S4) pohybovala v rozsahu 380–404 HV_{0,3}. Průměrná mikrotvrdomost směrem do BM klesla na hodnoty 312–377 HV_{0,3}. Výrazný rozptyl mikrotvrdomosti BM je dán TMZ, při kterém nedochází k úplné rekrystalizaci a uvnitř BM zůstávají deformační pásy (Obr. 37b). Hodnoty mikrotvrdomosti uvnitř HAZ (352–379 HV_{0,3}) odpovídaly pozorované mikrostrukturní směsi.

Tab. 34 – výsledky zkoušek tahem EB svarů slitiny Ti64.

vzorek	E [GPa]	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	R_B [MPa]	A_g [%]	A [%]
Ti64-S2	118 ± 0,8	-	875 ± 29	871 ± 23	0,1 ± 0,05	0,1 ± 0,05
Ti64-S3	119 ± 1,7	926 ± 6	927 ± 5	926 ± 5	0,2 ± 0,05	0,2 ± 0,05
Ti64-S4	118 ± 1,7	914 ± 1	919 ± 6	915 ± 9	0,2 ± 0,05	0,3 ± 0,09

Porovnání výsledků zkoušky tahem základního materiálu (Tab. 17) a svarových spojů (Tab. 34) neodhalilo výraznou změnu pevnostních charakteristik. Pouze dosažená R_m byla nižší než u BM, naopak lomové napětí R_B bylo mírně vyšší. Výrazné zhoršení bylo indikováno u plastických vlastností výsledných svarových spojů. Konkrétně u série vzorků Ti64-S2 nebylo dosaženo požadované hodnoty deformace pro určení smluvní meze kluzu $R_{p0,2}$. Toto výrazné zkřehnutí bylo dáno zakalenou mikrostrukturou WM. Výrazné zkřehnutí WM vedlo k porušení všech zkoušených vzorků v této oblasti. Oproti ocelím, nepřináší martenzitická fáze α' -Ti takové zpevnění, naopak výrazně zhoršuje odolnost vůči dynamickému zatěžování. Zkřehnutí svarových spojů bylo také spojeno s nevhodnou kvalitou kořene, který nebyl dodatečně upravován a mohl působit jako koncentrátor napětí.

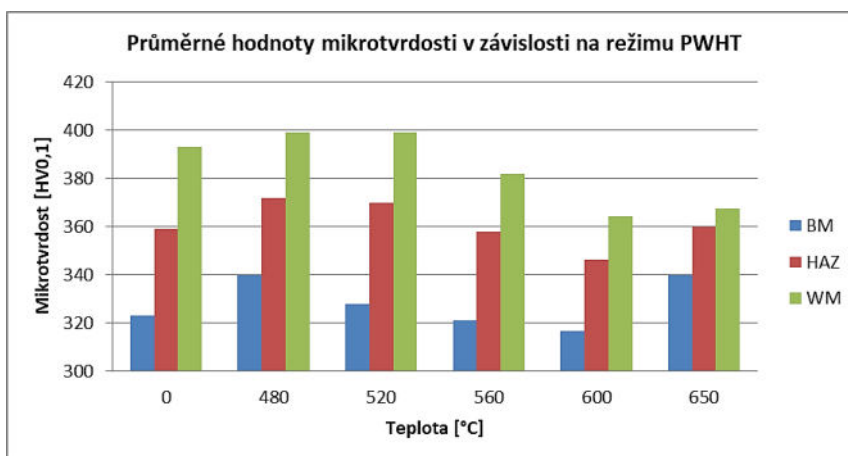
Tab. 35 Režimy PWHT použité v sérii Ti64-III.

vzorek	teplota [°C]	čas [h]	ochlazování [-]
PWHT-0	-	-	-
PWHT-1	480	8	vzduch
PWHT-2	520	6	vzduch
PWHT-3	560	6	vzduch
PWHT-4	600	4	vzduch
PWHT-5	650	4	vzduch

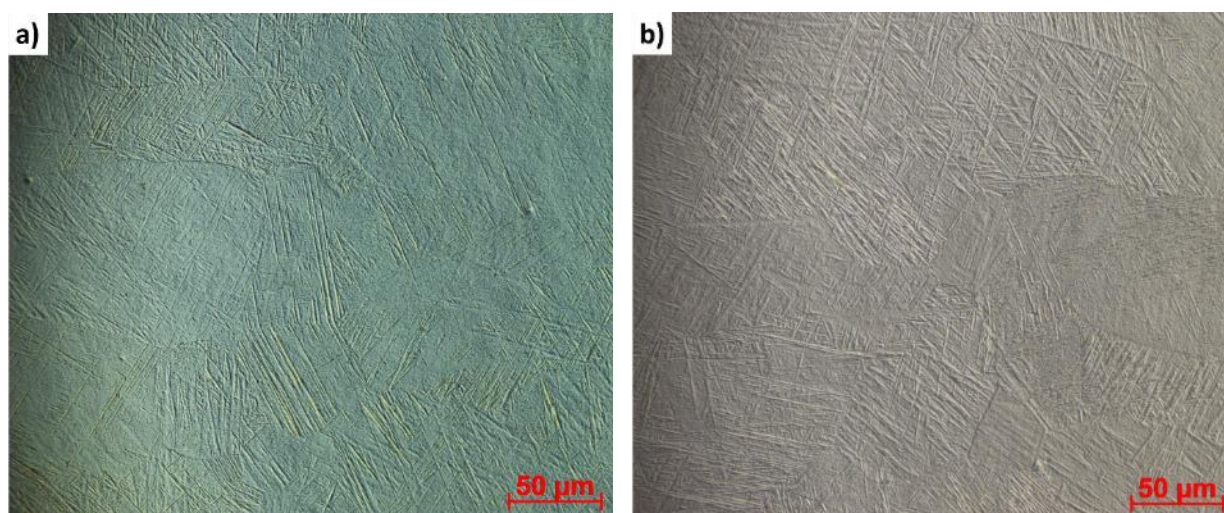
Ačkoliv se metoda EBW vyznačuje malým objemem WM, je tato metoda spojena s rychlým odvodem tepla do okolního BM. Tím je podporována tvorba vnitřních napětí při tunutí WM, což bylo další příčinou zhoršení plastických vlastností svaru. Pro slitinu Ti64 se doporučuje režim PWHT pro snížení vnitřních napětí v rozsahu $T = 480\text{--}650$ °C po dobu 1–4 h. V případě svařovaných slitin, které již byly TMZ (např. po rozpouštěcím žhání a stárnutí), se musí vzít v úvahu nebezpečí přestárnutí slitiny či precipitace nových fází uvnitř WM a HAZ. Rychlost ochlazování není kritická, nutnou podmínkou je pouze rovnoměrné ochlazování. V případě nerovnoměrného ochlazování mohou být v materiálu generována další napětí. Pro zhodnocení vlivu PWHT byla na zpracovaných svarech provedena metalografická analýza a měření tvrdosti jednotlivých oblastí svarového spoje. Použité režimy PWHT jsou uvedeny v Tab. 35.

Metalografická analýza svarových spojů slitiny Ti64, na kterých bylo provedeno PWHT (vzorky PWHT-1 až PWHT-5), neodhalila mikrostrukturní změny (Obr. 65b) v porovnání se svarovým spojem bez PWHT (vzorek PWHT-0; Obr. 65a). Naměřené hodnoty mikrotvrdomosti v závislosti na použitém PWHT jsou uvedeny na Obr. 64. Při zvolených režimech PWHT nebyla překročena teplota T_β . Z výsledků je patrné, že k poklesu mikrotvrdomosti HAZ a BM došlo při PWHT s $T \geq 560$ °C. Jelikož nebyly pozorovány mikrostrukturní změny, lze pokles tvrdosti na vzorcích

PWHT-3 až PWHT-5 připsat odstranění vnitřních napětí ze svarového spoje. Nárůst mikrotvrdomosti vzorků PWHT-1 a PWHT-2 mohl být způsoben precipitací vytvrzujících fází, které nejsou detekovatelné světelnou mikroskopií.



Obr. 64 Průměrné hodnoty mikrotvrdomosti BM, HAZ a WM svarů po jednotlivých PWHT.



Obr. 65 Mikrostruktura WM (foceno metodou diferenciálního interferenčního kontrastu): a) svar bez PWHT (vzorek PWHT-0) a b) svar po PWHT (vzorek PWHT-4).

5.2. Heterogenní svarové spoje

Pro testování svařitelnosti heterogenních spojů titanových a hliníkových slitin byla zvolena kombinace slitin Ti64 a AA6. Hliníková slitina série AA6 byla vybrána na základě menšího množství legujících prvků ($\Sigma_{AA6} = 2,79$ hm. % vs. $\Sigma_{AA2} = 7,33$ hm. %), nižší porozity WM a menšího poklesu mikrotvrdomosti uvnitř HAZ a WM. Postup svařování (tupé svarové spoje – Obr. 38) zůstal beze změny, ačkoliv oba materiály mají rozdílnou tloušťku ($t_{AA6} = 8$ mm a $t_{Ti64} = 8,5$ mm). Pro zkušební svary byly z každého materiálu připraveny vzorky o rozměru $75 \times 20 \times 8$ (resp. $8,5$) mm. Při sestavování svařovaných materiálů byla vždy horní strana materiálů v rovině, v místě kořene svaru tak vznikl schodek s $h = 0,5$ mm (Obr. 66).

Při návrhu experimentů byly brány v úvahu potíže spojené se zvolenými materiály a danou konfigurací svarů. Největší překážkou jsou fyzikální vlastnosti BM (Tab. 36), které ve spojení s minimální rozpustností Ti v Al a omezenou rozpustností Al v Ti (≤ 10 hm. % při 600 °C; Obr. 26) výrazně zhoršují svařitelnost Al/Ti slitin, tím že podporují vznik tvrdých a křehkých IMC. Vznik IMC lze redukovat velikostí promísení obou BM, proto byly tyto spoje doposud testovány u svarových spojů s menšími t . Celkově bylo provedeno 7 sérií pro ověření svařitelnosti dané

kombinace materiálů zahrnující optimalizaci parametrů pro omezení množství IMC přítomných uvnitř WM.



Obr. 66 Upnutí svařovaných materiálu v pracovní komoře univerzálního zařízení K14 EBG 45-150 (TU Graz).

Tab. 36 Porovnání fyzikálních vlastností zvolených slitin [8, 66, 82].

charakteristika	AA6	Ti64
T_v [°C]	2466	2599
T_m [°C]	641	1659
T_s [°C]	599	1603
α_l [$\mu\text{m}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$]	23,5 ^{a)}	8,5 – 10,6 ^{b)}
c_{solid} [$\text{J}\cdot\text{kg}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$]	895	526
c_{liquid} [$\text{J}\cdot\text{kg}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$]	1170	830
λ_{solid} [$\text{W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$]	165	6,7
λ_{liquid} [$\text{W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$]	90 ^{c)}	34,6 ^{d)}

^{a)}v rozmezí 20 – 100 °C; ^{b)} v rozmezí 0 – 600 °C;

^{c)} pro $T = 642$ °C; ^{d)} pro $T = 1700$ °C

5.2.1. Série Al/Ti-I

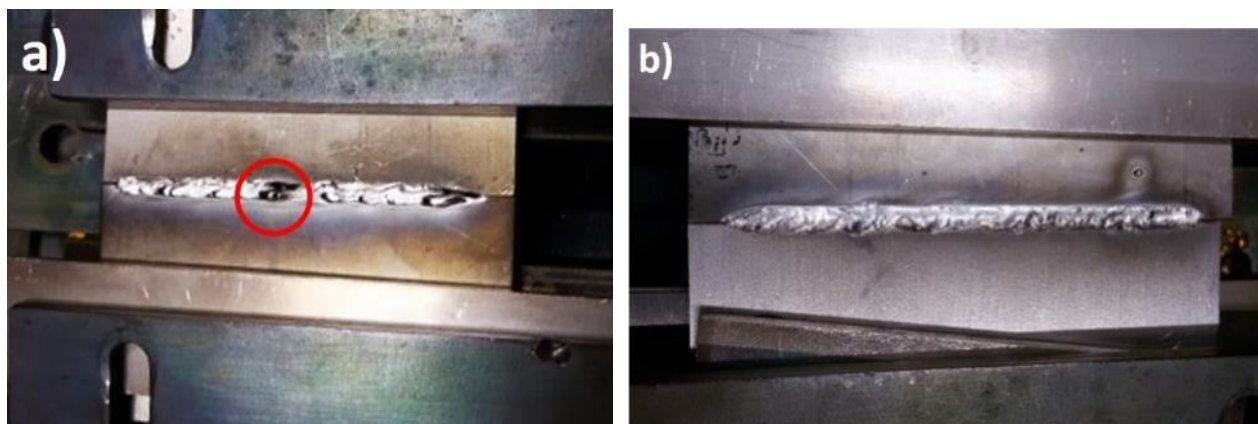
První série heterogenních EB svarů byla zaměřena na odzkoušení navržených parametrů pro oba BM, které jsou popsány v kapitole 5.1.1 a 5.1.3. Pro slitinu AA6 byly vybrány parametry poskytující $P_b = 2,58$ kW a pro slitinu Ti64 bylo zvoleno nastavení parametrů s $P_b = 2,16$ kW. Jelikož mají zvolené slitiny výrazně rozdílné fyzikální vlastnosti, byly pro svařování heterogenních spojů navrženy parametry poskytující $P_b = 2,40$ kW. Pro omezení nadbytečného odpařování legujících prvků z Al slitiny byly první experimenty provedeny při nižším U_a , které zvyšuje rozbíhavost, ale také snižuje intenzitu EB.

Tab. 37 Procesní parametry EBW série Al/Ti-I.

vzorek	U_a [kV]	I_b [mA]	d_{spot} [mm]	f [Hz]	v [$\text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$]	$SURF$ [mA]	P_b [kW]	Q_{eb} [$\text{J}\cdot\text{mm}^{-1}$]
I-20	80	30	0,25	500	20	0	2,40	120
I-15	80	30	0,25	500	15	0	2,40	160

První heterogenní svar slitin AA6 a Ti64 byl proveden rychlostí $v = 20$ $\text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$. Při dané kombinaci parametrů (Tab. 37) došlo k provaření celé t Al slitiny. Prvotní ohledání svařeného vzorku I-20 odhalilo výrazné dutiny v hlavě svarové housenky (Obr. 67a), které lze připsat nestabilitě keyhole za daných podmínek. Pro odstranění tohoto problému byla použita nižší rychlost svařování ($v = 15$ $\text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$), pro zlepšení stability keyhole během formování svarového spoje. Zvýšení

množství vneseného tepla na jednotku délky $Q_{eb} = 120 \rightarrow 160 \text{ J}\cdot\text{mm}^{-1}$ se projevilo jako přínosné z hlediska kvality hlavy heterogenního svarového spoje (Obr. 67b). Pomalejší rychlost ochlazování podporuje formování heterogenního WM.



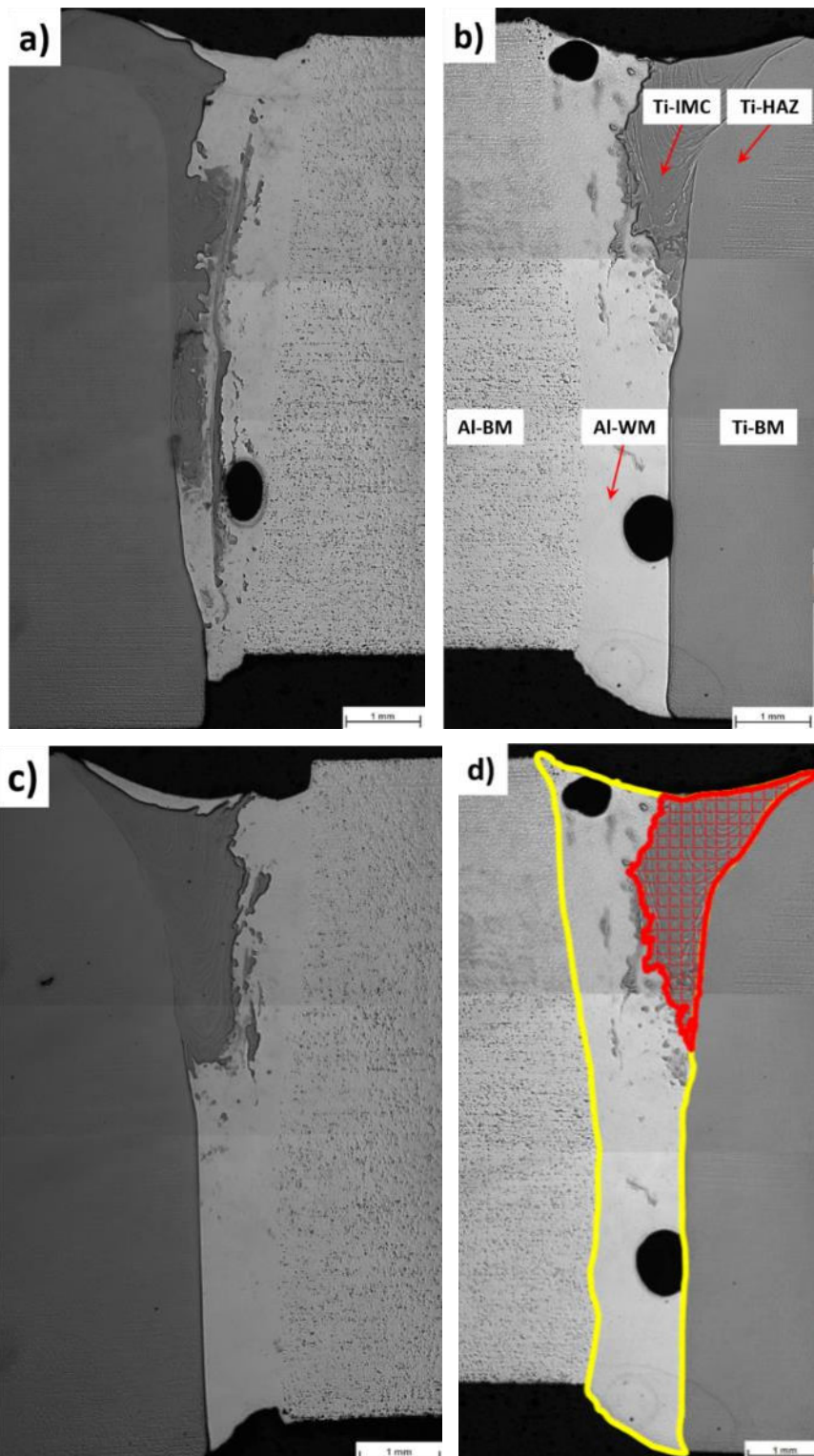
Obr. 67 Vzhled hlavy heterogenních svarových spojů Al/Ti slitin: a) vzorek I-20 a b) vzorek I-15.

Na výsledných svarech byla provedena metalografická analýza, která potvrdila provaření dané t BM navrženými parametry. Na příčných řezech vzorků I-20 (Obr. 68a) a I-15 (Obr. 68b) lze rozlišit 5 oblastí typických pro heterogenní svarové spoje Al/Ti. První dvě jsou oblasti, ve kterých nedošlo k tepelnému ovlivnění struktury základních materiálů: Al-BM a Ti-BM. Další je tepelně ovlivněná oblast ve slitině Ti64 (Ti-HAZ). Naopak díky velkým rozdílům ve fyzikálních vlastnostech nebyla pozorována výrazná HAZ na straně slitiny AA6. V přetavené oblasti byly identifikovány dvě výrazné oblasti. Oblast tvořená převážně svarovým kovem hliníkové slitiny Al-WM s menšími ostrůvky a částicemi IMC a oblasti tvořené objemnou IMC (Ti-IMC), u kterých, dle místa výskytu, lze očekávat, že bude tvořena IMC bohatými na Ti (např. fáze AlTi_3).

Porovnání výsledků vzorků I-20 a I-15 poukazuje, že k tavení titanové slitiny docházelo převážně v horní polovině svaru. V těchto místech byla pozorována souvislá oblast Ti-IMC. Tento fakt současně potvrzuje vzhled rozhraní mezi Ti-HAZ/Ti-IMC a Al-WM/Ti-HAZ. Kdy v prvním zmíněném případě má rozhraní nepravidelný tvar, a naopak na rozhraní tvořeném Al-WM/Ti-HAZ lze prakticky pozorovat původní tvar svarové linie. Jak již publikoval Tomashchuk et al. [9] vyšší frekvence pohybu EB podporuje proudění a promísení taveniny bohaté na Ti a taveniny bohaté na Al. Vyšší rychlost svařování je spojena s vysokými rychlostmi ochlazování svarového spoje ($V \leq 10^4 \text{ K}\cdot\text{s}^{-1}$). Výsledkem je vytlačení Ti-IMC mimo svarový spoj (převýšení až 0,65 mm) a vznik nepravidelné souvislé vrstvy Ti-IMC, která zasahuje přibližně do $h = 5,5$ mm. Maximální šířka této vrstvy (mimo hlavu spoje) dosahovala 0,808 mm. Snížením rychlosti svařování na hodnotu $v = 15 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ se prodloužila doba, po kterou je materiál v tekutém stavu. Došlo ke změně podmínek proudění taveniny po stěnách keyhole. Výsledkem je sice objemnější, ale souvislejší oblast Ti-IMC. Tato vrstva zasahovala do $h = 3,7$ mm s maximální $w = 1,41$ mm. Následné měření plochy svarového spoje a plochy Ti-IMC (Obr. 68d) určilo průměrnou plochu WM 11,563 resp. 11,505 mm^2 . Větší plocha WM vzorku I-20 je dána převýšením hlavy svarového spoje (0,41–0,65 mm). Celková plocha souvislé oblasti Ti-IMC byla 3,671 mm^2 při vyšší v , což představuje 31,8 % z celkové plochy WM. Dodáním většího Q_{eb} na vzorku I-15 vedlo k průměrné ploše Ti-IMC o velikosti 2,997 mm^2 (26,4 % z celkové plochy WM). Paradoxně tak zvýšením Q_{eb} úpravou parametru rychlosti svařování, bylo dosaženo zlepšení proudění taveniny, což vedlo k relativně uniformnějšímu vzhledu heterogenního svarového spoje – včetně menšího množství ostrůvků IMC zachycených uvnitř Al-WM v porovnání se vzorkem I-20.

Změna rychlosti svařování nepřinesla pouze změnu proudění taveniny uvnitř keyhole, ale v kombinaci s vyšší tepelnou vodivostí Al, také změnu podmínek tavení jednotlivých materiálů. Ačkoliv má slitina AA6 vyšší tepelnou vodivost i tepelnou kapacitu, tak díky velmi nízké T_m a T_v

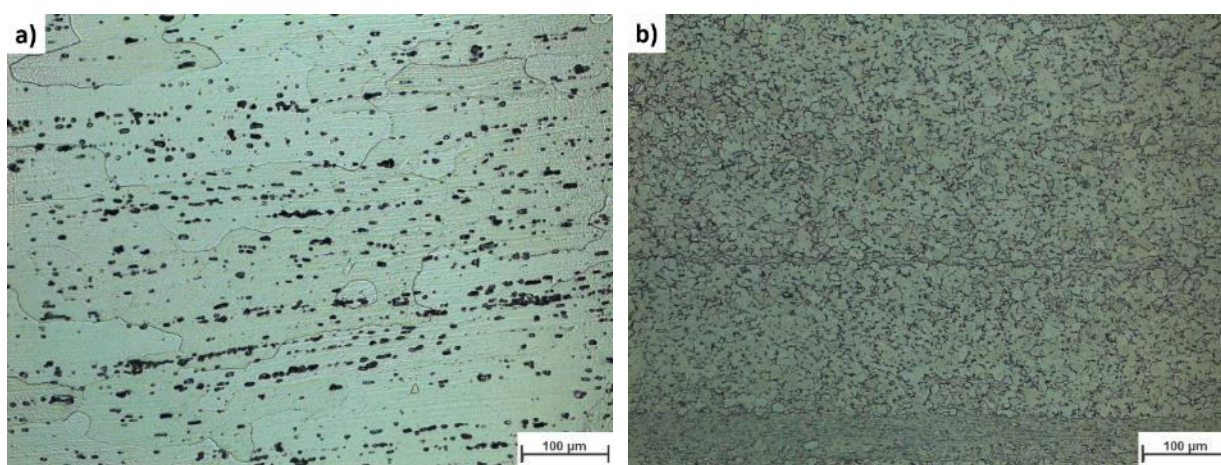
v kombinaci s pomalejším postupem celého teplotního pole dochází k přednostnímu tavení slitiny AA6. To se projeví omezeným množstvím nataveného Ti v dolní části heterogenního svaru s nižší v (vzorek I-15) a větší šířkou Al-WM v této oblasti. Současně došlo ke změně rozhraní, které oproti vzorku I-20, prakticky v celé spodní části svaru kopíruje původní linii svaru. V této části tak neprobíhal proces svařování, ale podmínky v této oblasti umožnil svařování-pájení, kdy dochází k tavení materiálu s nižší T_m (AA6) a pájení materiálu s vyšší T_m (Ti64).



Obr. 68 Struktura heterogenních svarových spojů Al/Ti: a) vzorek I-20.1; b) vzorek I-15.1; c) vzorek I-15.2 a d) měření plochy svarového spoje a plochy Ti-IMC: žlutá – plocha WM a červená – plocha Ti-IMC (vzorek I-15.1).

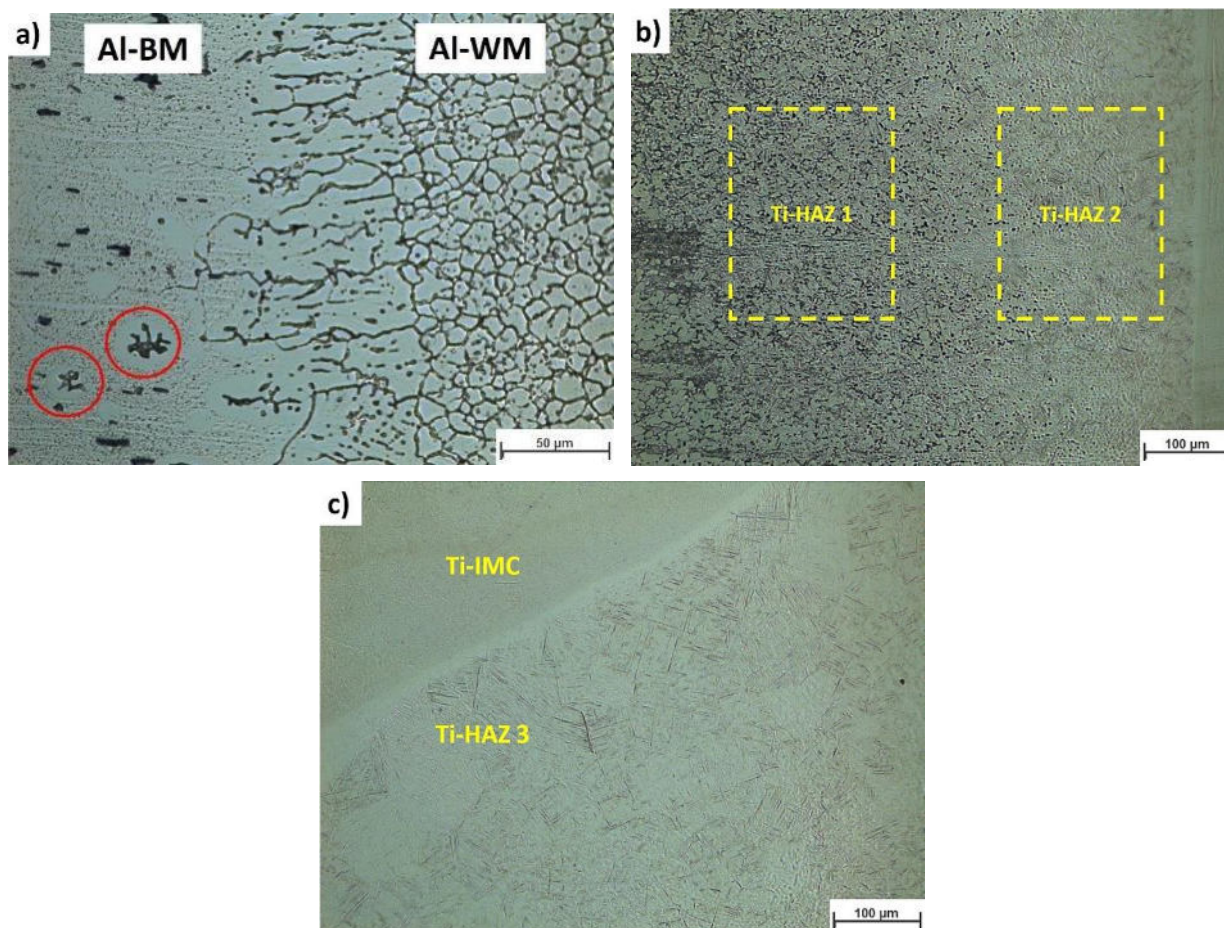
Snížení rychlosti svařování nemělo výrazný vliv na přítomnost makropórů uvnitř heterogenních svarových spojů. V obou případech byly makropóry zachyceny v Al-WM, protože tato oblast má mnohem nižší T_m než oblast bohatá na Ti (Ti-IMC) a zůstává tak déle v tekutém stavu. Výsledná doba však nebyla ani v jednom případě dostatečná, čímž došlo k zachycení makropórů uvnitř Al-WM. Snížení v (a tím zvýšení Q_{eb}) částečně redukovalo množství pórů. V případě vzorku I-15 byly pozorovány i řezy bez makropórů (Obr. 68c). Z hlediska velikosti makropórů, byly na vzorku I-15 pozorovány menší makropóry (max. 0,88 mm) než na vzorku I-20 (max. 1,17 mm). Jako zdroj makropórů lze označit zachycené plyny, uvolněné především z hliníkové slitiny, které jsou zapříčiněny větším množstvím legujících prvků s nižší T_m a T_v v kombinaci s kolapsem keyhole. Původ pórů podporují výsledky z experimentů homogenních Al/Al (kapitola 5.1.1) a Ti/Ti svarů (kapitola 5.1.3).

Na provedených metalografických řezech byla provedena mikrostrukturní analýza všech pěti identifikovaných oblastí. Porovnání mikrostruktur základních materiálů před EBW je uvedeno na Obr. 69a a 69b).



Obr. 69 Mikrostruktura BM: a) Al-BM a b) Ti-BM.

Na rozhraní Al-BM/Al-WM nebyly pozorovány výrazné mikrostrukturní změny. Jediným náznakem HAZ v Al-BM byly lokální oblasti s lící strukturou tvořené tuhým roztokem α -Al a eutektikem (Obr. 70a). Mikrostruktura Al-WM na tomto rozhraní je tvořena kolumnárními krystaly, která byla protažena ve směru největšího odvodu tepla ze svarového spoje na rozhraní Al-BM/Al-WM. Mikrostruktura HAZ titanové slitiny (Obr. 70b) se shoduje s HAZ pozorovanou u homogenních EB svarů slitiny Ti64. Blíže k neovlivněnému BM byla pozorována Ti-HAZ1, kterou tvoří původní fáze α -Ti, jehlicovitá fáze α' -Ti a hrubší částice fáze β -Ti. Ti-HAZ1 směrem k ose svaru plynule přecházela v oblast Ti-HAZ2. Výsledná mikrostruktura byla tvořena pouze jehlicovitou fází α -Ti/ α' -Ti a zbytky kulových částic nerozpuštěné fáze β -Ti. V místě intenzivního tavení Ti slitiny (přibližně v první 1/4 t svaru), byla na rozhraní Ti-IMC/Ti-HAZ pozorována Ti-HAZ3 (Obr. 70c) s mikrostrukturou odpovídající WM EB svarů Ti/Ti (pouze martenzitická α' -Ti uvnitř původních zrn β -Ti).

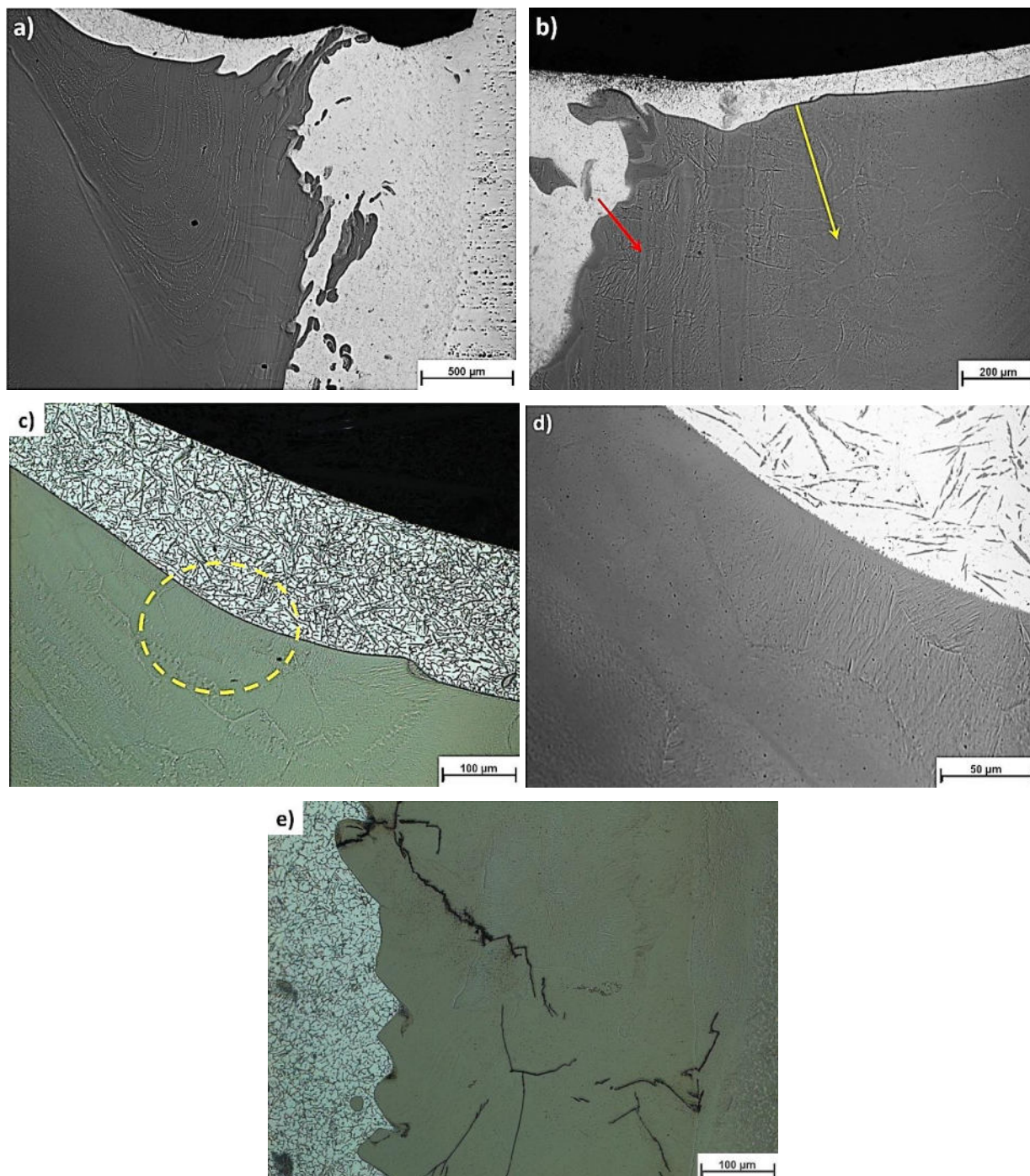


Obr. 70 Mikrostruktura rozhraní BM heterogenních EB svarů Al/Ti: a) rozhraní Al-BM/Al-WM (vzorek I-15); b) Ti-HAZ (vzorek I-20) a c) rozhraní Ti-IMC/Ti-HAZ (vzorek I-20).

Při makroskopické analýze heterogenních spojů byly pozorovány zřetelné stopy proudění tekuté fáze Ti-IMC (Obr. 71a). Tyto stopy potvrzují rychlé tuhnutí Ti-IMC oblasti. Na vzorcích hodnocených po mechanicko-chemickém leštění byla zřetelná morfologie této oblasti, která obsahovala solidifikační pásy a rovnoosá zrna (Obr. 71b) s jehlicovou morfologií (Obr. 71d). V horní části svaru, bylo díky omezenému promísení a rychlému ochlazení pozorováno ostré rozhraní mezi Al-WM/Ti-IMC (Obr. 71c). Naopak, rozhraní Al-WM/Ti-IMC v polovině svařované t bylo vlivem proudění taveniny nesouvislé a proměnné. V blízkosti tohoto rozhraní byly pozorovány ostrůvky oblasti Ti-IMC, které vznikly opět v důsledku dynamického proudění taveniny uvnitř WM. Největší rozměr těchto nepravidelných částic dosahoval až 500 μm . Při velmi rychlém ochlázování jsou generována vnitřní napětí, která nejsou IMC schopny vyrovnávat plastickou deformací. Díky složité krystalové struktuře IMC se nahromaděné napětí uvolní při tvorbě nových povrchů – trhlin (Obr. 71e).

Druhou výraznou oblastí tvořící svarový spoj byl Al-WM (Obr. 72a), která tvořily zrna $\alpha\text{-Al}$, na jejichž hranice segregují legující prvky, ačkoliv díky vysoké rychlosti ochlázování při EBW byla segregace prvků z $\alpha\text{-Al}$ menší než u konvenčních metod svařování. Uvnitř této oblasti byly pozorovány 3 typy IMC. Dva typy IMC jsou zobrazeny na Obr. 72b, na kterém je červenou šipkou označen typ odpovídající svoji mikrostrukturou souvislé oblasti Ti-IMC. Žlutou šipkou je označena IMC s výraznou dendritickou mikrostrukturou. Tato fáze byla ve větším množství pozorována na rozhraní Al-WM/Ti-IMC (Obr. 72d). Zatímco ve spodní části svaru, ve které nedošlo k výraznému natavení Ti-BM, se vyskytovala pouze jehlicovitá IMC (Obr. 72c). Tento typ IMC byl pozorován v celém Al-WM (např. Obr. 71d) a také na ostrém rozhraní Al-WM/Ti-IMC (Obr. 72f). Rozhraní Al-WM/Ti-IMC s výrazným promísením (Obr. 72d) obsahovalo směs ostrůvků Ti-IMC, IMC s výraznou dendritickou strukturou a shluky jehlicovité IMC. Při použití vyšší v (vzorek I-20)

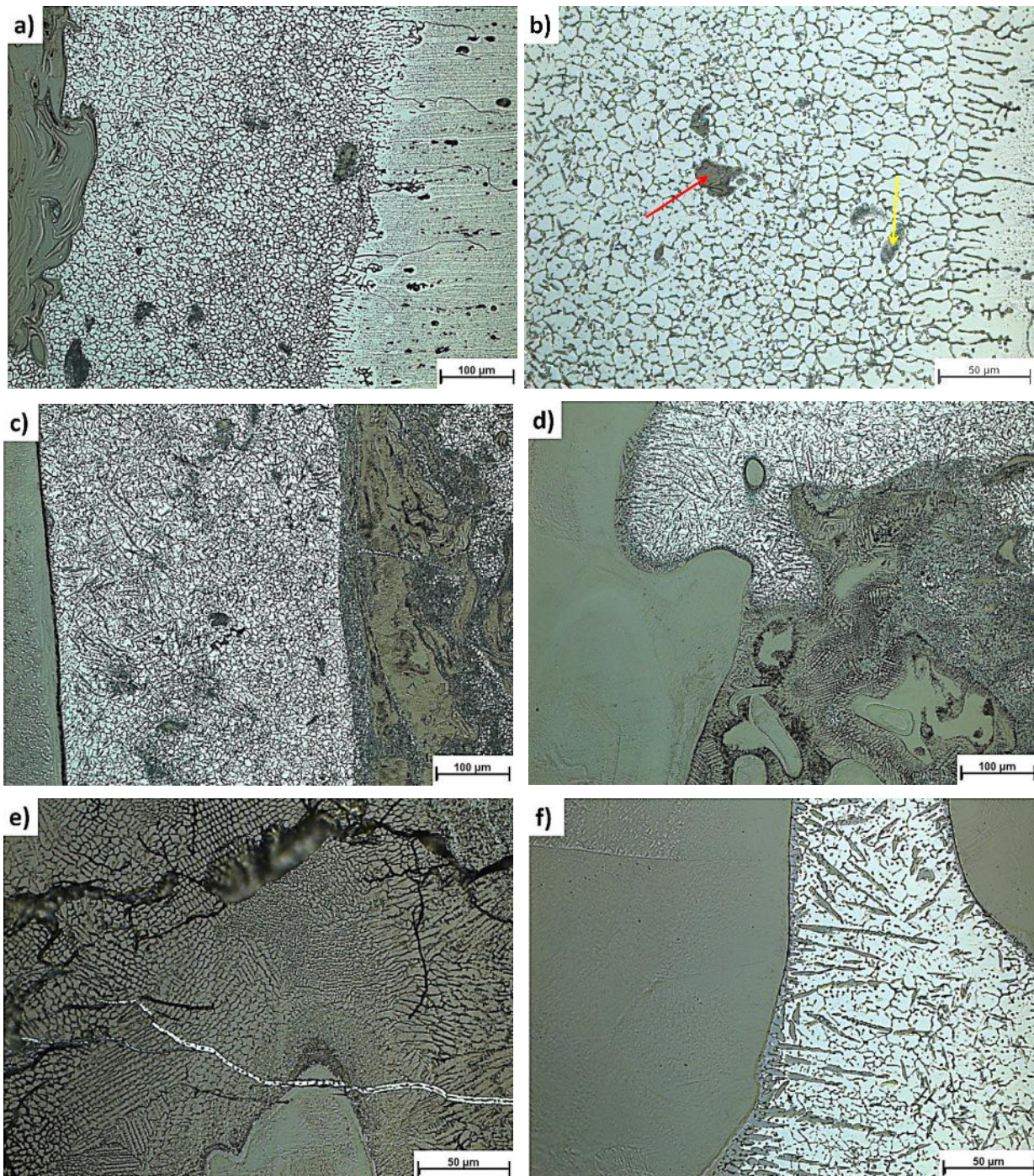
byly na směsném rozhraní (SR) pozorovány četné trhliny (Obr. 72e). Tyto trhliny mají stejný původ vzniku jako trhliny pozorované v souvislé Ti-IMC oblasti (Obr. 71e). Trhliny spojené s povrchem této fáze byly vyplněny Al-WM, což poskytuje důkaz, že při tuhnutí IMC zůstává Al-WM stále v tekutém stavu.



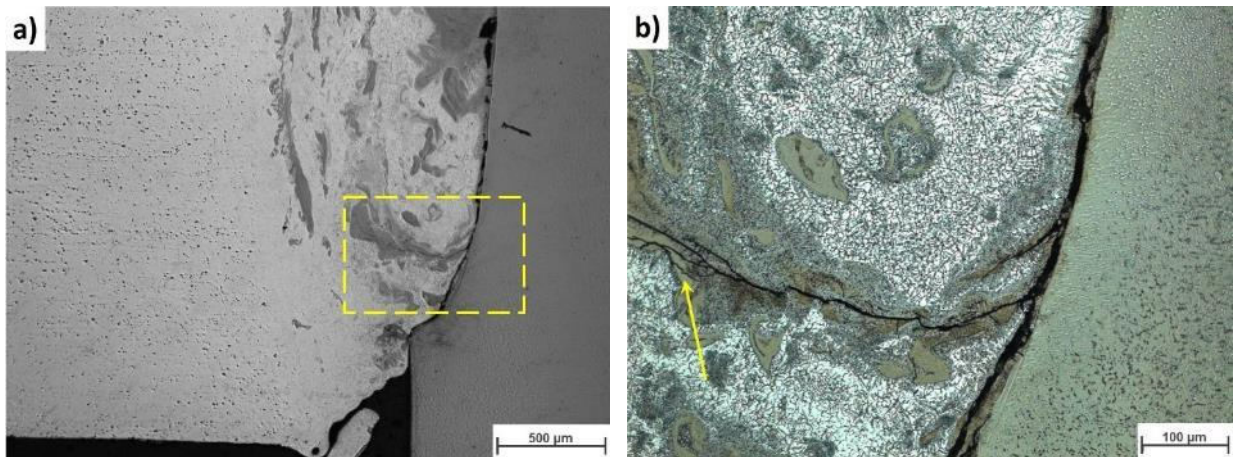
Obr. 71 Mikrostruktura Ti-IMC: a) stopy po proudění tekuté fáze Ti-IMC (OPS leštění; vzorek I-15); b) morfologie Ti-IMC: červená – pásy, žlutá – zrna (OPS leštění; vzorek I-15); c) struktura Ti-IMC (vzorek I-15); d) detail zrn Ti-IMC (vzorek I-15) a e) trhliny uvnitř Ti-IMC (vzorek I-20).

Použití vyšší v na vzorku I-20 paradoxně vedlo k většímu promísení, než bylo dosaženo na vzorku I-15 při prakticky stejně velké ploše svarového spoje. Vlivem většího podílu Ti-IMC bylo ve struktuře vzorku I-20 pozorována větší plocha zvrásněného rozhraní Al-WM/Ti-IMC. Nižší v naopak vedla k přednostnímu tavení hliníkové slitiny ve spodní části svaru. Tento proces

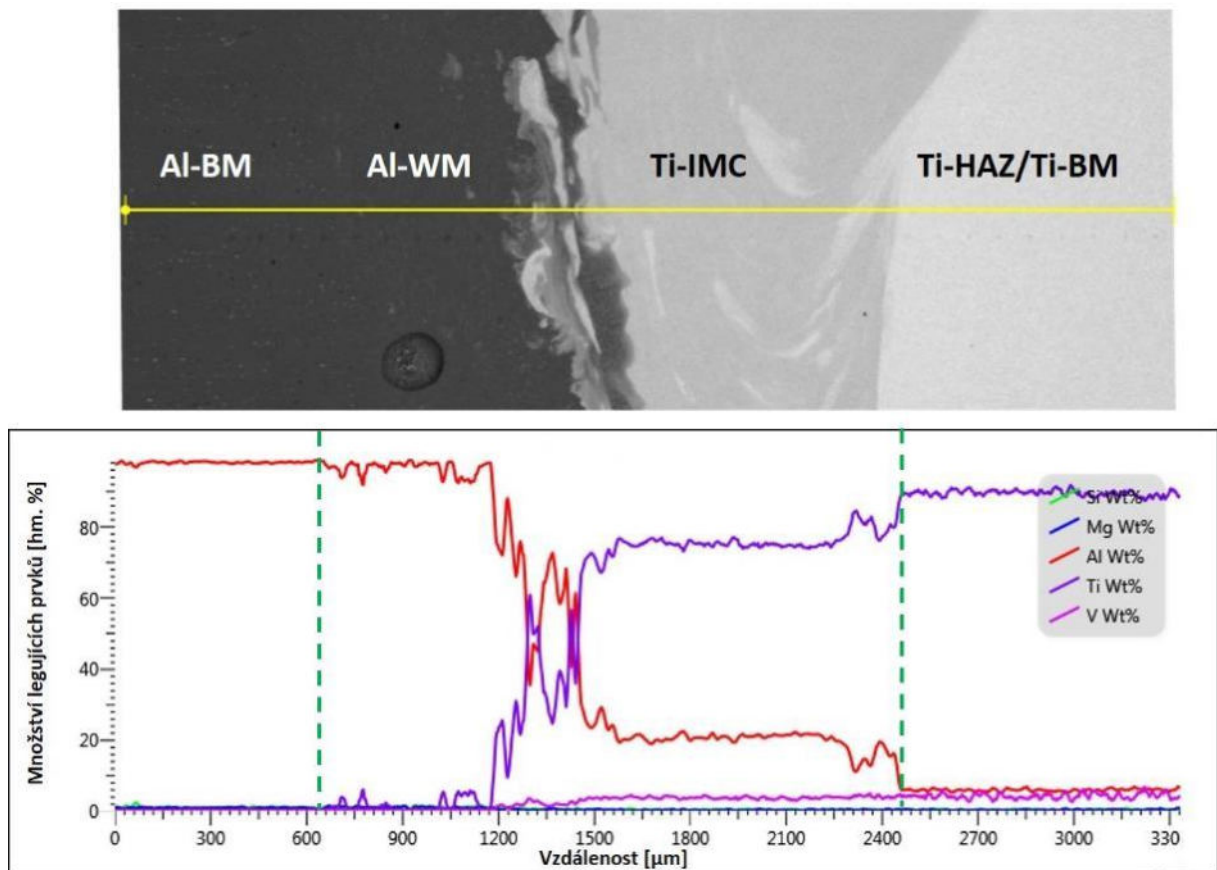
svařování-pájení se ukázal jako přínosný z hlediska omezení přítomnosti objemných IMC na rozhraní Al-WM/Ti-HAZ. Na vzorku I-20 bylo pozorováno popraskané rozhraní Al-WM/Ti-HAZ v kořenové části svaru. Na tomto rozhraní byla trhlina s délkou přesahující 2 mm (v závislosti na pozici řezu). Po naleptání mikrostruktury svarového spoje bylo odhaleno, že tato trhlina prochází přes IMC s výraznou dendritickou strukturou. Z detailu na Obr. 73b lze vidět, že došlo k větvení trhliny do přilehlých IMC uvnitř Al-WM (tj. mimo rozhraní). Tato trhlina se poté šířila také do ostrůvků Ti-IMC (žlutá šipka na Obr. 73b). Na základě těchto výsledků byla v dalších experimentech použita $v = 15 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$.



Obr. 72 Mikrostruktura Al-WM: a) mikrostruktura Al-WM (vzorek I-15); b) detail mikrostruktury Al-WM (vzorek I-20); c) rozhraní Ti-HAZ/Al-WM (vzorek I-20); d) rozhraní Ti-IMC/Al-WM (vzorek I-20); e) popraskaná IMC v okolí oblasti Ti-IMC (vzorek I-20) a f) jehlicovitá IMC na rozhraní s Ti-IMC (vzorek I-20).



Obr. 73 Rozhraní Al-WM/Ti-HAZ na vzorku I-20: a) kořenová trhlinka a b) detail trhlinky uvnitř IMC.

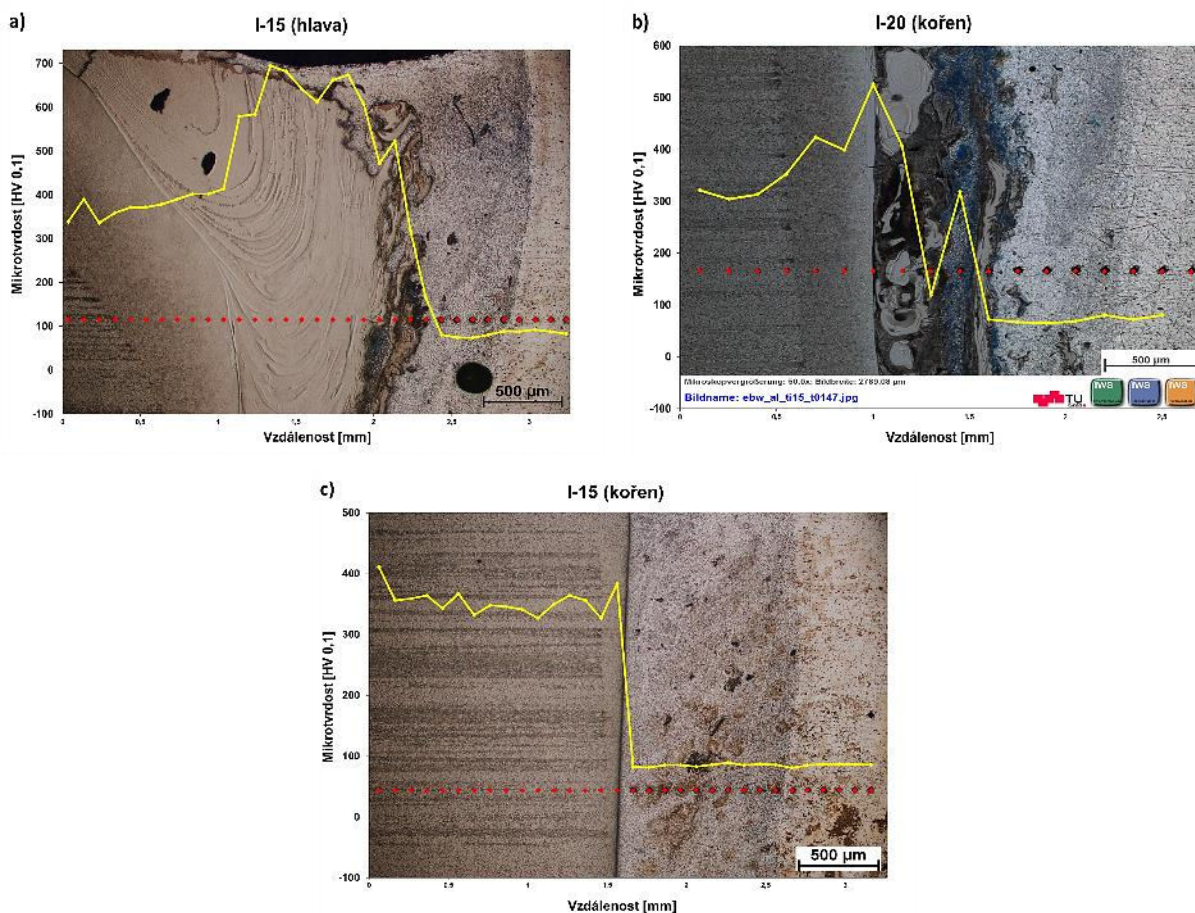


Obr. 74 – liniová EDS analýza (vzorek I-15).

Za účelem zhodnocení vlivu promísení na fázové složení heterogenních svarových spojů Al/Ti byla provedena liniová EDS analýza přes celou šířku svaru, včetně BM. Změny v množství vybraných legur jsou uvedeny na Obr. 74, včetně vyznačení jednotlivých oblastí svaru. Chemické složení Al-BM odpovídá výsledkům z homogenních svarů slitiny AA6 (Obr. 46), pouze s tím rozdílem, že v Al-BM nebyly detekovány hrubé komplexní částice. Stejný průběh byl pozorován na straně Ti-BM/Ti-HAZ. Průběh křivky popisující hm. % Ti na straně Ti-BM/Ti-HAZ není tak hladký jako v případě průběhu hm. % Al na straně Al-BM, to je dáno dvoufázovou strukturou slitiny Ti64. V souvislé oblasti označené jako Ti-IMC byl naměřen vyšší obsah Al v porovnání s Ti-BM/Ti-HAZ. Obsah Ti se v této oblasti pohyboval od 70,9 hm. % do 91,6 hm. %, což značí, že tato oblast bude tvořena IMC s vyšším obsahem Ti – $AlTi_3$ a menším množstvím $AlTi$. V oblasti Al-WM byly pozorovány výraznější koncentrační výkyvy než uvnitř Al-BM (pokles hm. % Al

při současném nárůstu hm. % Ti), které jsou způsobeny zachycenými ostrůvky Ti-IMC uvnitř této oblasti. Největší změny v koncentraci jednotlivých prvků byly pozorovány na směsném rozhraní Al-WM/Ti-IMC. Tyto výsledky odpovídají fázím s vyšším množstvím Al ($AlTi$, Al_5Ti_3 , Al_2Ti a Al_3Ti).

Následně byla provedena analýza průběhu mikrotvrdoti přes heterogenní svarové spoje Al/Ti. Typický průběh mikrotvrdoti, nezávisle na použité v , v oblasti se souvislou Ti-IMC oblastí je uveden na Obr. 75a. Mikrotvrdot uvnitř Ti-BM/Ti-HAZ a Al-BM se shodovala s mikrotvrdotí naměřenou na homogenních Al/Al a Ti/Ti EB svarech. Tyto výsledky značí, že v těchto oblastech (především uvnitř Ti-HAZ) nedošlo k neočekávaným změnám mikrostruktury či fázového složení. Naopak na rozhraní Ti-HAZ/Ti-IMC dochází vlivem přítomnosti objemné oblasti Ti-IMC k výraznému nárůstu mikrotvrdoti. Tento nárůst byl dán složitou krystalografickou strukturou IMC způsobující zkrěhnutí a popraskáním těchto fází. V oblasti směsného rozhraní mezi Ti-IMC a Al-WM byl pozorován rapidní pokles mikrotvrdoti až na hodnoty odpovídající Al-WM.



Obr. 75 Průběh mikrotvrdoti přes heterogenní svarové spoje: a) hlava vzorku I-15; b) kořen vzorku I-20 a c) kořen vzorku I-15.

Ve spodní části svarových spojů nebyl během měření mikrotvrdoti pozorován jeden typický průběh. Značně se zde projevil vliv použité v . V případě vzorku I-20 došlo k výraznějšímu promíslení základních materiálů a na rozhraní Al-WM/Ti-HAZ bylo pozorováno SR. Průběh mikrotvrdoti v této oblasti závisí na konkrétním fázovém složení SR. Nejvyšší hodnoty byly naměřeny v místech zachycených ostrůvků Ti-IMC, naopak v oblastech tvořených IMC s dendritickou strukturou byly naměřeny hodnoty mezi Al-WM a Ti-IMC. Při použití nižší rychlosti, kdy došlo k výraznému promíslení základních materiálů především v horní části spoje, byla na rozhraní Al-WM/Ti-HAZ spodní části vzorku I-15 pozorována skoková změna mikrotvrdoti. Vlivem svařování-pájení tak dochází k poklesu mikrotvrdoti na úroveň odpovídající Al-WM, která byla

v porovnání s homogenními svary slitiny AA6 jen o něco málo nižší než mikrotvrдость Al-BM. To je dáno rozpuštěním vytvrzujících částic, lící strukturou Al-WM, rozpuštění $\leq 0,7$ at. % Ti uvnitř α -Al a přítomnost jehlic IMC ve Al-WM. Průměrné hodnoty mikrotvrđosti jednotlivých oblastí jsou uvedeny v Tab. 38.

Tab. 38 Průměrné hodnoty mikrotvrđosti (HV0,1) jednotlivých oblastí na vzorcích I-20 a I-15.

vzorek	Ti-BM	Ti-HAZ	Ti-IMC	SR ^{*)}	Al-WM	Al-BM
I-20	345 ± 38	406 ± 24	559 ± 105	196 ± 83	76 ± 8	80 ± 3
I-15	336 ± 30	376 ± 29	557 ± 86	223 ± 73	80 ± 7	81 ± 6

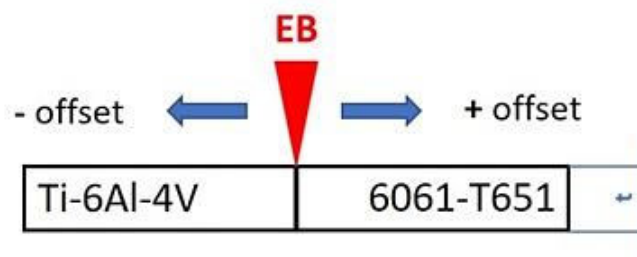
SR^{*)} – směsné rozhraní mezi Al-WM/ Ti-IMC a Al-WM/Ti-HAZ

5.2.2. Série Al/Ti-II

Na základě první série heterogenních svarů byla použita nižší rychlost svařování $15 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$. Dalším krokem byla snaha o redukci velikosti souvislé Ti-IMC pomocí offsetu dopadajícího EB. Na jednotlivých vzorcích byl proveden offset 0,1–0,3 mm do obou BM. Jelikož byl použit spot EB s $d_{spot} = 0,25 \text{ mm}$, tak v případě hraničních offsetů dochází k přímému tavení pouze jednoho BM a k ohřevu druhého BM dochází pouze odvodem T z místa svaru. Směr offsetu a jeho značení je uvedeno na Obr. 76. Pro svařování 6 vzorků série Al/Ti-II byly použity stejné procesní parametry jako na vzorku I-15 (Tab. 37), označení vzorků s hodnotou použitého offsetu je uvedeno v Tab. 39.

Tab. 39 Velikosti offsetu EB a označení vzorků série Al/Ti-II.

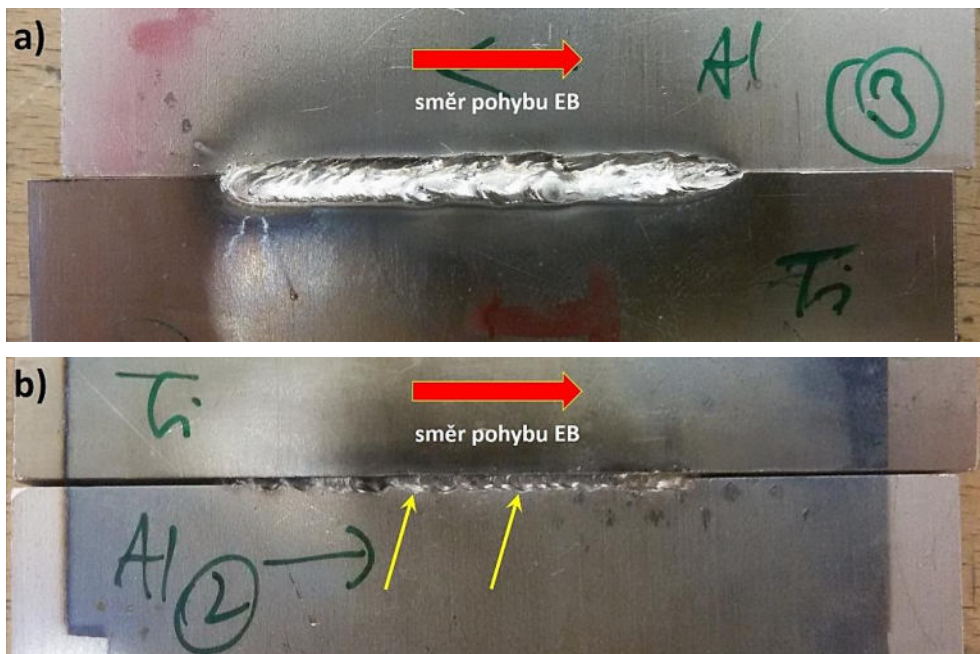
vzorek	II-1	II-2	II-3	II-4	II-5	II-6
offset [mm]	-0,1	-0,2	-0,3	0,1	0,2	0,3



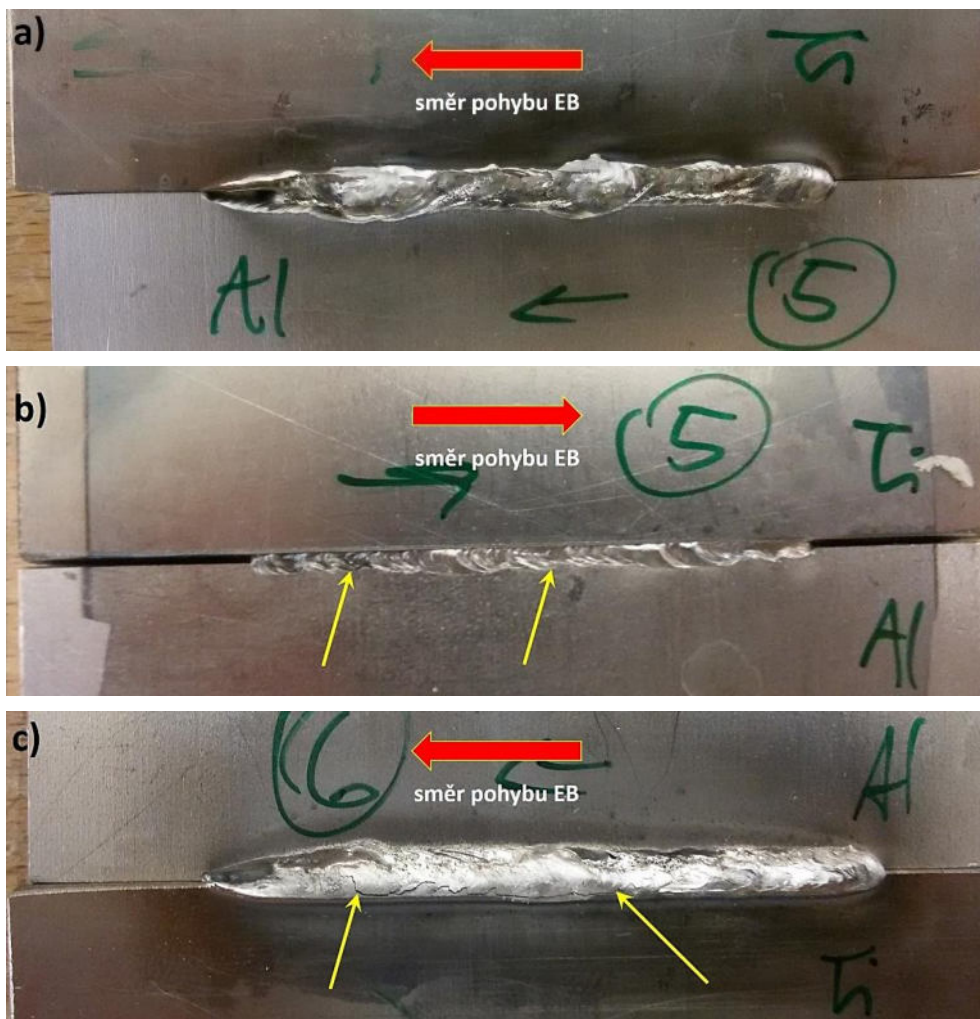
Obr. 76 Schéma a označení směru offsetu EB.

Použité procesní parametry poskytovaly dostačenou Q_{eb} pro provaření dané tloušťky BM nezávisle na použitém offsetu EB. V případě offsetu do Ti-BM došlo k tvorbě relativně souvislé hlavy v celé délce svaru ($l = 75 \text{ mm}$). S rostoucím offsetem EB do Ti-BM rostla celková kvalita hlavy svaru (Obr. 77a). Kvalita kořene se naopak nezlepšovala. V případě vzorku II-1 byl pozorován propad WM v celé l svaru. Ve zbylých dvou případech vznikl úzký a vlnitý kořen, který na straně slitiny Ti kopíruje linii svaru, zatímco na straně Al bylo pozorováno výrazné zvlnění WM (Obr. 77b). Kořen vzorku II-3 byl srovnatelný se vzorkem II-2, byly zde však místa s propadlým WM jako v případě vzorku II-1.

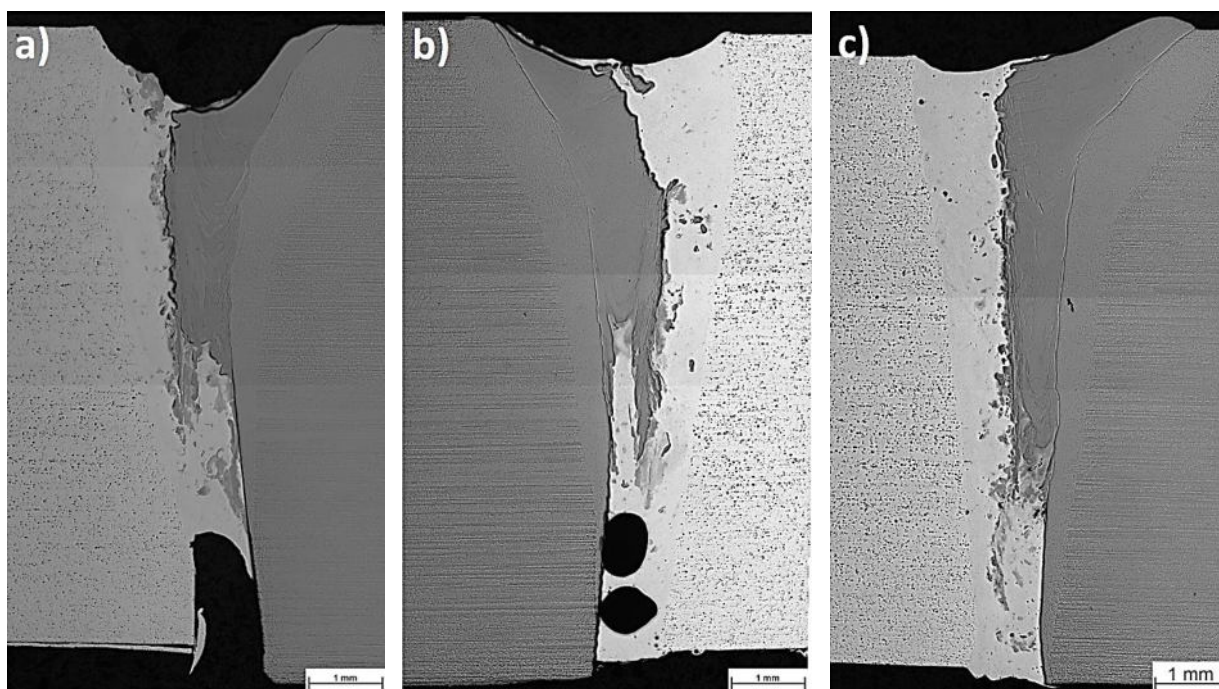
Použití offsetu do Al-BM, kdy se EB nacházel převážně ve slitině AA6, vedlo k výrazně horší kvalitě hlavy heterogenních svarových spojů ve srovnání s offsetem EB do Ti-BM. Především z hlediska nesouvislé šířky hlavy svaru (Obr. 78a). Vzhled kořene heterogenních svarů s offsetem do Al-BM (Obr. 78b) se výrazně nelišil od svarů s opačným offsetem EB. Také v tomto případě kopíruje WM na straně slitiny Ti64 linii svaru, zatímco na straně AA6 bylo pozorováno zvlněné rozhraní značící tavení pouze Al-BM. Při největším offsetu do Al-BM byla v hlavě vzorku II-6 pozorována podélná trhlinka (Obr. 78c). Tato trhlinka, stejně jako zvlněná hlava a kořen heterogenních spojů byla způsobena rychlým tuhnutím Al-WM a omezenými deformačními schopnostmi Ti-IMC.



Obr. 77 Heterogenní svarové spoje s offsetem EB do slitiny Ti64: a) hlava vzorku II-3 a b) kořen vzorku II-2.



Obr. 78 Heterogenní svarové spoje s offsetem EB do slitiny AA6: a) hlava vzorku II-5; b) kořen vzorku II-5 a c) hlava vzorku II-6.



Obr. 79 Struktura heterogenních svarových spojů Al/Ti s offsetem EB do Ti-BM: a) vzorek I-1; b) vzorek II-2 a c) vzorek II-3.

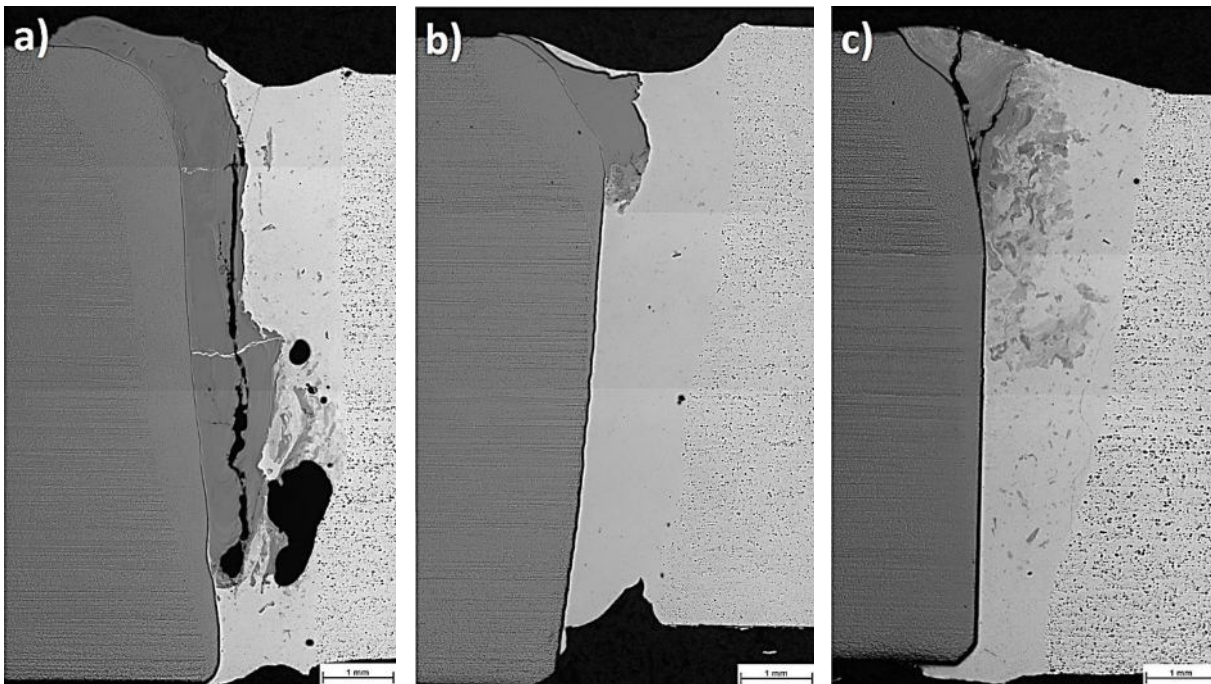
Offset EB do slitiny Ti64, dle očekávání, vedl k většímu množství souvislé Ti-IMC oblasti. Ani v jednom případě nebyla pozorována souvislá oblast, která by zasahovala od hlavy až ke kořeni svarového spoje. Stejně jako na vzorcích ze série Al/Ti-I nedocházelo v kořenové části k tavení obou BM, ale probíhal zde převážně proces svařování-pájení. Tento fakt podporuje vzhled rozhraní Al-WM/Ti-HAZ a také velikost Ti-HAZ, která při offsetu $-0,1$ a $-0,2$ mm nebyla pozorována v celé tloušťce Ti-BM (Obr. 79a a Obr. 79b). Na všech vzorcích byly pozorovány výrazné solidifikační pásy uvnitř Ti-IMC.

Na vzorku II-1 byl pozorován výrazný propad WM v hlavě a kořeni svaru. V hlavě svaru se propad WM pohyboval okolo 1 mm a v kořeni od 2 do 2,5 mm (Obr. 79a). Protečení WM bylo zapříčiněno nedostatečným upnutím svařovaných materiálů. Na zbylých vzorcích s offsetem do Ti-BM nebyl pozorován výrazný propad WM. Na vzorku II-3 dokonce došlo k mírnému vytlačení Ti-IMC o 0,55 mm nad Ti-BM (Obr. 79c). S rostoucí velikostí offsetu do Ti-BM se zvětšovalo také množství souvislé oblasti Ti-IMC. Jelikož tato oblast tuhne jako první, rostla se zvětšujícím se offsetem pravděpodobnost zachycení makropórů pod touto oblastí.

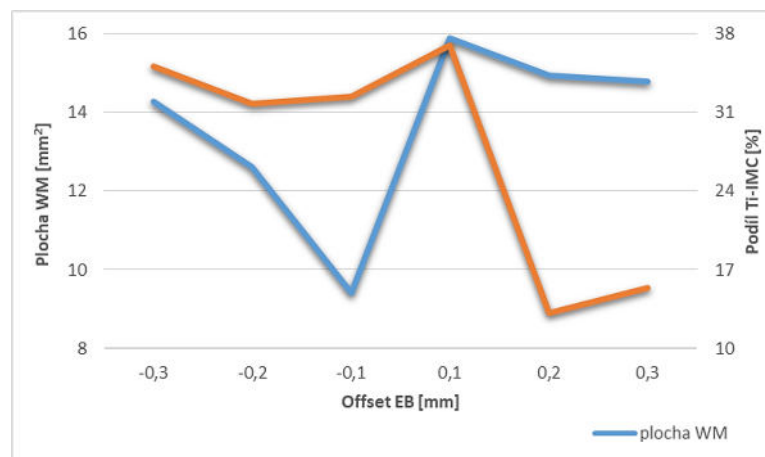
Použití offsetu EB do Al-BM vedlo k očekávané redukci velikosti Ti-IMC, avšak až od hodnoty offsetu 0,2 mm. Při offsetu 0,1 mm stále docházelo k tavení a výraznému promísení obou BM zapříčiňující vznik makropórů uvnitř Al-WM vlivem vzniku objemné oblasti Ti-IMC během tuhnutí svarového spoje (Obr. 80a). Napětí vznikající při tuhnutí svarového spoje, v kombinaci se strukturou a vlastnostmi Ti-IMC, způsobily popraskání této oblasti. Díky vyšší teplotě solidu Ti-IMC oblasti došlo k vyplnění trhlin, které byly spojeny s volným povrchem Ti-IMC oblasti, tekutým Al-WM. Použití většího offsetu do Al-BM vedlo k redukci velikosti Ti-IMC. Při srovnání Obr. 80b a Obr. 80c je patrné, že rostoucí offset EB do Al-BM ovlivňuje chemické složení a tím výslednou strukturu této oblasti. Struktura této oblasti odpovídá struktuře SR na rozhraní Al-WM/Ti-IMC resp. Al-WM/Ti-HAZ vzorků ze série Al/Ti-I, včetně přítomnosti rozvětvených trhlin.

Vliv offsetu EB na velikost plochy WM a Ti-IMC oblasti je graficky znázorněn na Obr. 81. Offset EB směrem do Ti-BM vedl k užším svarovým spojům v porovnání s offsetem do Al-BM. Ačkoliv nebyla na vzorcích s offsetem do Ti-BM naměřena největší plocha oblasti Ti-IMC, která byla naměřena na vzorku II-4 ($5,87 \text{ mm}^2$), tak vzhledem k celkovým rozměrům svarových spojů vzorků II-1–II-3 byl procentuální podíl Ti-IMC 32–35%. Použité parametry na vzorku II-4 vedly k největší

ploše svarového spoje, přesto byl také podíl podíl Ti-IMC nejvyšší – 37% z celkové plochy natavených BM. Při vyšších offsetech směrem do Al-BM došlo k výraznému poklesu podílu Ti-IMC ve svarovém spoji.



Obr. 80 Struktura heterogenních svarových spojů Al/Ti s offsetem EB do Al-BM: a) vzorek II-4; b) vzorek II-5 a c) vzorek II-6.



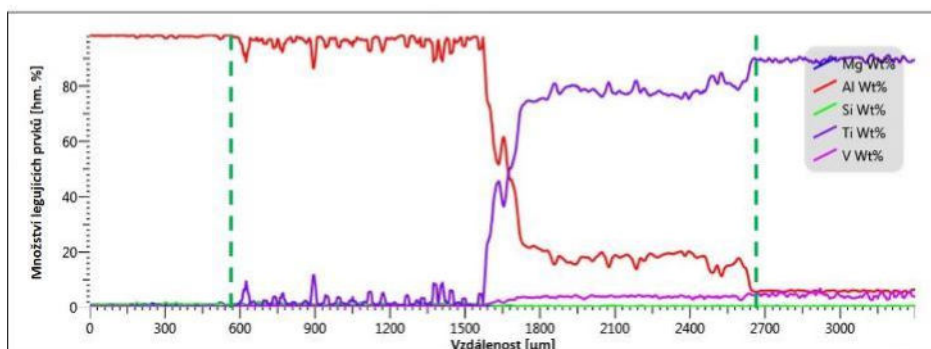
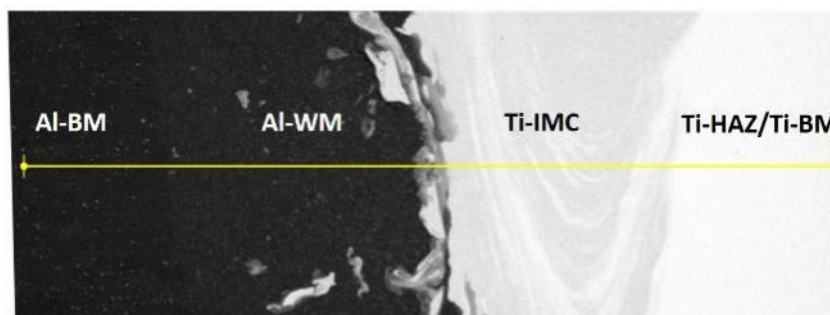
Obr. 81 Průměrná velikost plochy svarového spoje a podílu oblasti Ti-IMC v závislosti na použitém offsetu EB.

Liniová EDS analýza přes všechny oblasti svarového spoje vzorků II-1 – II-6 odhalila změnu chemického složení vznikající souvislé oblasti Ti-IMC v závislosti na použitém offsetu EB. Na Obr. 82 – 84 jsou uvedeny vybrané výsledky EDS analýz. Dle očekávání, s rostoucím offsetem EB směrem do Al-BM docházelo k nárůstu podílu Al v Ti-IMC. Lze očekávat i změnu typu a struktury vznikající IMC. Nebyly pozorovány změny chemického složení uvnitř Ti BM, Ti-HAZ a Al-BM oblastí v porovnání s předchozími liniovými EDS analýzami. Výrazné odchylky se vyskytovaly v chemickém složení Al-WM. V blízkosti kořene svaru nebyly tyto odchylky tak výrazné. Větší odchylky byly pozorovány v oblasti výrazného promísení (Obr. 82). Tyto výkyvy se shodují s nárůstem hm. % Ti v daných pozicích, které jsou zapříčiněny prouděním taveniny a promísením BM při formování svarového spoje a způsobují zachycení ostrůvku a jehlic Ti-IMC. Jak je patrné ze vzájemného porovnání Obr. 83 a Obr. 84, tak offset EB do Al-BM úplně

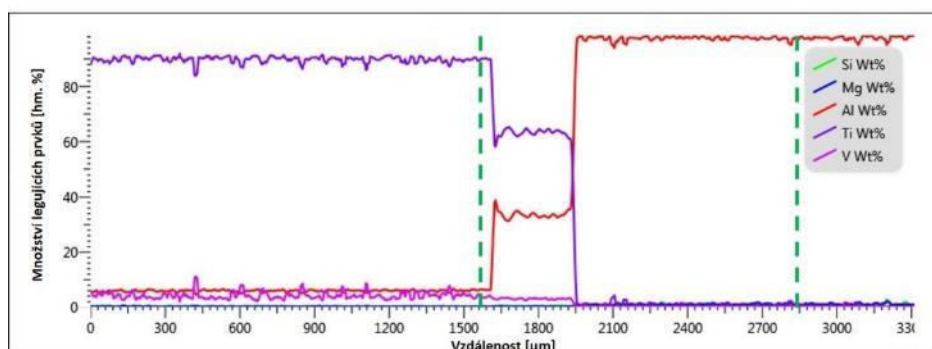
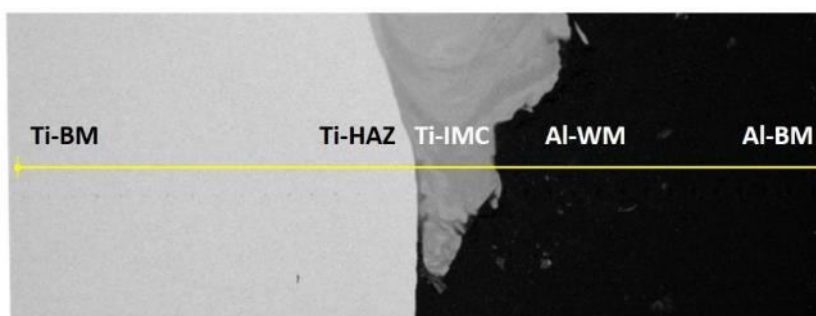
neeliminovat tvorbu ostrůvků a jehlic uvnitř Al-WM. Průměrný podíl Al uvnitř Al-WM byl vyšší ($97,5 \pm 1,6$ hm. % Al) v případě vzorku II-5 než v případě vzorku II-6 ($95,8 \pm 5,9$ hm. % Al), u kterého byl použit větší offset EB. Tyto výsledky jsou zapříčiněny dynamikou procesu svařování EB v režimu keyhole. Díky tomuto není ani jedna oblast uvnitř EB svarů Al/Ti, z hlediska rozměrů, tvaru a chemického složení homogenní.

Tab. 40 Chemické složení oblasti Ti-IMC v závislosti na použitém offsetu EB.

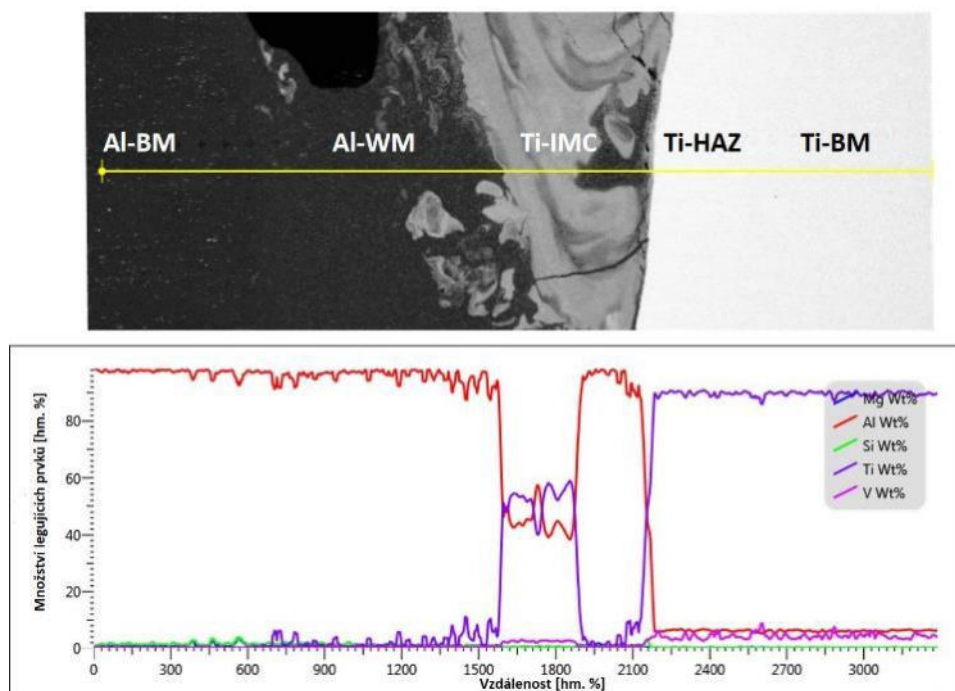
offset EB [mm]		-0,2	0	0,2	0,3
Ti-ICM	Al [hm. %]	17,1 ± 3,3	22,0 ± 9,7	32,9 ± 6,5	46,4 ± 8,5
	Ti [hm. %]	78,8 ± 3,2	73,9 ± 9,3	63,7 ± 6,4	50,8 ± 8,4



Obr. 82 Liniová EDS analýza vzorku II-2 (offset -0,2 mm).



Obr. 83 Liniová EDS analýza vzorku II-5 (offset 0,2 mm).

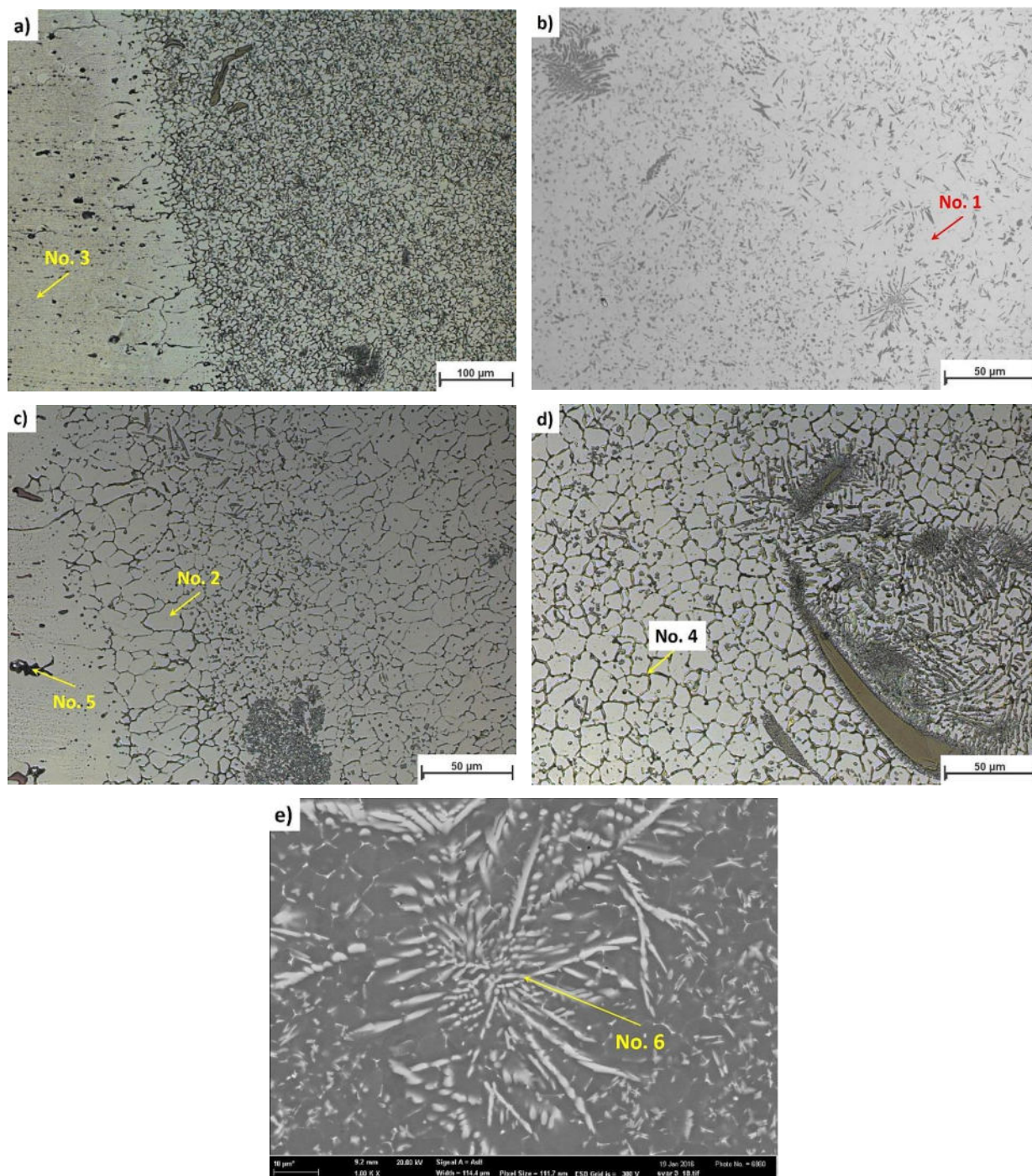


Obr. 84 Liniová EDS analýza vzorku II-6 (offset 0,3 mm).

Dalším krokem v sérii Al/Ti-II byla analýza mikrostruktury heterogenních svarových spojů ve spojení s plošnou a bodovou EDS analýzou. Získané výsledky chemického složení analyzovaných fází byly porovnány s pracemi Raghavana [75] a Batalu et al. [79] pro určení fází přítomných ve WM. Chemické složení a typ pozorovaných fází je uveden v Tab. 41. Ačkoliv byl použit rozdílný offset EB, tak na všech vzorcích série Al/Ti-II byly prakticky pozorovány totožné fáze, které se lišily převážně svým množstvím uvnitř WM.

Tab. 41 Výsledky plošných a bodových EDS analýz.

No.	Chemické složení [at. %]									Fáze	Obr.
	Al	Mg	Fe	Ti	Cu	Mn	Cr	V	Si		
1	98,8	0,6	-	0,6	-	-	-	-	-	α -Al (Al-WM)	85b
2	99,3	0,6	-	0,1	-	-	-	-	-	α -Al (Al-WM)	85c
3	98,4	0,9	-	-	0,1	-	-	-	0,6	α -Al (Al-BM)	85a
4	90,2	1,1	4,9	0,1	0,4	0,4	0,1	-	2,8	α -Al (GB Al-WM)	85d
5	73,2	-	15,3	-	0,8	1,6	0,7	-	8,4	AlFeSiMn	85c
6	87,6	0,5	0,1	10,4	-	-	-	0,7	1,0	α -Al + Al ₃ Ti	85e
7	24,1	-	0,2	72,5	-	-	-	3,3	0,2	AlTi ₃	87a
8	60,5	0,2	-	37,3	-	-	-	1,6	0,5	TiAl + Al ₅ Ti ₃	87b
9	46,5	0,2	-	50,8	-	-	-	2,2	0,4	AlTi ₃ + AlTi	87c
10	26,3	-	0,2	70,6	-	-	-	3,0	0,1	AlTi ₃	88b
11	64,4	-	0,2	33,6	-	-	-	1,6	0,5	AlTi + Al ₂ Ti + Al ₅ Ti ₃	88a
12	69,8	-	0,2	28,1	0,1	-	-	1,3	0,4	Al ₃ Ti + Al ₂ Ti	88b
13	76,6	0,2	0,3	21,5	-	-	-	0,8	0,7	α -Al + Al ₃ Ti	88b
14	73,7	-	-	24,7	-	-	-	1,1	0,6	TiAl ₃ + TiAl ₂	89c
15	60,2	-	-	37,9	-	-	-	1,6	0,2	AlTi + Al ₅ Ti ₃	89c
16	10,7	-	-	86,6	-	-	-	2,8	-	α -Ti + β -Ti	89c
17	10,1	-	-	86,5	-	-	-	3,3	0,2	α -Ti + β -Ti	89c

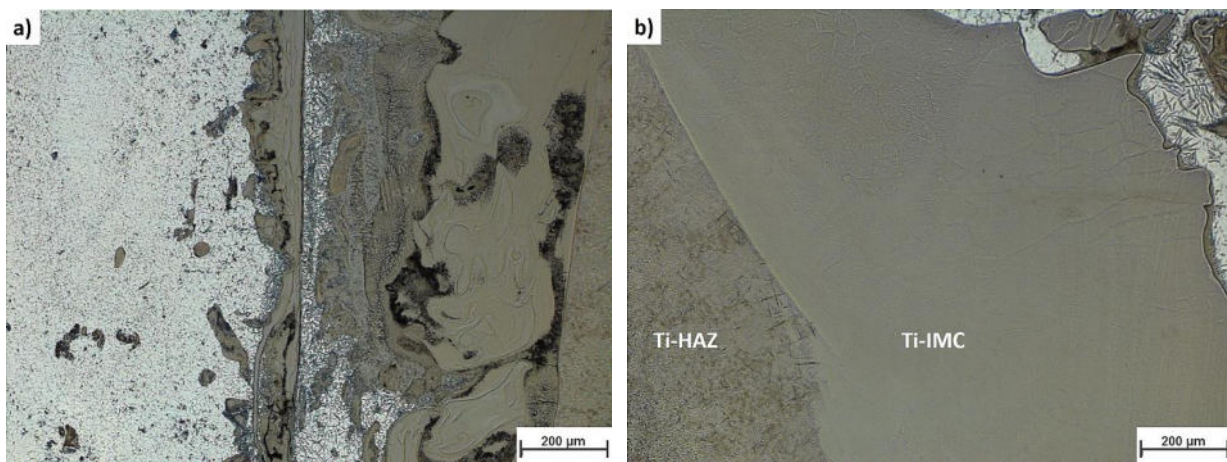


Obr. 85 Mikrostruktura Al-WM: a) rozhraní Al-BM/Al-WM (vzorek II-4); b) IMC částice uvnitř Al-WM (neleptáno; vzorek II-3); c) detail rozhraní Al-BM/Al-WM (vzorek II-1); d) ostrůvky Ti-IMC fází uvnitř Al-WM (vzorek II-5) a e) klastry jehlic IMC fází uvnitř Al-WM (vzorek II-3).

Mikrostrukturu Al-WM tvořila jemná zrna α -Al (No. 1) obsahující malé množství legujících prvků z původní slitiny AA6 a také malé množství Ti, které společně s velkou rychlostí ochlazování zapříčiňuje krystalizaci jemných zrn α -Al (Obr. 85a) v porovnání s homogenními svary AA6. Množství Ti rozpuštěného uvnitř zrn α -Al klesá od rozhraní Al/Ti směrem k Al-BM (No. 2). Zrna α -Al uvnitř Al-WM obsahovala stejně jako zrna Al-BM přes 98 at. % Al. Rozdíl byl pouze v množství rozpuštěných legujících prvků. Zrna Al-BM neobsahovala Ti, naopak obsahovala vyšší podíl legur (No. 3). Vlivem segregace při krystalizaci WM byly nerozpuštěné legující prvky, především Fe a Si, vytlačeny na GB (No. 4). Fáze vyskytující se po GB α -Al a fáze vyskytující se v oblastech s lokální lící strukturou HAZ Al-BM (No. 5) obsahovaly podobné prvky, pouze

v jiném množství. Rozdílný obsah Fe a Si, byl zapříčiněn velikostí dané fáze po GB Al-WM a interakčního objemu dopadajícího EB použitého při bodové EDS analýze. Toto tvrzení podporuje fakt, že mimo analyzovaná místa No. 4 a No. 5 obsah Fe nepřekročil 0,3 at. %, resp. obsah Si nepřekročil 1,0 at. %. Přítomnost Mg uvnitř fáze vyloučené po GB Al-WM byla zapříčiněna roztavením vytvrzujících precipitátů Mg_2Si .

V závislosti na použitém offsetu EB a poloze uvnitř heterogenních svarů Al/Ti se lišilo množství jemných IMC uvnitř Al-WM. Tyto IMC se vyskytovaly jako samostatné malé tyčinkové částice, jehlicovité částice nebo jako klastry těchto částic. V případě výrazného promísení bylo v celém objemu Al-WM největší množství kombinace samostatných IMC částic tak i jejich shluků (Obr. 85b). Naopak v případě malého promísení, a také na rozhraní Al-BM/Al-WM v kořenové části svarů, byl redukován počet částic IMC, které se v těchto místech vyskytovaly ve formě samostatných tyčinek nebo jejich klastrů (Obr. 85c). Díky dynamickému chování keyhole při EBW mohou být uvnitř Al-WM zachyceny také ostrůvky Ti-IMC, které díky vyšší T krystalizace ztuhnou uvnitř taveniny bohaté na Al. Během dalšího ochlazování dochází v blízkosti těchto ostrůvků k formování jehlicovitých klastrů částic IMC (Obr. 85d a Obr. 85e). Ačkoliv rozměry těchto jehlic byly velmi malé pro bodovou EDS analýzu a ve výsledném spektru No. 6 se projeví také okolní α -Al, přesto výsledné chemické složení této oblasti, dle binárního diagram Al-Ti [75] odpovídá oblasti koexistence tuhého roztoku α -Al a Al_3Ti . Na základě těchto výsledků je patrné, že tyčinkové a jehlicovité částice, včetně jejich shluků, jsou tvořeny především fází Al_3Ti .

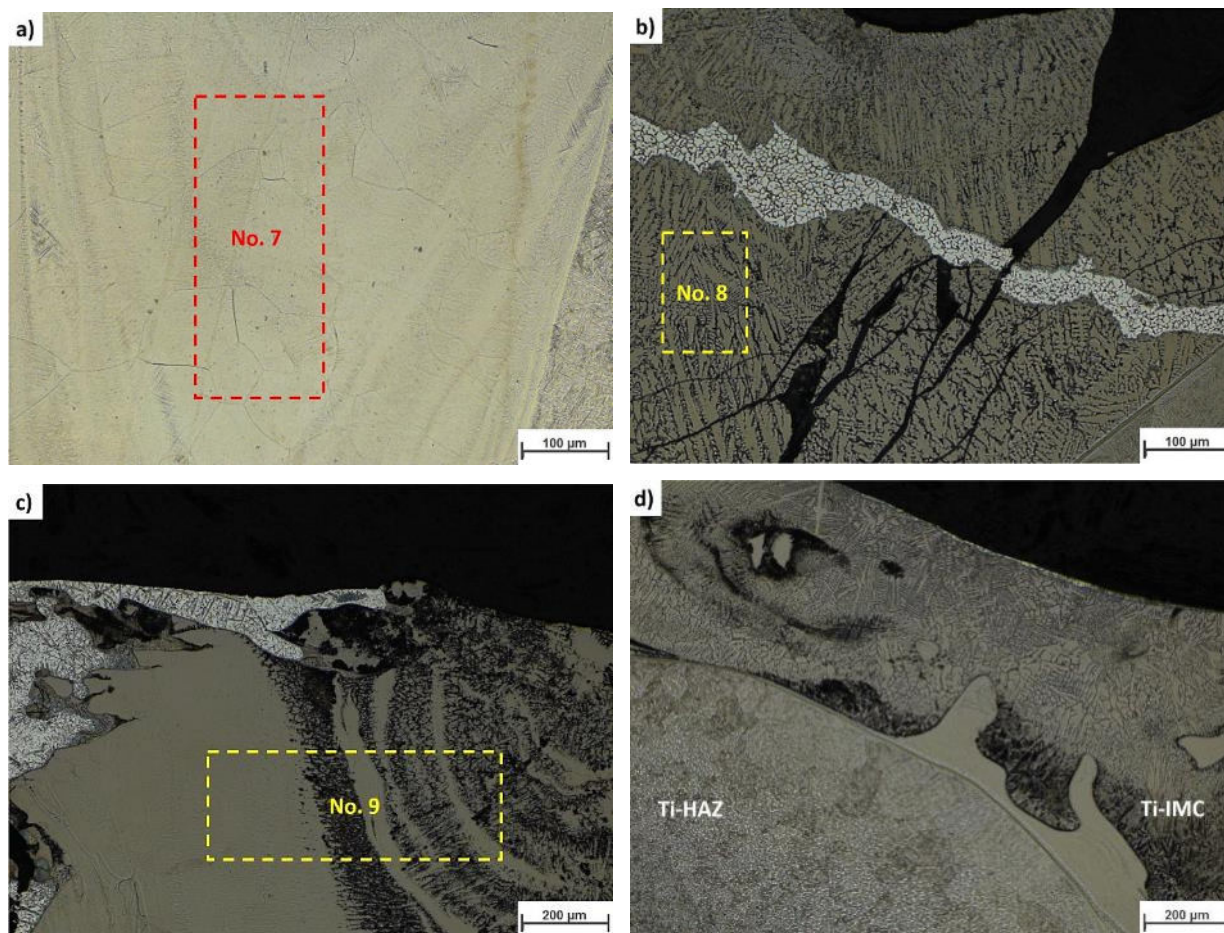


Obr. 86 Struktura rozhraní horní části svaru vzorku II-2: a) směsné rozhraní Al-WM/Ti-IMC a b) ostré rozhraní Ti-HAZ/Ti-IMC.

Mikrostruktura rozhraní Al/Ti byla ovlivněna offsetem EB a pozicí analyzované oblasti. Na všech vzorcích série Al/Ti-II, stejně jako u série Al/Ti-I, lze v horní části svaru rozlišit rozhraní tvořené oblastmi Al-WM/Ti-IMC/Ti-HAZ, zatímco v blízkosti kořene je rozhraní tvořeno Al-WM/Ti-HAZ. V horní části svaru, lze rozlišit směsné rozhraní Al-WM/Ti-IMC (Obr. 86a) a ostré rozhraní Ti-IMC/Ti-HAZ (Obr. 86b). Vliv použitého offsetu EB se projevil ve výsledné struktuře Ti-IMC a velikosti SR.

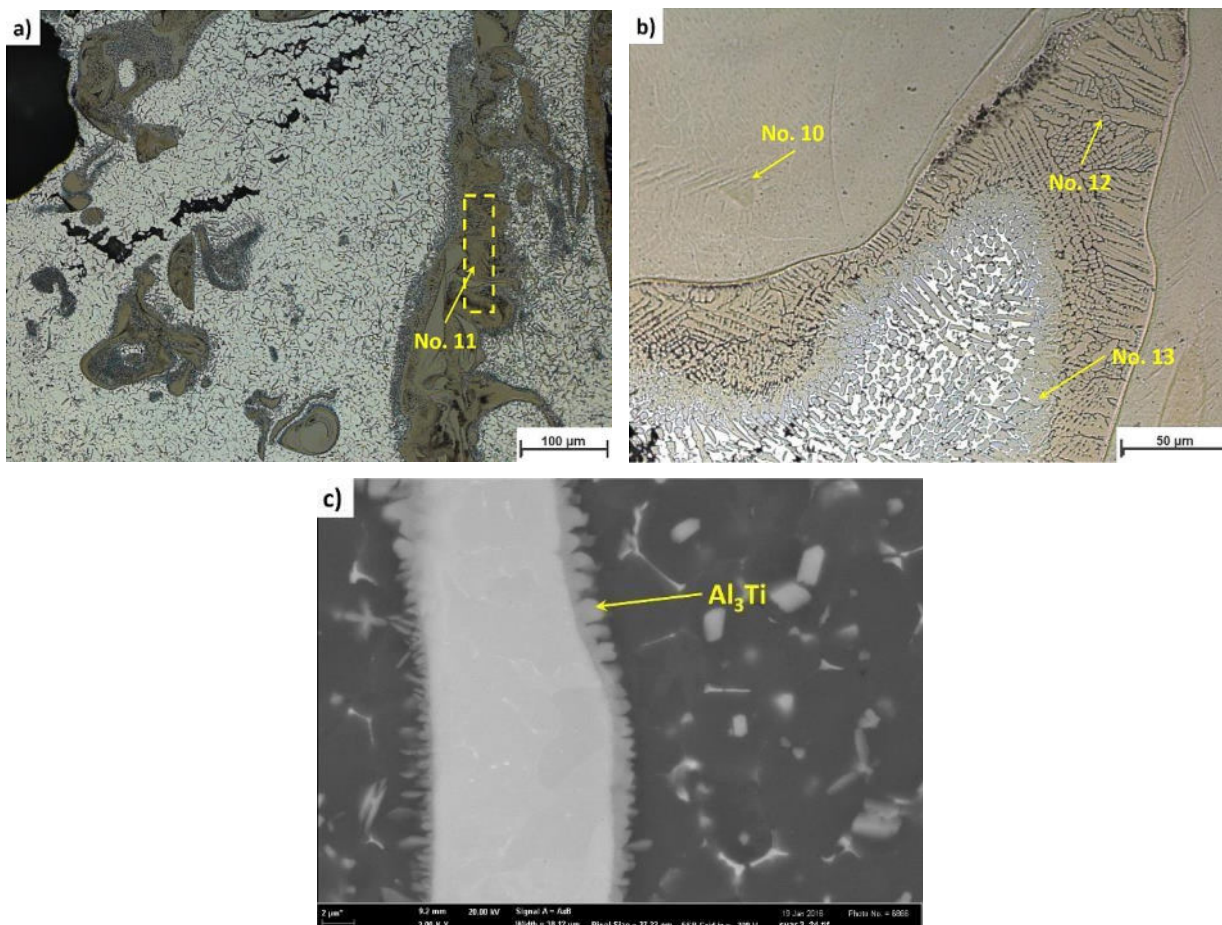
Mikrostruktura Ti-IMC vzorků bez offsetu (I-20 a I-15) a vzorků II-1–II-3 se díky natavení velkého množství Ti-BM a promísení s roztaveným Al-BM prakticky nelišila. Plošná EDS analýza (No. 7) odhalila, že tuto souvislou oblast tvoří fáze $AlTi_3$. Mikrostruktura oblasti Ti-IMC byla tvořena rovnoosými zrny původní fáze β -Ti, která se při ochlazování transformovala na fázi $AlTi_3$ s jehlicovitou morfologií (Obr. 87a). Offset EB 0,3 mm směrem do Al vedl k očekávané redukci promísení obou BM (No. 8), které se při dosažení podílu Al 50–62 at. % projevila krystalizací $AlTi$ fáze s menším množstvím fáze Al_5Ti_3 (Obr. 87b). Tato oblast má výraznou dendritickou mikrostrukturu v porovnání s rovnoosými zrny fáze $AlTi_3$. Ze získaných výsledků je patrné, že s klesající teplotou klesá plasticita této fáze a dochází k praskání Ti-IMC oblasti. Současně je patrné, že k praskání dochází již v polotuhém stavu, kdy je Al-WM stále schopen vyplnit prasklinu

uvnitř ztuhlé Ti-IMC. Offset EB v rozsahu 0,1–0,2 mm vedl ke vzniku směsné Ti-IMC (Obr. 87c). Plošná EDS analýza (No. 9) určila chemické složení odpovídající směsi AlTi a AlTi₃. Mikrostruktura této oblasti byla tvořena směsí rovnoosých zrn a dendritické struktury IMC (Obr. 87d). Vzhledem k dynamickému chování keyhole, mikrostruktura a výrazným odchylkám v chemickém složení analyzované oblasti, lze ve struktuře svarů vzorků II-4 a II-5 očekávat výskyt dalších fází uvnitř směsné Ti-IMC, jako jsou Al₅Ti₃ a Al₂Ti.



Obr. 87 Mikrostruktura oblasti Ti-IMC: a) fáze AlTi₃ (vzorek II-3); b) fáze AlTi (vzorek II-6); c) směsná fáze Ti-IMC (vzorek II-4) a d) detail směsné fáze Ti-IMC na rozhraní s Ti-HAZ (vzorek II-4).

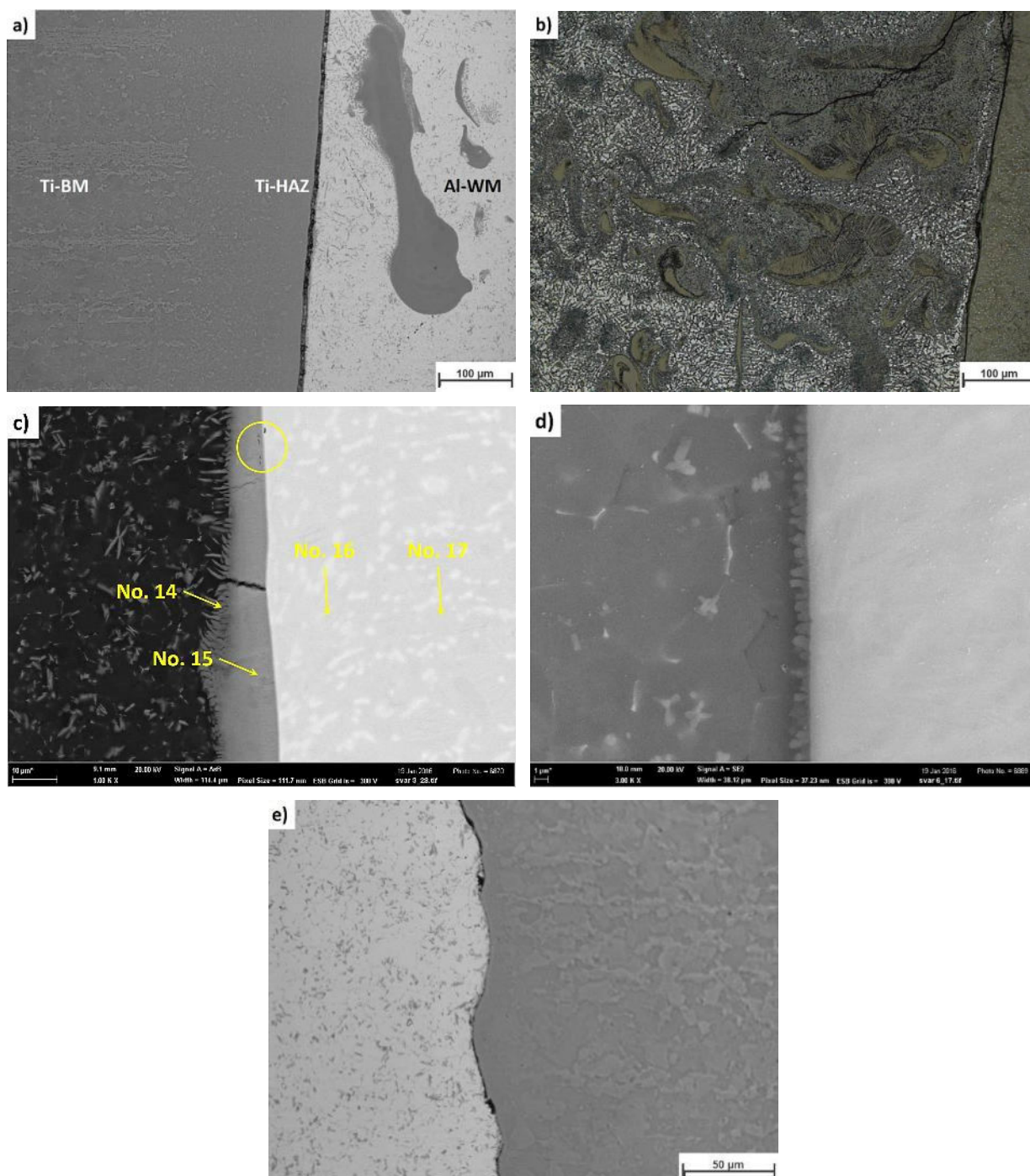
Na rozhraní Al-WM/Ti-IMC se vyskytovaly ostrůvky směsi částic Ti-IMC (Obr. 88a) s mikrostrukturou odpovídající směsi fází pozorované na vzorcích II-4 a II-5 uvnitř souvislé oblasti Ti-IMC. Při vzniku těchto ostrůvků dochází k zachycení částí Ti-IMC v tuhoucím Al-WM vlivem proudění taveniny po stěnách a za keyhole. Díky difuzním pochodům dochází ke vzniku dalších fází v okolí zachycených ostrůvků. Na rozhraní těchto ostrůvků s Al-WM lze pozorovat tento postupný přechod fází směrem do Al-WM (Obr. 88b): souvislá AlTi₃ (No. 10) → směs TiAl + Al₅Ti₃ + Al₂Ti (No. 11 a No. 12) → částice Al₃Ti (No. 13). Tento přechod byl také pozorován u malých izolovaných ostrůvků Ti-IMC, které jsou lemovány částicemi Al₃Ti (Obr. 88c). Mimo tvorbu těchto fází došlo k zachycení makropórů, pod již ztuhlou oblastí Ti-IMC. Tyto makropóry jsou zapříčiněny omezenou schopností úniku par roztavených kovů z taveniny. Právě prvně tuhnoucí oblast Ti-IMC tvoří největší překážku pro páry roztavených kovů, která svým nepravidelným tvarem umožňuje zachycení pórů. Současně při omezených deformačních schopnostech tuhajícího Al-WM byly pod souvislou oblastí Ti-IMC a mezi jednotlivými ostrůvky Ti-IMC pozorovány staženiny (Obr. 88c).



Obr. 88 Mikrostruktura rozhraní Al-WM/Ti-IMC: a) mikrostruktura pod souvislou oblastí Ti-IMC (vzorek II-1); b) detail oblasti Ti-IMC na rozhraní ostrůvků Al-WM/Ti-IMC (vzorek II-2) a c) detail izolovaného ostrůvku Ti-IMC uvnitř Al-WM (vzorek II-3).

V místech, ve kterých nedošlo ke vzniku souvislé Ti-IMC byly pozorovány tři typ rozhraní Al-WM/Ti-HAZ. Svary bez offsetu a s offsetem umožňujícím výrazné promísení BM umožňovaly vznik směsí IMC na rozhraní Al-WM/Ti-HAZ. Tyto fáze jsou citlivé na lokální rychlost tuhnutí, která může podporovat tvorbu trhlin uvnitř těchto fází. Tyto trhliny, stejně jako na vzorku I-20, procházejí skrz IMC s dendritickou strukturou ($AlTi$, Al_2Ti či Al_5Ti_3) a jsou zapříčiněny popraskáním souvislé oblasti Ti-IMC. Z této oblasti se trhlina šíří po rozhraní Al-WM/Ti-HAZ (Obr. 89a) ke zmíněným fázím v kořenové části svaru (Obr. 89b). Dalším typem bylo rozhraní s velmi tenkou a souvislou vrstvou IMC. Jako první vznikla souvislá vrstva tvořená směsí $AlTi$ a Al_2Ti (No. 15), uvnitř která byly pozorovány trhliny kolmé na rozhraní Al-WM/Ti-HAZ. Tyto trhliny vznikají vlivem napětí generovaných při tuhnutí vrstvy $AlTi$, současně Al-WM zůstává v dané chvíli stále v tekutém stavu a nově vzniklé trhliny byly vyplněny taveninou (Obr. 89c). Uvnitř souvislé vrstvy $AlTi$ byly přítomny mikrostaženiny, které mohou podporovat tvorbu a šíření trhlin na rozhraní Al-WM/Ti-HAZ. Na této vrstvě, stejně jako na izolovaných ostrůvcích Ti-IMC uvnitř Al-WM (Obr. 88c), rostly směrem do tekutého Al-WM jehlicovité částice Al_3Ti a Al_2Ti (No. 14). Bodové analýzy uvnitř oblasti Ti-HAZ (No. 16 a No. 17) nepotvrdily změny chemického složení slitiny Ti64 v HAZ. Mikrostruktura této oblasti byla, nezávisle na použitém offsetu EB, tvořena směsí α -Ti, α' -Ti a β -Ti fáze. Tvorba částic Al_3Ti na rozhraní Al-WM/Ti-HAZ byla pozorována pouze v případě omezeného tavení Ti-BM (vzorky II-5 a II-6) Tato vrstva, díky své velikosti ($w \leq 1,1 \mu m$) a celistvosti, by mohla zaručovat stejné vlastnosti na celém rozhraní (Obr. 89d). Vzhledem k dynamice procesu EBW v keyhole módu a při svařování materiálů s rozdílnými fyzikálními vlastnostmi, nedochází k tvorbě souvislé vrstvy IMC v celé t svaru. Díky těmto podmínkám bylo v závislosti na velikosti promísení BM pozorováno zvlněné rozhraní,

a to především v blízkosti kořene svaru. Zvlněné rozhraní vzniká v místě omezeného natavení Ti-BM kde současně vzniká velmi úzká oblast Ti-HAZ (Obr. 89e). Právě v těchto zvlněných místech dohází k tvorbě mikrostaženin, které také mohou iniciovat vznik trhliny šířících se po rozhraní Al-WM/Ti-HAZ.



Obr. 89 Mikrostruktura rozhraní Al-WM/Ti-HAZ ovlivněná použitým offsetem EB: a) trhlina na rozhraní Al-WM/Ti-HAZ (vzorek II-1); b) rozvětvení trhliny v kořenové části (vzorek II-4); c) souvislá vrstva obsahující defekty na rozhraní Al-WM/Ti-HAZ (vzorek II-3); d) tenká vrstva fáze Al_3Ti (vzorek II-6) a e) zvlněné rozhraní Al-WM/Ti-HAZ obsahující mikrostaženiny (vzorek II-6).

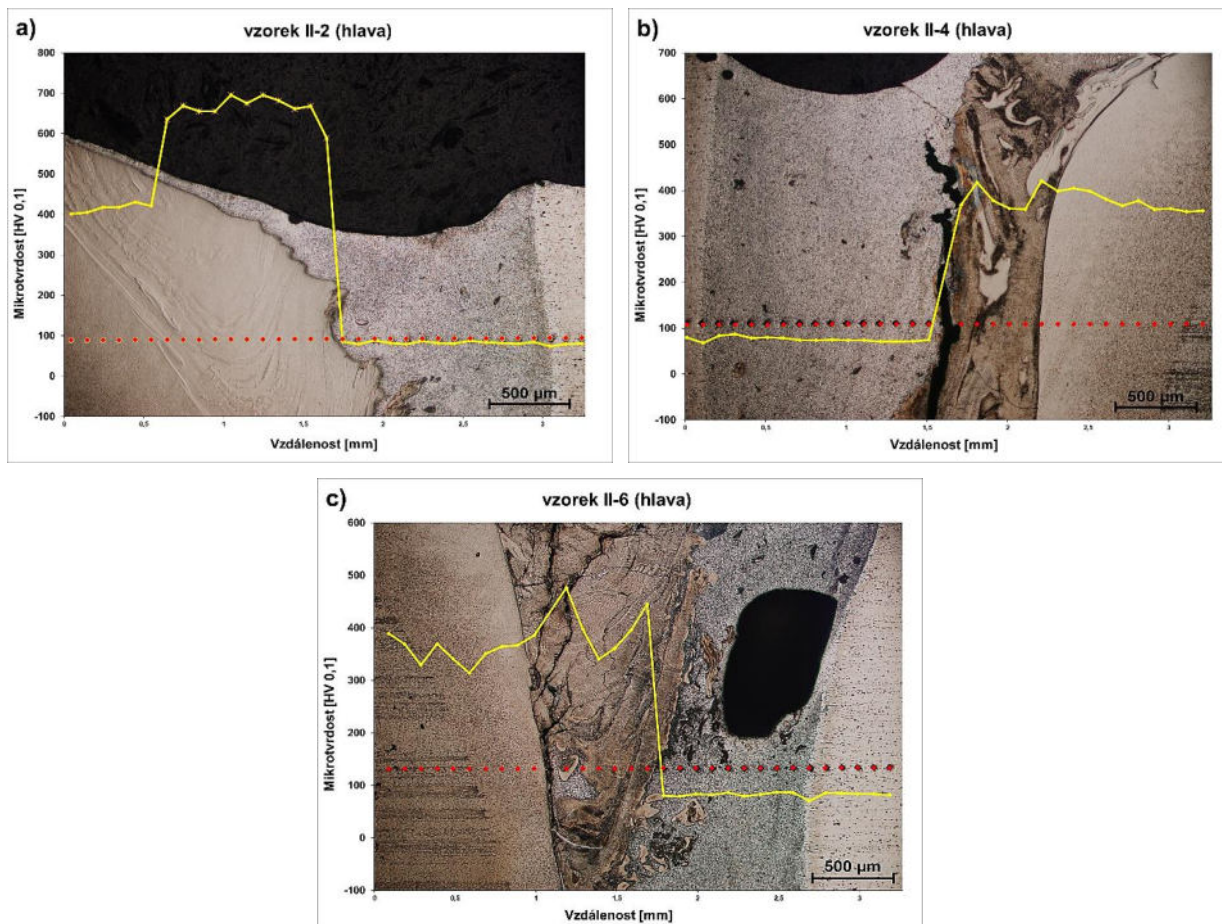
Za účelem zhodnocení vlivu množství Al na výsledné mechanické vlastnosti heterogenních svarů bylo provedeno měření mikrotvrdomosti přes celý svarový spoj. Na každém vzorku byly provedeny dvě řady vtisků ve vzdálenosti ~ 2 mm od povrchu, resp. kořene svaru. Stejně jako na vzorcích série Al/Ti-I byly pozorovány tři typické průběhy mikrotvrdomosti přes vybranou oblast heterogenního

svaru. V případě hlavy svaru odpovídal průběh mikrotvrdomosti jednotlivým oblastem. Mikrotvrdomost Al-BM, Ti-BM a Ti-HAZ odpovídala hodnotám naměřeným v homogenních svarových spojích slitin AA6 a Ti64. Stejně tak, i průměrné hodnoty mikrotvrdomosti Al-WM, odpovídaly mikrotvrdomosti této oblasti v sérii Al/Ti-I. Oproti homogenním EB svarům Al slitiny AA6 zde nebyl pozorován výrazný pokles mikrotvrdomosti WM v porovnání s Al-BM. Poklesu mikrotvrdomosti brání vysoká rychlost ochlazování, rozpuštění malého množství Ti uvnitř α -Al. Právě kombinace těchto faktorů vede k jemnozrnné struktuře Al-WM. Vliv na výslednou mikrotvrdomost mají i jehlice a klastry Al_3Ti uvnitř Al-WM. Průměrné hodnoty z provedených měření na jednotlivých vzorcích jsou uvedeny v Tab. 42.

Tab. 42 Průměrné hodnoty mikrotvrdomosti (HV 0,1) jednotlivých oblastí svarů s offsetem EB.

vzorek	Ti-BM	Ti-HAZ	Ti-IMC	SR ^{*)}	Al-WM	Al-BM
II-1	311 ± 24	379 ± 17	555 ± 26	395 ± 0	79 ± 7	80 ± 4
II-2	379 ± 9	402 ± 26	662 ± 29	-	83 ± 4	80 ± 3
II-3	334 ± 21	366 ± 17	561 ± 57	276 ± 163	78 ± 5	83 ± 4
II-4	314 ± 20	370 ± 28	350 ± 41	113 ± 53	74 ± 6	76 ± 3
II-5	328 ± 22	341 ± 22	497 ± 32	-	72 ± 4	79 ± 2
II-6	345 ± 28	351 ± 40	403 ± 46	-	82 ± 4	82 ± 4

SR^{*)} – směsné rozhraní mezi Al-WM/ Ti-IMC a Al-WM/Ti-HAZ

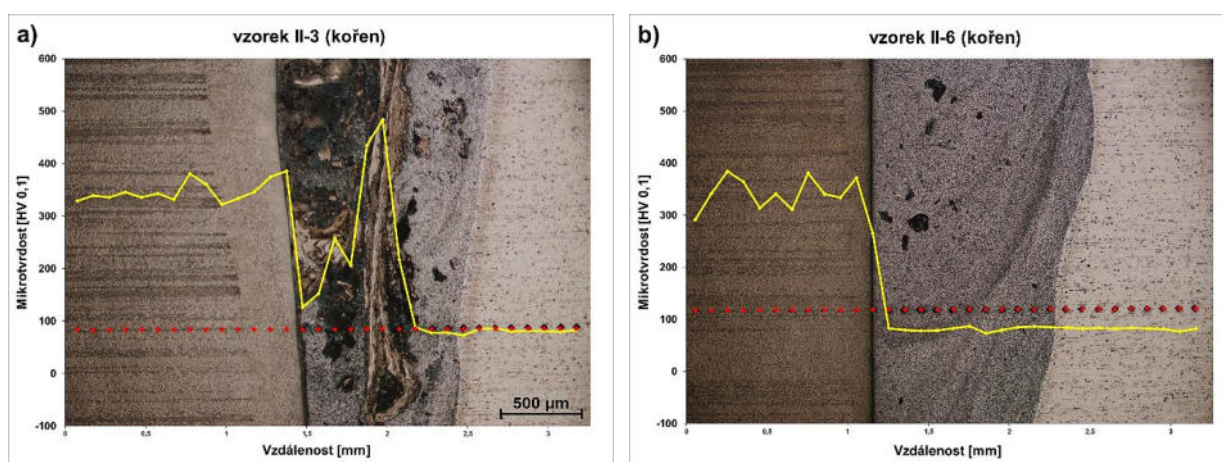


Obr. 90 Průběh mikrotvrdomosti přes heterogenní svarový spoj Al/Ti (2 mm pod povrchem): a) vzorek II-2; b) vzorek II-4 a c) vzorek II-6.

Největší rozdíly v hodnotách mikrotvrdomosti se vyskytovaly v oblasti Ti-IMC. Dle výsledků EDS analýz je patrné, že změny mikrotvrdomosti byly spojeny s obsahem Al uvnitř souvislých Ti-IMC. S rostoucím offsetem EB směrem do Ti-BM rostla průměrná mikrotvrdomost oblasti Ti-IMC, a to v porovnání se vzorky bez offsetu EB (vzorek I-20 a I-15) i se vzorky s offsetem EB směrem

do Al-BM. Vyšší obsah Ti vede k tvorbě fáze $AlTi_3$, která se tak jeví jako nejtvrďší vznikající IMC (Obr. 90a). S rostoucím obsahem Al uvnitř souvislé oblasti Ti-IMC klesá průměrná mikrotvrdość, v závislosti na přítomných fázích, až na hodnoty srovnatelné s Ti-HAZ a Ti-BM (Obr. 90b). Ačkoliv byla nejnižší průměrná mikrotvrdość naměřena v oblastech Ti-IMC s vyšším obsahem Al, které byly tvořeny především fází AlTi (případně společně s Al_5Ti_3 a Al_2Ti), tak právě tyto fáze jsou citlivé na tvorbu a šíření trhlin při tuhnutí WM (Obr. 90c).

V závislosti na offsetu EB se měnily také podmínky v kořenové části svaru. Při dostatečném promísení BM, ke kterému došlo při použití offsetu EB o velikosti $-0,3$ mm až $0,1$ mm, bylo pozorováno SR tvořené směsí IMC bohatých na Al (Al_3Ti , Al_2Ti a Al_5Ti_3). V takovémto případě se výrazně měnila mikrotvrdość v závislosti na množství a typu přítomných fází. Při omezeném promísení BM (offset EB $0,2$ a $0,3$ mm) vzniklo v kořenové oblasti ostré rozhraní bez nežádoucích IMC. V takovémto případě průběh mikrotvrdości nevykazoval výrazné změny, které by indikovaly náhle změny mechanických vlastností, např. zkřehnutí WM. V těchto místech již nedocházelo k přímému svařování BM, ale probíhal proces svařování-pájení, kdy byl roztaven pouze Al-BM.



Obr. 91 Průběh mikrotvrdości přes heterogenní svarový spoj Al/Ti (2 mm nad kořenem): a) vzorek II-3 a b) vzorek II-6.

5.2.3. Série Al/Ti-III

Série Al/Ti-III byla zaměřena na hodnocení vlivu oscilační frekvence na výsledné heterogenní svarové spoje slitiny Al/Ti. Změna f byla zvolena za účelem kontroly proudění taveniny uvnitř keyhole. V předchozích sériích byla převážně použita $f = 500$ – 600 Hz. V sérii Al/Ti-III byly použity hodnoty $f = 250$, 750 a 1000 Hz (ostatní procesní parametry se shodují s parametry uvedenými v Tab. 37). Označení vzorků série Al/Ti-III je uvedeno v Tab. 43. Současně byl kladen důraz na rovinnost svarových ploch obou BM a kvalitu jejich upnutí.

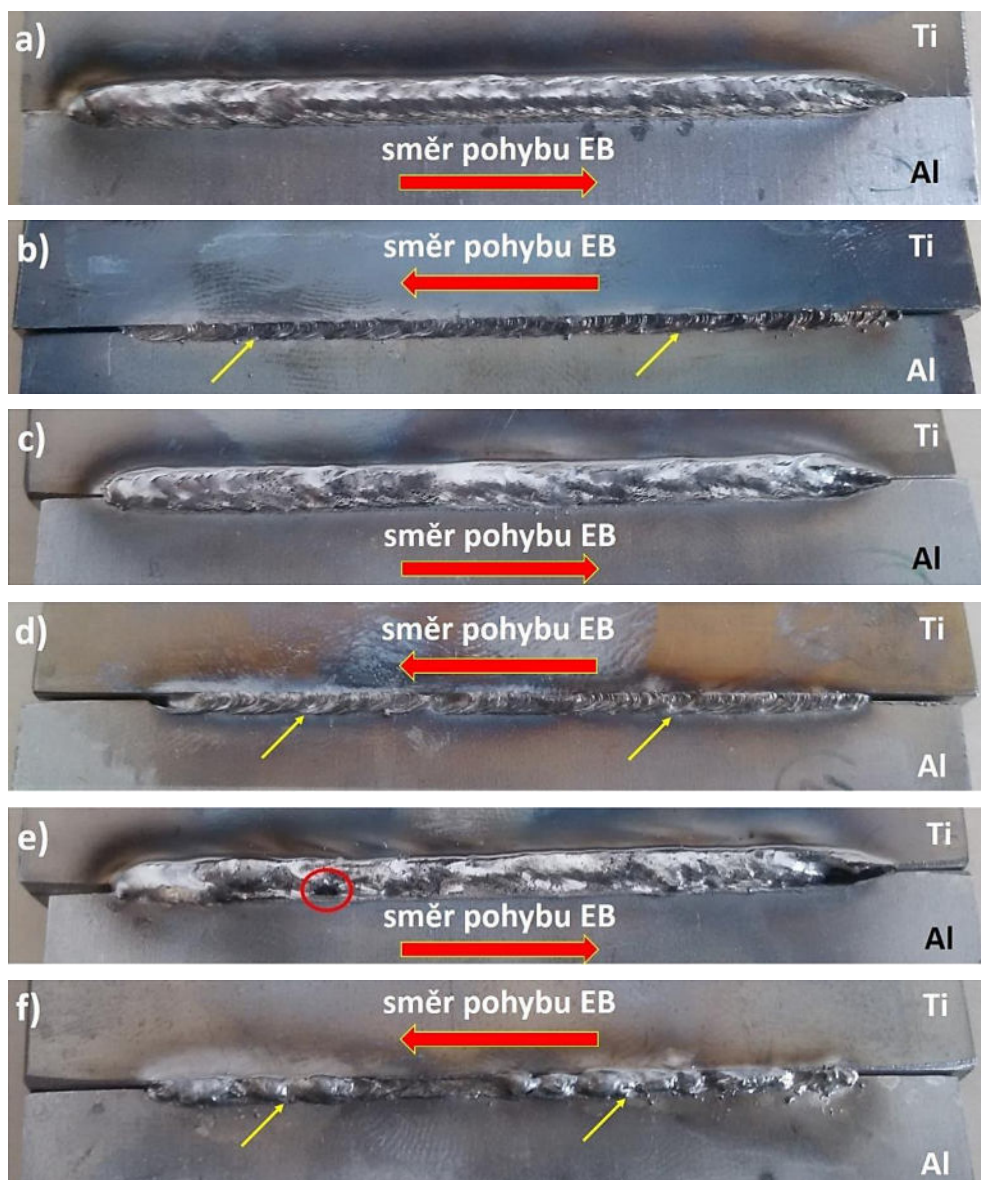
Tab. 43 Rozměry hlav heterogenních svarových spojů v závislosti na použité f .

vzorek	III-1	III-2	III-3
f [Hz]	250	750	1000
hlava [mm]	$3,64 \pm 0,32$	$3,94 \pm 0,09$	$4,82 \pm 0,91$

Hlavním přínosem změny použité f (s nulovým offsetem EB) byla změna kvality hlavy a kořene heterogenních svarových spojů Al/Ti v porovnání se sérií Al/Ti-II (Obr. 77 a Obr. 78). Použití $f = 250$ a 750 Hz vedlo k souvislým svarovým housenkám v hlavách vzorků (Obr. 92a a Obr. 92c). S rostoucí hodnotou použité f byl pozorován plynulý nárůst šířky WM v hlavě svaru (Tab. 43). Souvislý vzhled svarové housenky v hlavě svarů, lze připsat vlivu f , ale také zlepšení kvality, především drsnosti, svarových ploch BM. Použití $f > 750$ Hz vedlo k výraznému rozšíření tavné

lázně v hlavě svaru, čímž roste pravděpodobnost zachycení svarových vad, jako jsou póry a dutiny. Právě při průměrné šířce hlavy 4,82 mm, byla v hlavě vzorku III-3 otevřená dutina (Obr. 92e).

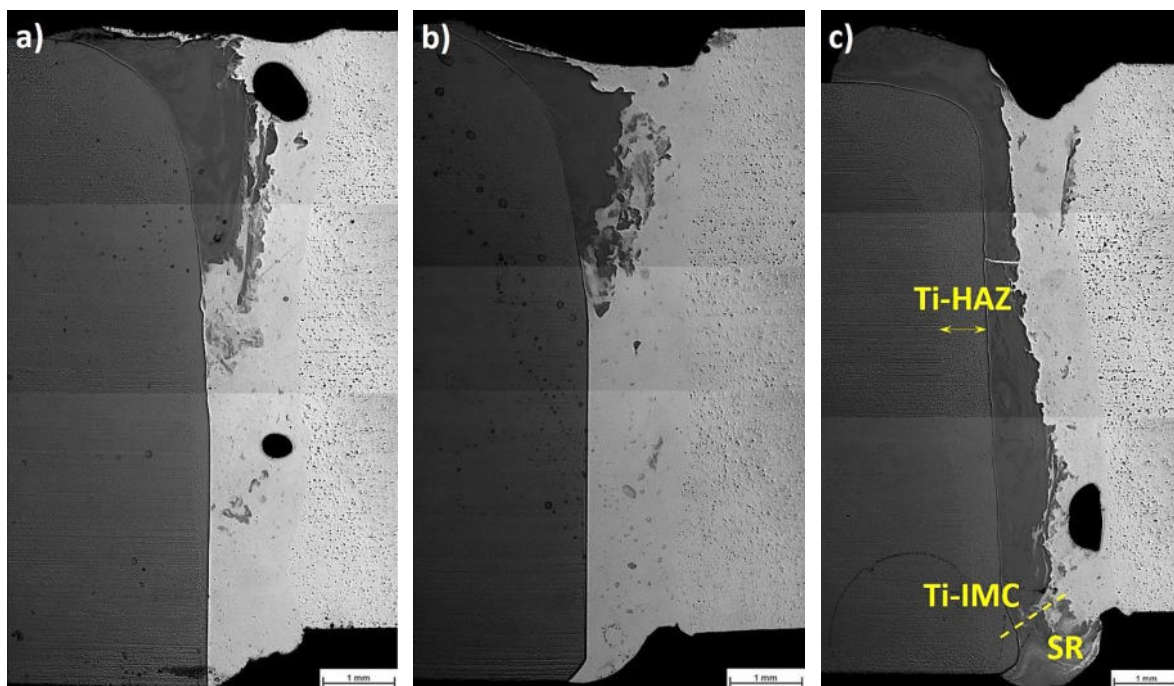
Zlepšení kvality kořene svarů bylo dosaženo především zlepšením přípravy svarových ploch a dostatečně tuhým upnutím. Použití $f \leq 750$ Hz podporovalo vznik souvislých kořenů bez výrazných propadů a protčení a s minimálním rozstřík WM (Obr. 92b a Obr. 92d). Použití vyšších f bylo, stejně jako v případě kvality svarové housenky hlavy heterogenních svarů, kontraproduktivní. Kořen vzorku III-3 (Obr. 92f) byl v porovnání s nižšími f nesouvislý s výraznými změnami protečení kořene. Oproti zbylým vzorkům byl v okolí kořene vzorku III-3 patrný rozstřík WM. Naopak při vyšší f a větším protečení WM nebyla pozorována zvlněná morfologie kořene na straně Al-BM, která u vzorků III-1 a III-2 indikovala přednostní tavení Al-BM v kořenové části svaru.



Obr. 92 Vliv oscilační frekvence EB na vzhled hlavy a kořene heterogenních Al/Ti svarů: a) hlava vzorku III-1; b) kořen vzorku III-1; c) hlava vzorku III-2; d) kořen vzorku III-2; e) hlava vzorku III-3 a f) kořen vzorku III-3.

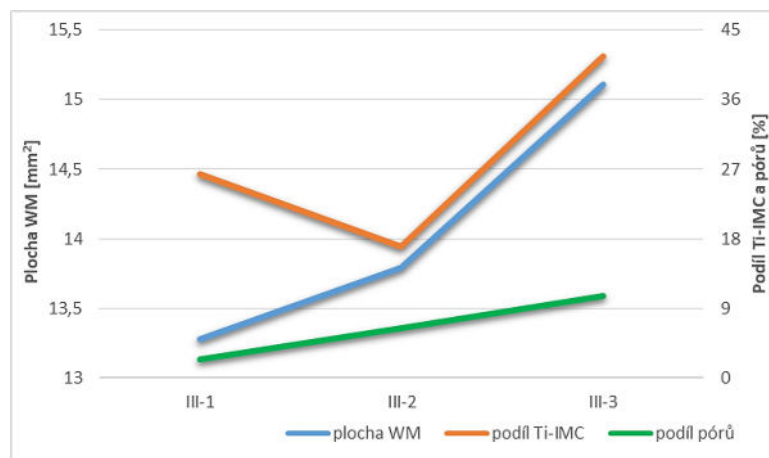
Při hodnocení makrostruktury a profilu heterogenních Al/Ti svarů se projevil negativní vliv použití $f > 750$ Hz. Při tomto nastavení došlo k vytlačení taveniny bohaté na Ti mimo svarový spoj. Svarová housenka vzorku III-3 měla nepravidelný tvar, kdy se propadnutí/převýšení WM pohybovalo v rozsahu $-0,52$ až $0,84$ mm. Použití $f = 1000$ Hz způsobilo změnu podmínek, které podporovaly promísením BM prakticky v celé t svaru (Obr. 93c). Tyto podmínky vedly ke vzniku

široké Ti-HAZ a souvislé vrstvy Ti-IMC, která v kořeni svaru přecházela ve SR. Objemná souvislá vrstva Ti-IMC, stejně jako na vzorku II-4, obsahovala trhliny vyplněné Al-WM. Použití $f \leq 750$ Hz vedlo k mnohem celistvějšímu vzhledu hlavy svarového spoje, ačkoliv na vzorku III-2 byl pozorován souvislý propad hlavy až do $-0,15$ mm (Obr. 93b). Nejlepšího vzhledu hlavy i kořene heterogenního svaru bylo dosaženo při použití nejnižší oscilační frekvence EB (Obr. 93a).

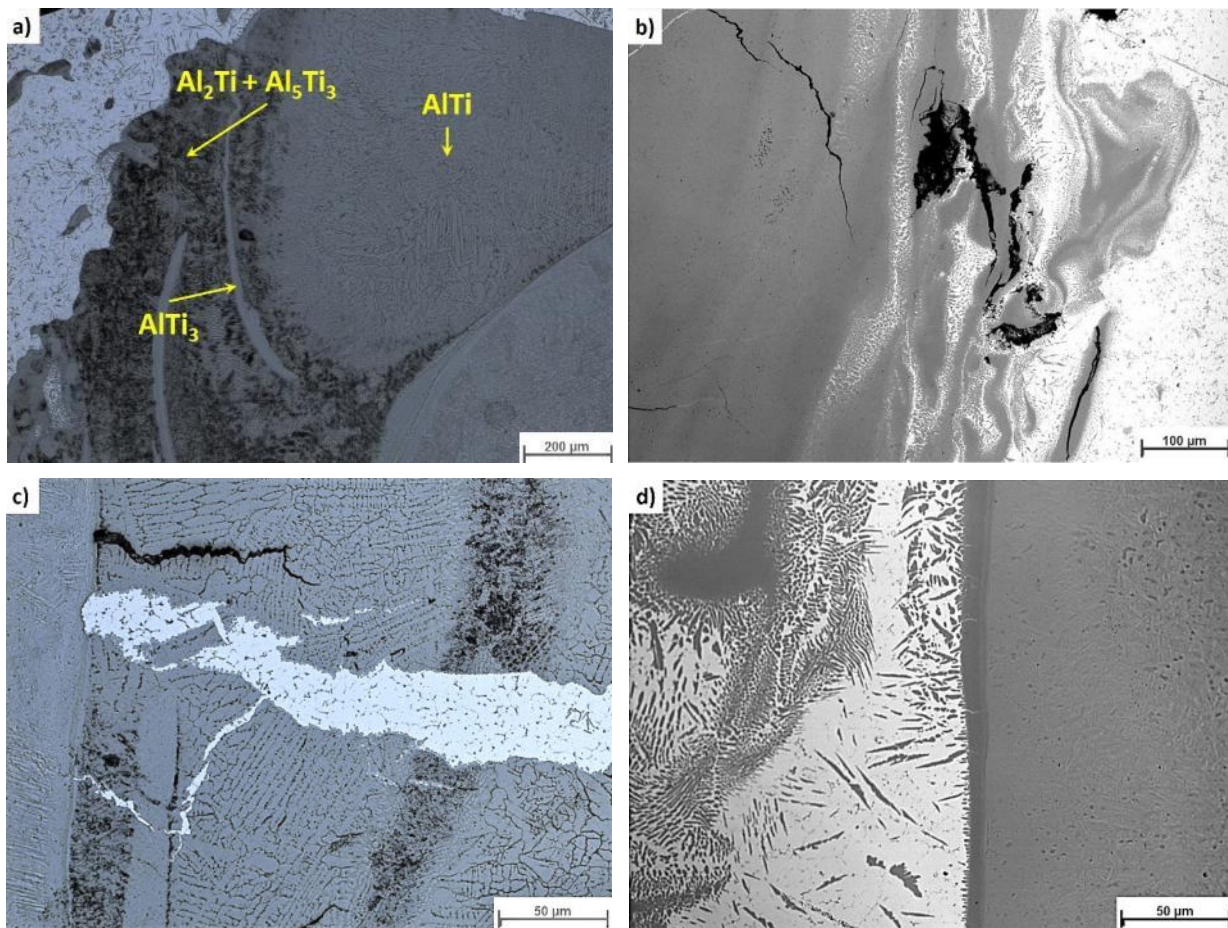


Obr. 93 Struktura heterogenních svarových spojů Al/Ti při použití rozdílné f EB: a) vzorek III-1; b) vzorek III-2 a c) vzorek III-3.

Změna podmínek proudění taveniny během EBW se projevila především v podílu jednotlivých oblastí heterogenních svarových spojů Al/Ti. S rostoucí f postupně narůstá celková plocha WM a s tím také množství pórů zachycených uvnitř Al-WM (Obr. 94). Použití $f > 750$ Hz vedlo k nejvyšší porozitě svarového spoje (10,6 %). Plocha souvislé Ti-IMC na vzorku III-3 představovala 41,6 % ($6,29 \pm 0,35$ mm²) z celkové plochy WM. Z výsledků lze konstatovat, že rychlejší proudění taveniny uvnitř keyhole při nastavení vyšších hodnot f má negativní vliv, stejně jako použití offsetu EB směrem do Ti-BM.



Obr. 94 Průměrné velikosti plochy WM a podíly pórů a Ti-IMC v závislosti na použité f EB.



Obr. 95 Mikrostruktura heterogenních Al/Ti svarů při použití rozdílných f : a) mikrostruktura komplexní oblasti Ti-IMC (vzorek III-2); b) vady na smíšeném rozhraní Al-WM/Ti-IMC (vzorek III-3); c) detail trhlin uvnitř Ti-IMC (vzorek III-3) a d) IMC vrstva na rozhraní Al-WM/Ti-HAZ (vzorek III-1).

Ačkoliv se částečně projevil příznivý vliv použití oscilační frekvence $EB f \leq 750$ Hz na množství souvislé Ti-IMC a vzhled hlavy a kořene svaru, ale nebyl prokázán příznivý vliv na mikrostrukturu oblasti Ti-IMC. Mikrostruktura Ti-IMC, se nezávisle na použité f , shodovala s mikrostrukturou Ti-IMC vzorku II-4 ze série Al/Ti-II (Obr 95a). Mikrostruktura odpovídala směsi fází AlTi, Al₂Ti a Al₅Ti₃. Uvnitř oblasti Ti-IMC vznikly vlivem proudění a nerovnoměrného promísení ostrůvky fáze AlTi₃ obdobně jako ostrůvky Ti-IMC uvnitř Al-WM (série Al/Ti-I a Al/Ti-II). Souvislejší oblast tvořená fázemi bohatšími na at. % Ti (v tomto případě fází AlTi s dendritickou mikrostrukturou), stejně jako u předchozích experimentů, vznikala AlTi v horní části oblasti Ti-IMC. U fází s Al ≥ 50 at. % byla potvrzena náchylnost k praskání při tuhnutí WM. Krom trhlin uvnitř oblasti Ti-IMC byly při vyšších f zaznamenány staženiny na SR vzorku III-3 (Obr. 95b). Tyto staženiny se vyskytovaly uvnitř Al-WM a byly způsobeny omezenou schopností deformace v okolí tuhých fází bohatých na Ti. Staženiny iniciovaly tvorbu trhlin uvnitř Ti-IMC na SR. Obr. 95c ukazuje dvě typické varianty trhlin heterogenních svarů Al/Ti. Trhliny, které nejsou spojeny s Al-WM a sledují mezidendritické rozhraní uvnitř fáze AlTi a velké transkrystalické trhliny, které byly ve většině případů vyplněny Al-WM. Za daných podmínek mohou být vyplněny Al-WM také trhliny, které byly pozorovány v dolní polovině svaru. Tyto trhliny se vyskytovaly na tenké vrstvě na rozhraní Al-WM/Ti-HAZ tvořené fází AlTi přecházející v částice Al₃Ti (Obr. 95d). Tato vrstva vznikla pouze při použití $f < 1000$ Hz.

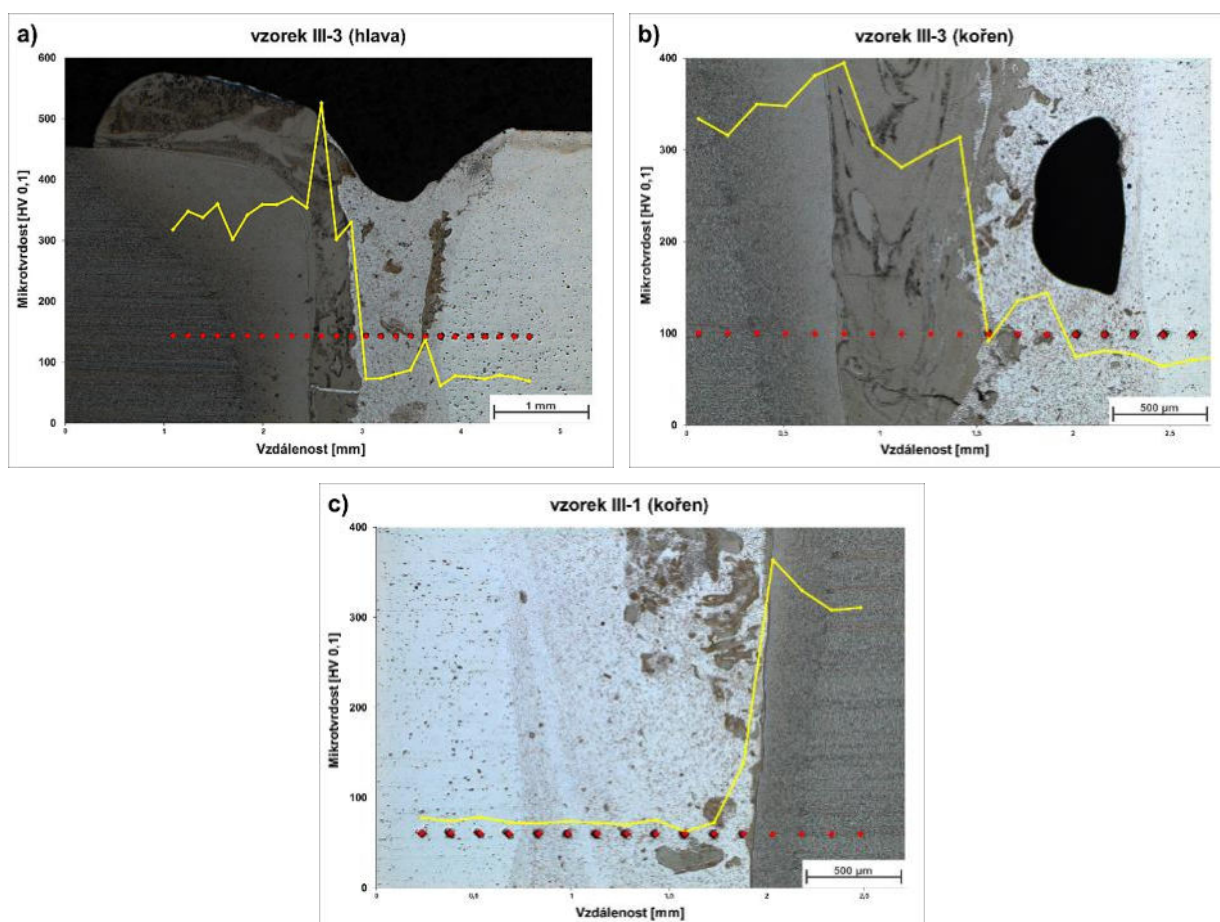
Měření průběhu mikrotvrdomosti přes všechny oblasti heterogenních spojů svařovaných rozdílnou oscilační frekvencí EB nepotvrdilo vliv f na výsledné mechanické vlastnosti. Průběhy mikrotvrdomostí v horní části svarů byly shodné s výsledky předchozích experimentů (série Al/Ti-I a Al/Ti-II). Skokový nárůst mikrotvrdomosti byl zaznamenán v souvislé oblasti Ti-IMC, izolovaných ostrůvků

Ti-IMC a v blízkosti SR (Obr. 96a). Nejvyšších hodnot bylo dosaženo v oblasti Ti-IMC tvořené fází $AlTi_3$. Tento fakt byl potvrzen při měření průběhu mikrotvrdoosti v kořenové části vzorku 1000 Hz, kde vznikla souvislá oblast Ti-IMC zasahující až do kořenové oblasti. Vlivem výrazného promísení a menšího podílu nataveného Ti-BM obsahovala tato vrstva menší podíl fáze $AlTi_3$. Vlivem toho, nepřesahovala maximální hodnota mikrotvrdoosti 400 HV_{0,1} (Obr. 96b). Naopak při nižších f nedošlo k vytvoření souvislé vrstvy Ti-IMC zasahující do kořenové oblasti svaru. V tomto případě se také na rozhraní Al-WM/Ti-HAZ vyskytovala skoková změna mikrotvrdoosti (Obr. 96c), která byla vlivem omezeného promísení BM způsobena pouze rozdílnou tvrdostí daných oblastí. Průměrné hodnoty jednotlivých oblastí (Tab. 44) se prakticky nelišily od předchozích experimentů. Ačkoliv se z hlediska mikrostruktury projevil negativní vliv na množství Ti-IMC při použití nejvyšší f , měla při tomto nastavení oblast Ti-IMC nejnižší průměrnou tvrdost. Tento jev byl zapříčiněn větším promísením a tím i vyšším obsahem Al v této oblasti.

Tab. 44 Průměrné hodnoty mikrotvrdoostí (HV 0,1) jednotlivých oblastí EB svarů s rozdílnou f .

vzorek	Ti-BM	Ti-HAZ	Ti-IMC	SR ^{*)}	Al-WM	Al-BM
III-1	337 ± 33	349 ± 39	439 ± 41	118 ± 20	72 ± 4	73 ± 3
III-2	372 ± 29	373 ± 33	478 ± 74	263 ± 156	89 ± 5	91 ± 5
III-3	331 ± 19	358 ± 12	344 ± 76	113 ± 26	73 ± 6	73 ± 4

SR^{*)} – směsné rozhraní mezi Al-WM/ Ti-IMC a Al-WM/Ti-HAZ



Obr. 96 Průběh mikrotvrdoosti přes heterogenní Al/Ti svary s rozdílnou f : a) hlava vzorku III-3; b) kořen vzorku III-3 a c) kořen vzorku III-1.

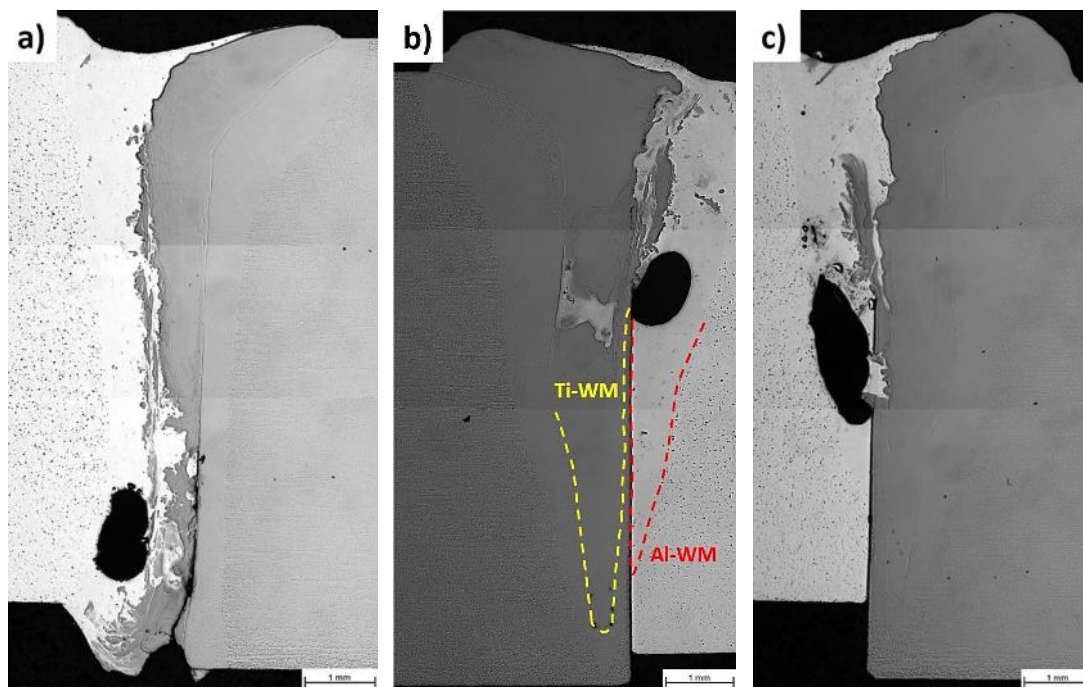
5.2.4. Série Al/Ti-IV

Na základě předchozích výsledků byla v sérii Al/Ti-IV použita kombinace procesních parametrů testovaných v sérii Al/Ti-II a Al/Ti-III. Proměnné parametry jsou uvedeny v Tab. 45, zbylé

parametry jsou shodné se vzorkem I-15 (Tab. 38). Kombinace nižší f a offsetu EB do Al-BM (Obr. 76) byla zvolena kvůli redukci promísení obou BM a zamezení vzniku souvislé vrstvy na rozhraní Al-WM/Ti-HAZ. Výsledky série Al/Ti-II poukázaly na přínos procesu svařování-pájení EB při zhotovování heterogenních svarů Al/Ti. Tento proces byl již úspěšně odzkoušen v řadě experimentů na tenkých materiálech popsanych v řadě prací [3, 6, 10, 11, 76, 80]. Svařování-pájení pomocí EB bylo v omezené míře dosaženo v předchozí sérii právě pomocí offsetu EB $> 0,2$ mm směrem do Al-BM.

Tab. 45 Proměnné parametry testované v sérii Al/Ti-IV.

vzorek	IV-1	IV-2	IV-3
offset [mm]	0,1	0,2	0,3
f [Hz]	250		



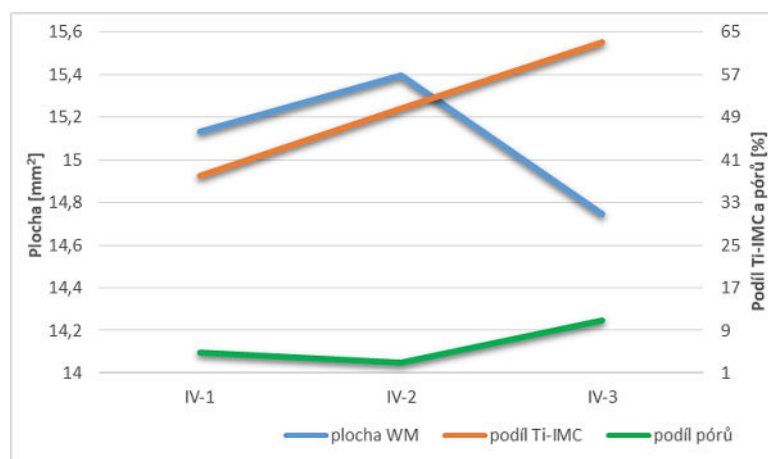
Obr. 97 Struktura heterogenních Al/Ti svarů zhotovených kombinací nízké f a offsetu směrem do Al-BM: a) vzorek IV-1; b) vzorek IV-2 a c) vzorek IV-3.

Použití kombinace parametrů z předchozích sériích nevedlo k získání požadovaných výsledků z hlediska zvolených požadavků a potvrdilo nepříznivý vliv pohybu taveniny uvnitř keyhole během EBW. Navíc nebylo dosaženo podmínek potřebných ke svařování-pájení. Ani v jednom případě, oproti sérii Al/Ti-III, nezajišťovalo nastavení nízké f redukcí množství vznikajících souvislých oblastí Ti-IMC.

Kombinace $f = 250$ Hz a offsetu 0,1 mm (Obr. 97a) do Al-BM vedla k totožnému výsledku jako při použití stejného offsetu a $f = 500$ Hz (Obr. 80a). Jediným rozdílem byl vznik SR v kořenové části vzorku, kde dochází k iniciaci trhlin šířících se dále po rozhraní Ti-HAZ/Ti-IMC. Stejně SR bylo pozorováno na vzorku III-3. Použití většího offsetu EB směrem do Al-BM překvapivě nevedlo k redukcí množství vznikající souvislé oblasti Ti-IMC. Tento jev je znázorněn na Obr. 98, odkud je patrné, že použitý offset neměl prakticky vliv na průměrnou plochu WM, avšak oproti očekávání se zvyšuje podíl Ti-IMC. Rostoucí podíl Ti-IMC a nepravidelný tvar WM při použití kombinace $f = 250$ Hz a offsetů EB 0,2 a 0,3 mm do Al-BM mohl být zapříčiněn několika faktory. První možnost popsal Tomashchuk et al. [49], kdy při svařování kombinace Cu/Fe bylo pozorováno samovolné vychýlení EB směrem do Cu. Vychýlení EB bylo zapříčiněno vznikem magnetického pole mezi svařovanými materiály, které působí stejně jako zbytkový magnetismus a vychyluje EB mimo linii svaru. Indukce magnetického pole mezi různými materiály není ovlivněna použitým I_b , ale použitým

U_a . Tento jev je však podmíněn použitím nízkých $U_a \leq 40$ kV a způsobuje vychýlení pouze do jednoho BM, zatímco na Obr. 97b a Obr. 97c lze v kořenové části rozlišit dva samostatné WM oddělené Ti-HAZ, a to Ti-WM a Al-WM.

Daná situace mnohem více spadá k problémům popsaným v pracích [40, 85], kde byl prokázán negativní vliv na vznikající WM při nevhodném nastavení procesních parametrů, a to především kombinace v a f . Ačkoliv se zdá, že použitý d_{spot} EB řídí převážně podmínky keyhole v hlavě svaru, tak v kombinaci s nastavenými parametry f a v může tento parametr výrazně ovlivňovat proudění taveniny v celé keyhole. Jelikož je rychlost pohybu EB po daném obrazci s danou velikostí d_{spot} (nemusí být vždy použit kruhový spot EB) řízena f , výsledkem je změna ρ_{eb} na povrchu svařovaného materiálu. Při vyšších f dochází k přímému ohřevu dané plochy, zatímco při nižších f dochází k nerovnoměrnému rozložení ρ_{eb} – nejvíce energie je dodáváno na obvod zvoleného spotu EB. Tento jev je dále podporován vyššími rychlostmi svařování. Výsledkem těchto nestabilních podmínek během existence keyhole, je nepravidelný tvar WM na řezu (Obr. 97b a Obr. 97c). Ačkoliv byl použit offset EB směrem do Al-BM, došlo vlivem přerozdělení energie ke vzniku nestabilní keyhole s atypickým tvarem. To mělo za následek rostoucím množstvím souvislé oblasti Ti-IMC a s tím, lze očekávat nárůst zachycených pórů uvnitř Al-WM. Právě díky většímu množství a nepravidelnému tvaru zabraňuje tato oblast úniku roztavených par z keyhole, což se projeví procentuální nárůstem pórů v celkové ploše WM (Obr. 98).

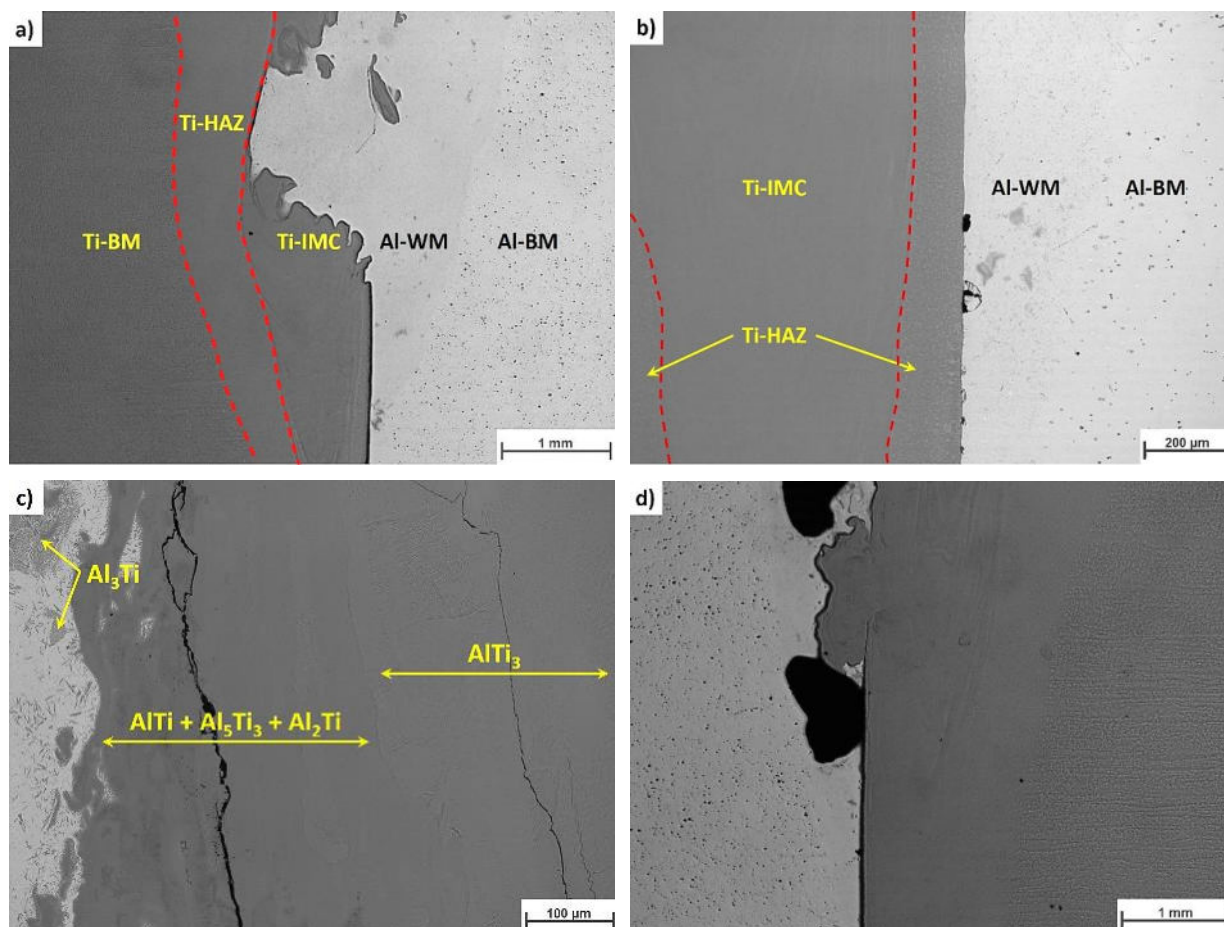


Obr. 98 Průměrná plocha WM a podíl pórů a Ti-IMC při použití offsetu EB do Al-BM a $f = 250$ Hz.

Výslednou příčinou nestability keyhole při nastavení nevhodných procesních parametrů byl kolaps způsobený náhlou změnou podmínek spojených s porušením rovnováhy mezi keyhole uzavírajícím $\sigma(T)$ a tlakem par uvnitř keyhole [86]. Tyto náhlé změny se projevují uzavírání keyhole taveninou, čímž dochází k narušení proudění taveniny uvnitř keyhole. Kolaps keyhole se projevil přerušением souvislé Ti-IMC právě Al-WM (Obr. 99a) a proniknutím Ti-IMC do Al-WM (Obr. 99d). Dalším, již popsaným negativním jevem, je rozdělení WM v dolní polovině heterogenních svarů. Toto rozdělení je v detailu zobrazeno na Obr. 99b a způsobuje vznik atypického rozhraní Al-WM/Ti-HAZ/Ti-WM. Na tomto rozhraní uvnitř Al-WM došlo, vlivem částečného nastavení Ti-HAZ, k zachycení mikropórů vlivem rychlého tuhnutí Al-WM. Podobnou překážku pro unikající páry tvoří také zachycení Ti-IMC uvnitř Al-WM (Obr. 99d).

Na vzorcích IV-2 a IV-3, oproti ostatním vzorkům, byl vlivem přerozdělení ρ_{eb} podporován hlubší průnik Ti-IMC v porovnání s Al-WM. Tento jev byl zapříčiněn materiálovými charakteristikami použitých BM. Ačkoliv má použitý Ti-BM vyšší T_m v porovnání s Al-BM, ale potřebuje nižší Q_{eb} pro tavení, které je navíc podporováno pomalejším odvodem T z místa svaru do Ti-BM. Nižší teplotní gradient z Ti-WM do Ti-BM (Ti-IMC) potvrzuje mnohem větší šířka Ti-HAZ. Díky tomu dochází k hlubšímu průniku EB do Ti-BM než do Al-BM. Vlivem rozdílných materiálových charakteristik byly opět pozorovány trhliny uvnitř souvislé oblasti Ti-IMC. Trhliny

se vyskytovaly nezávisle na typu fáze, avšak pouze v Ti-IMC obklopené Al-WM, což bylo spojeno s rychlým ochlazením a omezenými deformačními schopnostmi IMC (Obr. 99c) na rozhraní s Al-WM.



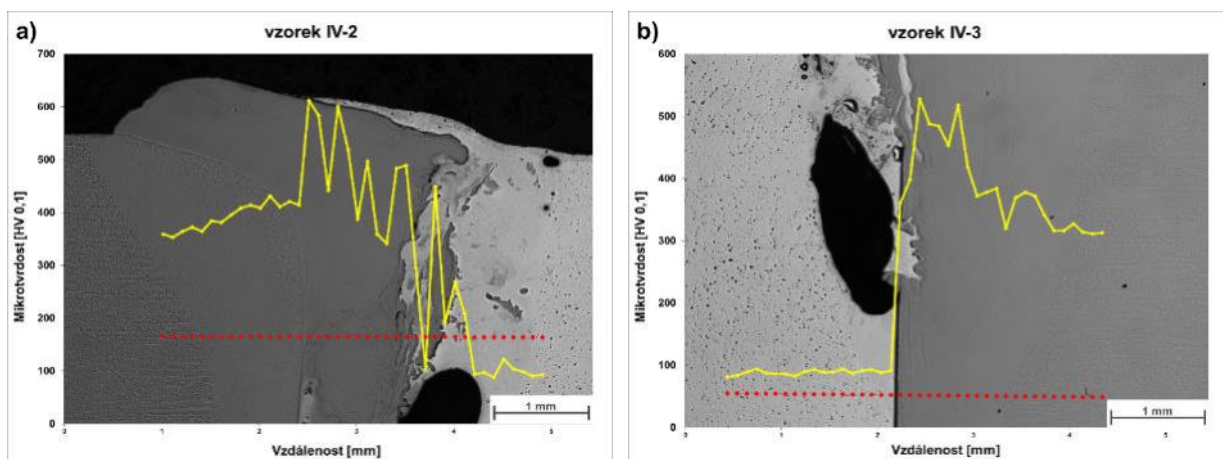
Obr. 99 Mikrostruktura heterogenních svarů zhotovených s offsetem EB do Al-BM a $f = 250$ Hz: a) projev nestability keyhole (vzorek IV-2); b) detail rozhraní Al-WM/Ti-HAZ/Ti-WM (vzorek IV-2); c) trhliny uvnitř Ti-IMC (vzorek IV-1) a d) zachycení pórů vlivem nepravidelného tvaru Ti-IMC (vzorek IV-3).

Tab. 46 Průměrné hodnoty mikrotvrdostí (HV 0,1) jednotlivých oblastí vzorků svařovaných s offsetem EB do Al-BM a $f = 250$ Hz.

vzorek	Ti-BM	Ti-HAZ	Ti-IMC	SR ^{*)}	Al-WM	Al-BM
IV-1	351 ± 25	386 ± 25	559 ± 50	328 ± 200	92 ± 5	92 ± 3
IV-2	346 ± 19	393 ± 31	482 ± 78	311 ± 137	98 ± 9	94 ± 2
IV-3	334 ± 23	381 ± 26	551 ± 48	401 ± 158	99 ± 6	89 ± 4

SR^{*)} – směsné rozhraní mezi Al-WM/ Ti-IMC a Al-WM/Ti-HAZ

Měření průběhu mikrotvrdosti na vzorcích série Al/Ti-IV poskytlo průměrné hodnoty oblastí Al-BM, Al-WM, Ti-BM a Ti-HAZ srovnatelné s předchozími experimenty (Tab. 46). Tvrdost souvislé oblasti Ti-IMC odpovídala výraznému promísení obou BM, kterého bylo dosaženo při offsetu EB do Ti-BM a $f = 500$ Hz. Tyto hodnoty mikrotvrdosti odpovídají fázi $AlTi_3$, avšak jak je vidět při porovnání mikrostruktury (Obr. 99c) a průběhu mikrotvrdosti v hlavě svarových spojů (Obr. 100a), dochází ke změně fázového složení oblasti Ti-IMC směrem k Al-WM. Vlivem nestability keyhole a promísení byly naměřeny nejvyšší hodnoty tvrdosti na směsném rozhraní Al-WM/Ti-IMC. V kořenové části svarových spojů byl pozorován pokles mikrotvrdosti na rozhraní, které bylo v měřeném místě tvořeno kombinací Al-WM/Ti-HAZ/Ti-WM. Tomu odpovídá zpomalení poklesu mikrotvrdostí na rozhraní Al/Ti (Obr. 100b). Vyšší tvrdost na straně Ti byla způsobena vznikem Ti-IMC namísto Ti-WM.



Obr. 100 Průběh mikrotvrdosti přes heterogenní Al/Ti svary svařované s offsetem EB do Al-BM a nízkou f . a) hlava vzorku IV-2 a b) kořen vzorku IV-3.

5.2.5. Série Al/Ti-V

Základním znakem experimentů v sérii Al/Ti-V bylo použití $U_a = 120$ kV oproti předchozími sériím. Zvýšení U_a bylo zvoleno na základě rovnice (7), dle které dochází k menšímu rozptylu EB při vyšších U_a . Mimo zúžení EB byl ještě použit větší offset EB směrem do Al-BM potřebný pro svařování-pájení. Použité procesní parametry EBW jsou uvedeny v Tab. 47. Při zvýšení U_a bylo sníženo použitý I_b , tak aby byl P_b a Q_{eb} shodné s předchozími sériemi, kdy tyto hodnoty umožňovaly svaření dané t BM. V poslední experimentu série Al/Ti-V byl použit předehřev Al-BM pro snížení lokální rychlosti odvodu T z místa svaru. Předehřev byl proveden ozařováním povrchu Al-BM pomocí rozostřeného EB na ploše 50×10 mm. Pro ohřev byl použit $U_a = 120$ kV, $I_b = 1,3$ mA pro $\tau = 5$ minut. Během předehřevu byla dosažena $T = 400$ °C (měřeno bezkontaktním pyrometrem).

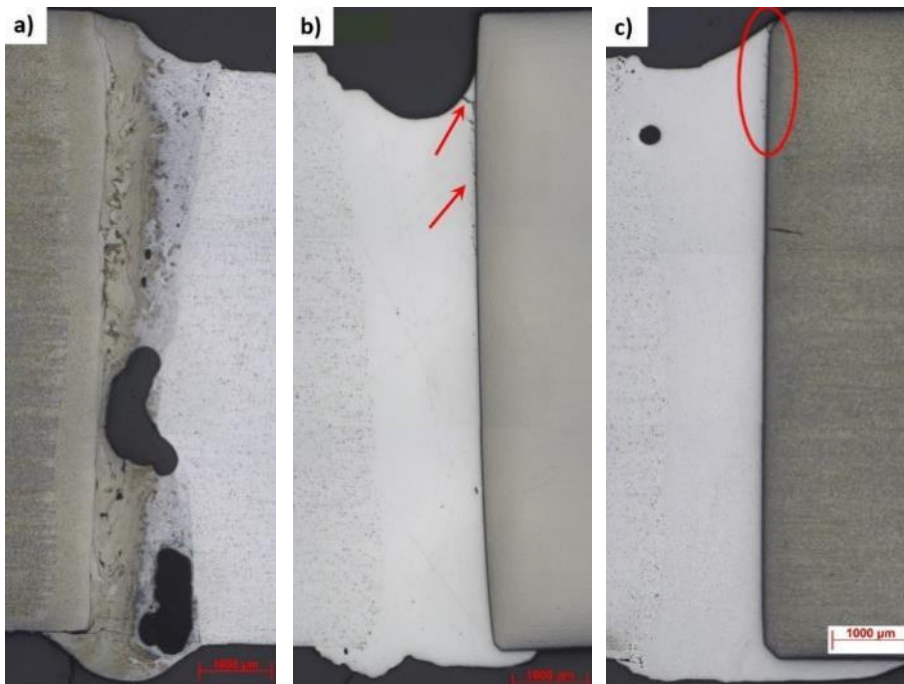
Tab. 47 Procesní parametry EBW použité v sérii Al/Ti-V.

vzorek	U_a [kV]	I_b [mA]	d_{spot} [mm]	f [Hz]	v [mm·s ⁻¹]	$SURF$ [mA]	offset EB [mm]
V-0	120	20	0,2	500	15	0	-
V-1	120	20	0,2	500	15	0	0,4
V-2	120	20	0,2	500	15	0	0,5
V-3	120	20	0,2	500	15	0	0,6
V-4	120	20	0,2	500	15	0	0,5

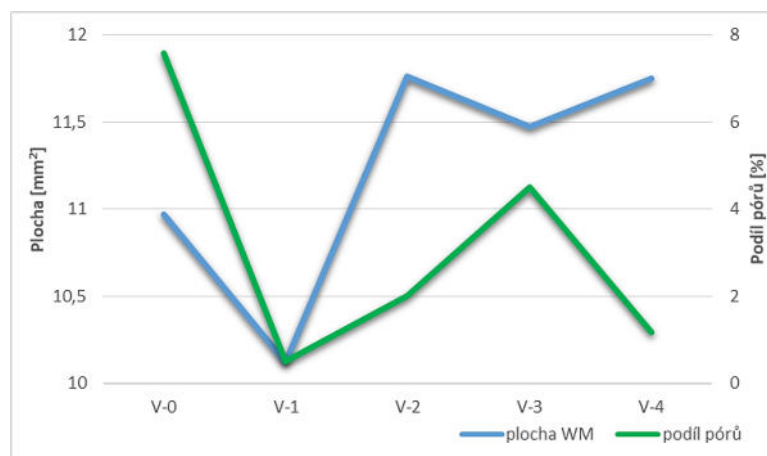
Použití vyššího U_a potvrdilo platnost rovnice (7). Porovnání výsledků vzorků I-15 ($U_a = 80$ kV) a V-0 ($U_a = 120$ kV) potvrdilo pokles celkové plochy WM z $11,51$ mm² na $10,97$ mm². Ostatní vzorky série Al/Ti-V vykazovaly menší plochu WM než předchozí experimenty, ačkoliv byl použit offset EB směrem do Al-BM. Jelikož nebyl u vzorku V-0 použit offset EB, nic nebránilo promísení obou BM v menším objemu WM (obr. 101a). Vlivem toho došlo k nárůstu poměru plochy Ti-IMC uvnitř WM z $26,41$ % (I-15) na $47,82$ % (V-0). Podobný průběh byl pozorován také v celkové porositě WM, která v případě vzorku V-0 vzrostla z $3,18$ % na $7,59$ % vlivem většího podílu Ti-IMC a rychlejšího ochlazení menšího objemu WM.

Použití offsetu do Al-BM $> 0,3$ mm vedlo k eliminaci vzniku souvislé oblasti Ti-IMC. Kombinace menšího d_{spot} , vyššího U_a a offsetu EB, zajišťovala přednostní tavení pouze Al-BM, zatímco došlo pouze k tepelnému ovlivnění Ti-BM a vzniku úzké Ti-HAZ. Bylo tak dosaženo podmínek potřebných ke svařování-pájení. V hlavě svarů s offsetem EB, tedy v místě největšího přehřátí bylo vlivem nejvyššího T gradientu pozorována přítomnost trhlin na rozhraní Al-WM/Ti-HAZ (Obr. 101b). Velikost a množství trhlin na rozhraní lze redukovat, ale nelze úplně eliminovat předehřátím Al-BM (Obr. 101c). Proces svařování-pájení má příznivý vliv na výslednou

porozitu WM. Maximální porozita byla 4,50 % při použití největšího offsetu EB do Al-BM na vzorku V-3 (Obr. 102).



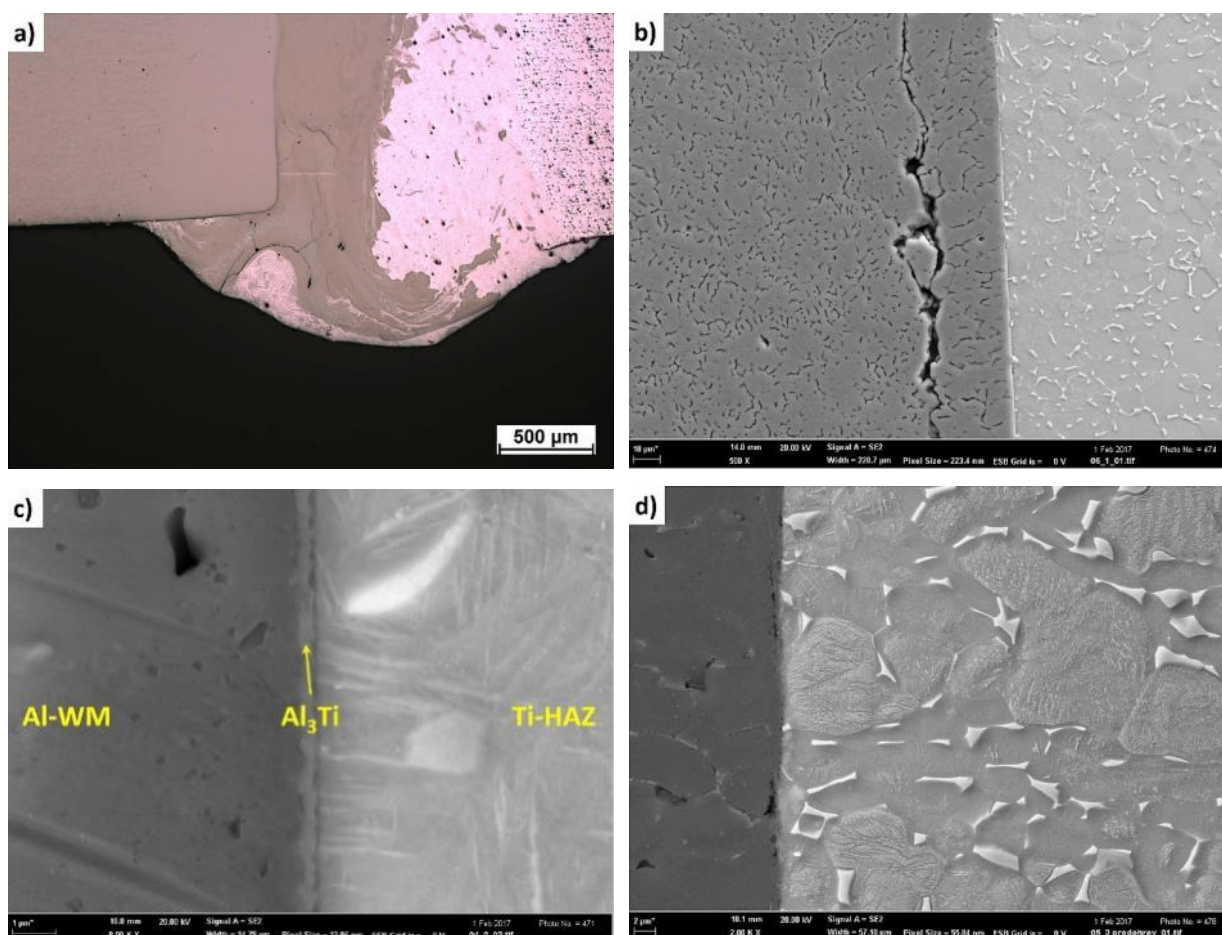
Obr. 101 Struktura heterogenních svarových spojů Al/Ti při vyšším U_a : a) vzorek V-0; b) vzorek V-2 a c) vzorek V-4.



Obr. 102 Průměrná velikost plochy WM a porozita jednotlivých heterogenních svarů při použití $U_a = 120$ kV.

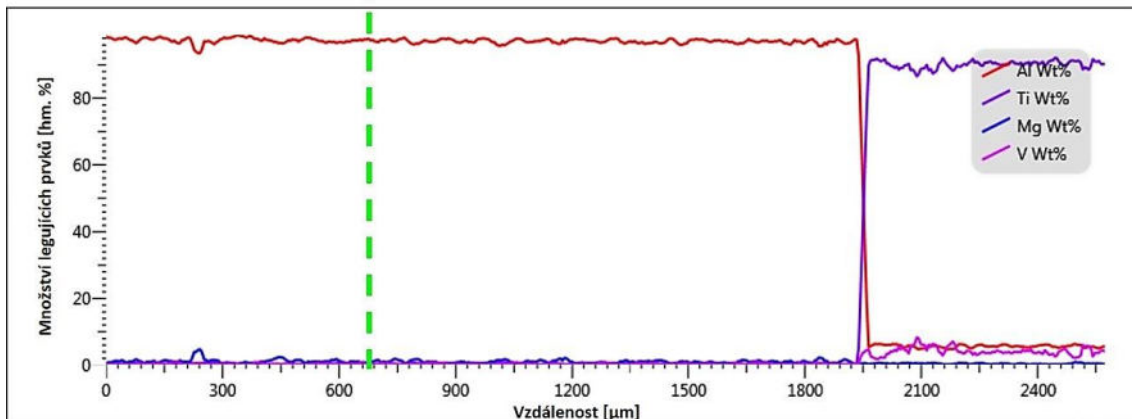
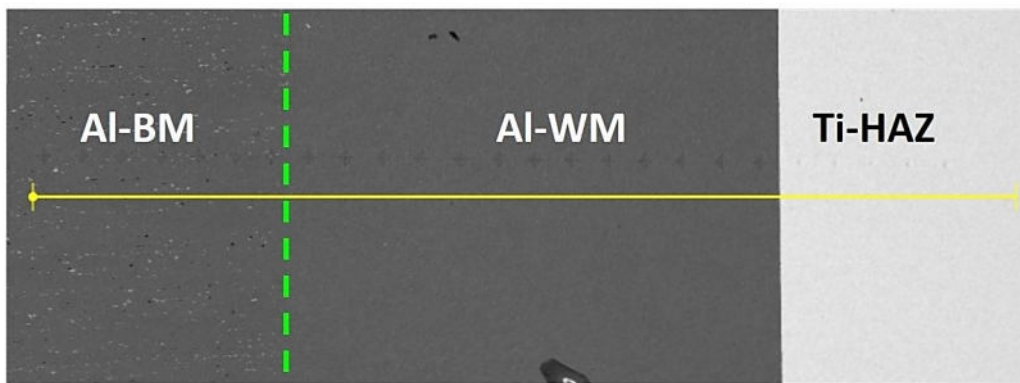
Studium mikrostruktury vzorku V-0 odhalilo přítomnost Ti-IMC i v kořenové části svaru (Obr. 103a). Přítomnost této oblasti, lze připsat užšímu EB s menším rozptylem elektronů při nastavení vyššího U_a umožňujícího tavení Ti-BM v celé t . Kombinace vyšších U_a a offsetu EB vedlo k tvorbě interkrystalických trhlin, které vznikly při tuhnutí WM. Trhliny se nevyskytují v ose svaru (což je typické pro trhliny za tepla), ale v blízkosti rozhraní Al-WM/Ti-HAZ. Místo vzniku trhlin tak bylo ovlivněno omezenými deformačními schopnostmi tuhnoucího Al-WM společně s vysokým gradientem T v blízkosti rozhraní (Obr. 103b). Ačkoliv na makrosnímčích svarů nebyla pozorována souvislá oblast Ti-IMC, byla při větším zvětšení odhalena tenká a souvislá vrstva IMC (Obr. 103c). Souvislá vrstva s průměrnou $w = 0,41$ μm vznikla pouze při použití offsetu 0,4 mm. Na zbylých vzorcích, s větším offsetem EB se tato vrstva nevyskytovala anebo byla diskontinuální. V případě úplné absence vrstvy IMC byly navíc pozorovány mikrostaženiny na rozhraní Al-WM/Ti-HAZ. Použití předhřevu Al-BM vedlo ke snížení velikosti a množství vznikajících trhlin

a současně zapříčinilo netypické mikrostrukturní změny uvnitř Ti-HAZ. Tyto změny jsou pravděpodobně vyvolány přehřevem pomoci EB a přerozdělením legujících prvků uvnitř jednotlivých fází Ti. Fáze β -Ti obsahuje méně prvků (především O) podporujících vznik koherentních částic $AlTi_3$, a proto mohou v rozmezí $T = 500\text{--}550\text{ }^\circ\text{C}$ nastat podmínky vhodné pro precipitaci $AlTi_3$ z fáze α -Ti [87]. Vlivem velmi malých rozměrů pozorovaných částic uvnitř zrn fáze α -Ti (Obr. 103d) a nestejnému rozložení teplotního pole v heterogenním svarovém spoji, nelze s jistotou říci, zda jde o precipitaci částic $AlTi_3$ nebo o částečnou transformaci na α' -Ti. Možnost precipitace oproti martenzitické transformaci podporuje tvar původní nerozpuštěné fáze β -Ti, která značí, že v oblasti svarového spoje nebyla překročena T_β .

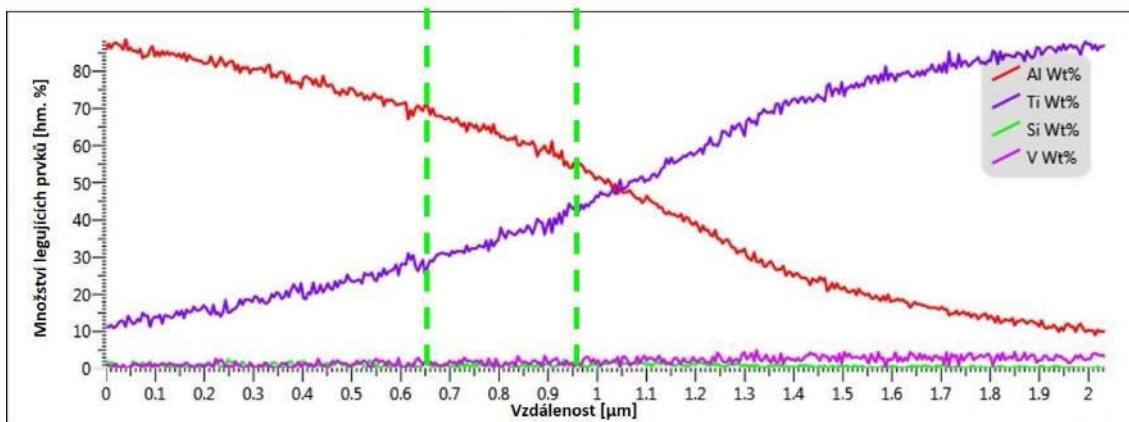
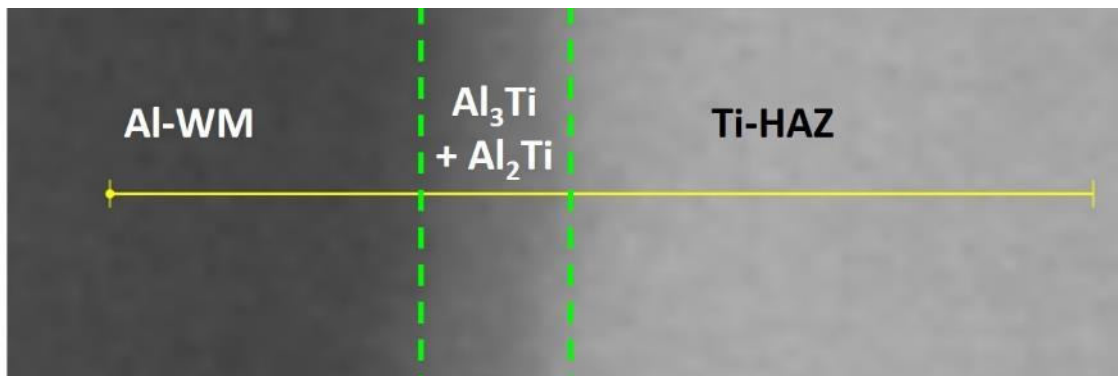


Obr. 103 Mikrostruktura heterogenních svarů při použití $U_a = 120\text{ kV}$: a) kořen vzorku V-0 obsahující Ti-IMC; b) krystalizační trhlinka v blízkosti rozhraní Al-WM/Ti-HAZ (vzorek V-3); c) souvislá vrstva Al_3Ti pozorovaná na vzorku V-1 a d) netypická mikrostruktura Ti-HAZ a mikrostaženiny na rozhraní Al-WM/Ti-HAZ (vzorek V-4).

Na výsledných vzorcích s offsetem EB směrem do Al-BM byla provedena liniová EDS analýza. Porovnání jednotlivých výsledků nepotvrdilo významné změny chemického složení uvnitř Al-WM a Ti-HAZ. Typický výsledek, vylučující promísení obou BM, je uveden na Obr. 104. Skoková změna množství Al a Ti na rozhraní BM nepotvrzuje přítomnost tenké vrstvy IMC. Detailnější studium rozhraní Al-WM/Ti-HAZ vzorku V-1 potvrdilo plynulou změnu koncentrace Al a Ti. Vzhledem k možnému zkreslení výsledků kvůli rozměrům spotu EB použitým při EDS analýze byla průměrná hodnota daných prvků ve vyznačené vrstvě IMC (Obr. 105) 64 hm. % Al a 36 hm. % Ti. Tento poměr odpovídá chemickému složení směsi fází Al_3Ti a Al_2Ti . Na základě mikrostruktury Ti-HAZ, ve které byl stále pozorován značný podíl nerozpuštěné β -Ti, lze potvrdit, že daná vrstva vznikla při tuhnutí Al-WM. Vlivem ohřevu došlo k difuzi atomů Ti do Al-WM a ke vzniku výše zmíněné vrstvy. Tyto výsledky potvrzují, že se jedná o souvislou vrstvu směsi IMC na bázi Al_3Ti .



Obr. 104 Liniová EDS analýza vzorku V-2.



Obr. 105 Liniová EDS analýza souvislé vrstvy IMC pozorované na vzorku V-1.

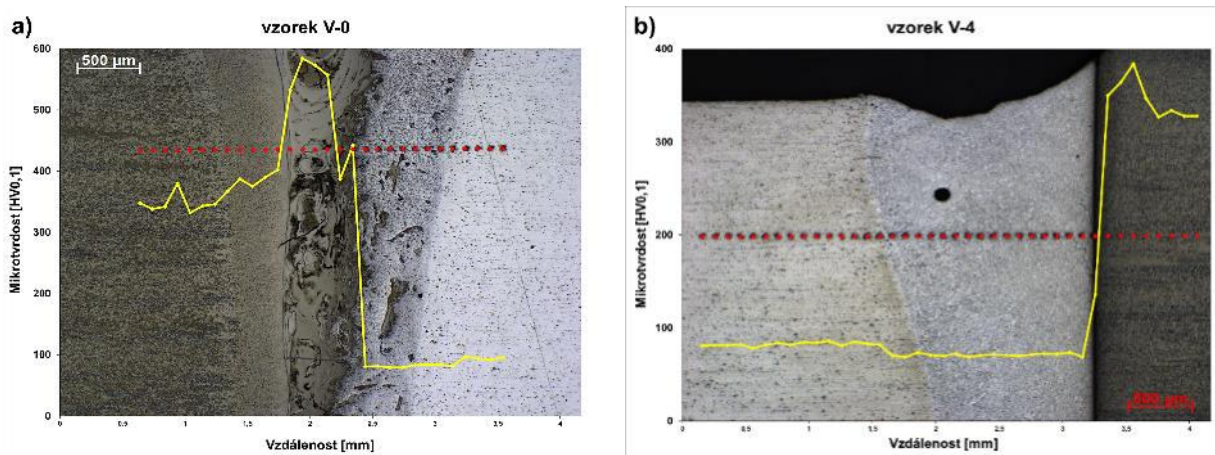
Výsledky měření tvrdosti se shodovaly s pozorovanými mikrostrukturami a naměřeným chemickým složením jednotlivých oblastí. Průměrné hodnoty jsou uvedeny v Tab. 48. Průběh mikrotvrdosti v případě vzorku V-0 (Obr. 106a) byl shodný se vzorky I-20 a I-15 (Obr. 75b). Pouhý rozdíl byl v hodnotě mikrotvrdosti souvislé oblasti Ti-IMC a SR. Tento rozdíl lze vysvětlit použitím vyššího U_a , které redukuje rozptyl EB a tím dochází k natavení menšího množství materiálu a změně tvaru svarového spoje. EB s menším rozptylem poskytuje svarový spoj s menším rozptylem šířky WM. Současně došlo ke vzniku objemné vrstvy IMC po celé t rozhraní. Nižší tvrdost a výsledná mikrostruktura IMC naznačují větší podíl Al v této oblasti. Dle mikrotvrdosti byla tato oblast tvořená směsí fází $AlTi_3$ a $AlTi$. SR naopak vykazovalo vyšší tvrdost než u zmíněných vzorků I-20 a I-15, to bylo naopak dáno celkovou plochou SR a větším množstvím fází s vyšším obsahem Ti, než jaký má fáze Al_3Ti . Díky tomu tento vzorek měl největší podíl SR.

Tab. 48 Průměrné hodnoty mikrotvrdosti jednotlivých oblastí (HV0,1) svarů zhotovených vyšším U_a .

vzorek	Ti-BM	Ti-HAZ	Ti-IMC	SR ^{*)}	Al-WM	Al-BM
V-0	356 ± 20	390 ± 15	475 ± 91	253 ± 123	83 ± 4	93 ± 6
V-1	338 ± 33	328 ± 39	-	-	75 ± 3	87 ± 5
V-2	331 ± 20	325 ± 0	-	-	75 ± 4	85 ± 7
V-3	351 ± 24	350 ± 0	-	-	72 ± 3	83 ± 2
V-4	340 ± 36	-	-	-	77 ± 4	88 ± 2

SR^{*)} – směsné rozhraní mezi Al-WM/Ti-IMC a Al-WM/Ti-HAZ

Jak již bylo uvedeno, kombinace vyššího U_a a offsetu EB do Al-BM vedla k úplné eliminaci vzniku Ti-IMC, SR a v případě vzorku V-3 také Ti-HAZ. Získané hodnoty mikrotvrdosti se neliší od hodnot naměřených na homogenních svarech Ti/Ti a Al/Al. Nejnižší hodnoty průměrné mikrotvrdosti Al-WM na vzorcích V-2 až V-4 byly zapříčiněny absencí vytvrzujících částic a drobných jehlic Al_3Ti . Použití předehřevu pomocí EB nemělo prokazatelný vliv na výslednou mikrotvrdost (Obr. 106b) oproti vzorkům bez předehřevu.



Obr. 106 Průběh mikrotvrdosti přes heterogenní Al/Ti svaru Ti/Al při použití vyššího U_a : a) vzorek V-0 a b) hlava vzorku V-4.

Použité procesní parametry na vzorcích V-1 až V-4 vedly k nejhomogennějším svarovým spojům (z hlediska mikrostruktury). Proto, na základě parametrů vzorků V-1 a V-2, byly svařeny dvě desky o velikosti 255 × 120 × 8 (8,5) mm pro výrobu plochých zkušebních těles pro zkoušku tahem (Obr. 107). Vždy došlo k porušení zkušebních tyčí v místě svarového spoje. Stejně jako v případě zkušebních těles homogenních svarů Ti/Ti, byly jednotlivé zkušební tyče porušeny bez výrazné plastické deformace (Obr. 108). Získané hodnoty E , R_m a R_B jsou uvedeny v Tab. 49, včetně poměrů R_m heterogenních svarů s R_m Ti-WM (Tab. 34), Ti-BM (Tab. 17) a Al-BM (Tab. 11). Nejlepších výsledků bylo dosaženo při použití procesních parametrů ze vzorku V-1, ačkoliv se hodnota $R_m = 109,5$ MPa rovnala 34,8 % z R_m Al-BM. V případě procesních parametrů vzorku V-2 bylo

dosaženo maximálně 28,1% hodnoty R_m Al-BM. V porovnání s Ti-BM a svary Ti/Ti dosahovala R_m maximálně 12,5% hodnot R_m homogenních svarů. Malá pevnost heterogenních spojů byla dána procesem svařování-pájení, který sice brání vzniku IMC fází, ale nezajišťuje dostatečnou pevnost rozhraní Al-WM /Ti-HAZ. Omezená deformační schopnost je také spojena s přítomností tenké vrstvy Al_3Ti na rozhraní Al-WM/Ti-HAZ a nebezpečím vzniku interkrystalických trhlin při tunutí Al-WM.

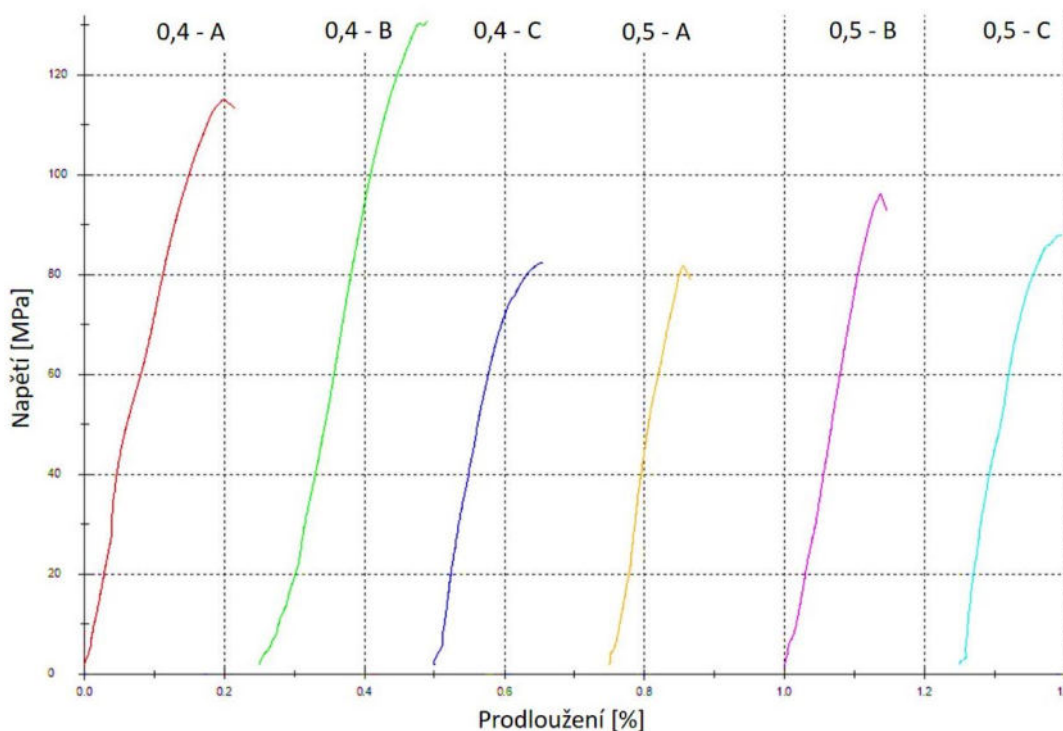
Tab. 49 Výsledky zkoušek tahem provedených na heterogenních svarových spojích.

vzorek	E [GPa]	R_m [MPa]	R_B [MPa]	$R_m/R_m^{1)}$ [%]	$R_m/R_m^{2)}$ [%]	$R_m/R_m^{3)}$ [%]
V-1	$74,3 \pm 1,7$	$109,5 \pm 20,2$	$108,8 \pm 20,1$	11,8 – 12,5	11,1	34,8
V-2	$84,8 \pm 7,5$	$88,6 \pm 5,9$	$86,5 \pm 5,7$	9,6 – 10,1	9,0	28,1

¹⁾ – poměr R_m heterogenního svaru Al/Ti a homogenního svaru Ti/Ti; ²⁾ – poměr R_m heterogenního svaru Al/Ti a Ti-BM a ³⁾ – poměr R_m heterogenního svaru Al/Ti a Al-BM.

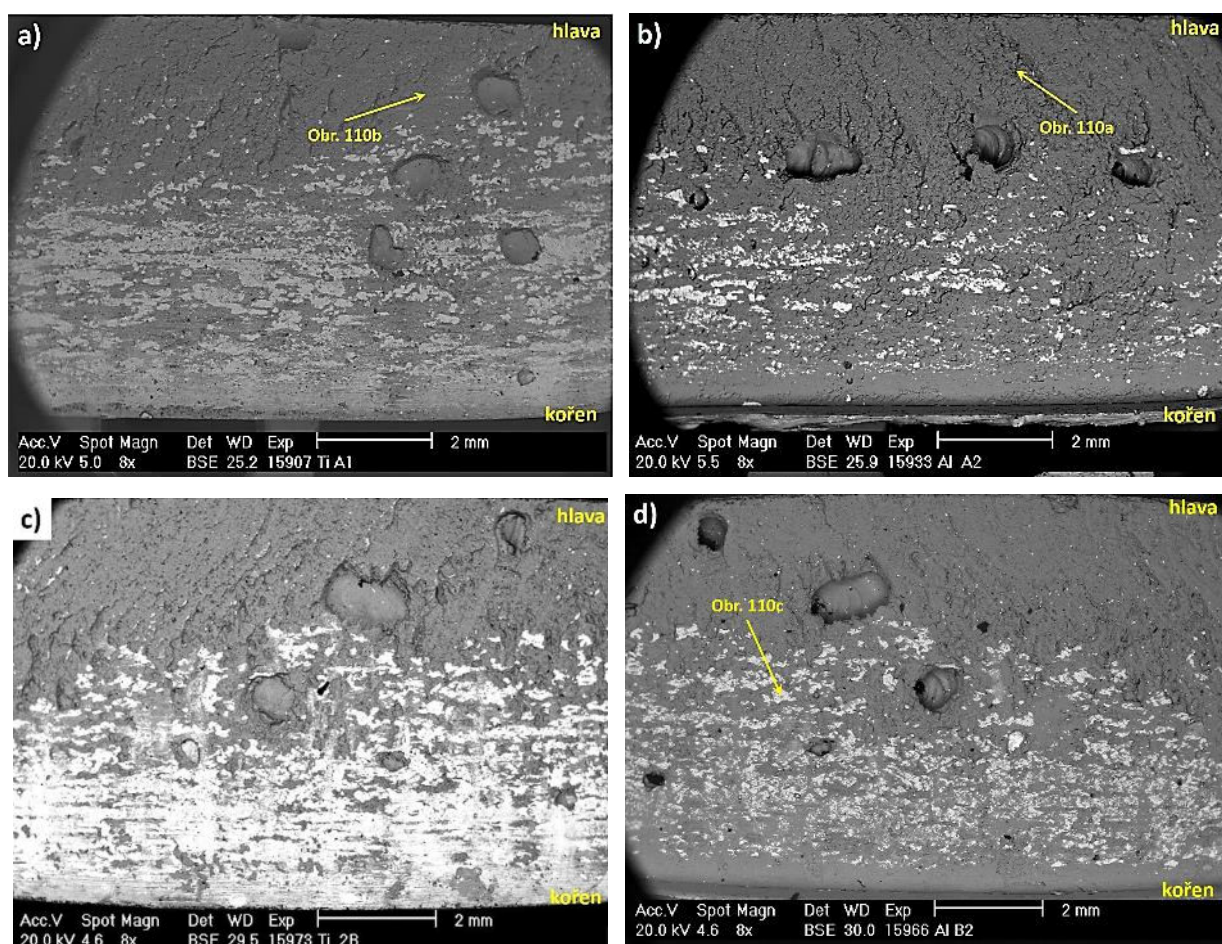


Obr. 107 Polotovaz pro výrobu zkušebních těles pro hodnocení mechanických vlastností heterogenních svarových spojů vzorků V-1 a V-2.



Obr. 108 Záznam průběhu zkoušek tahem heterogenních svarů (0,4 – vzorek V-1 a 0,5 – vzorek V-2).

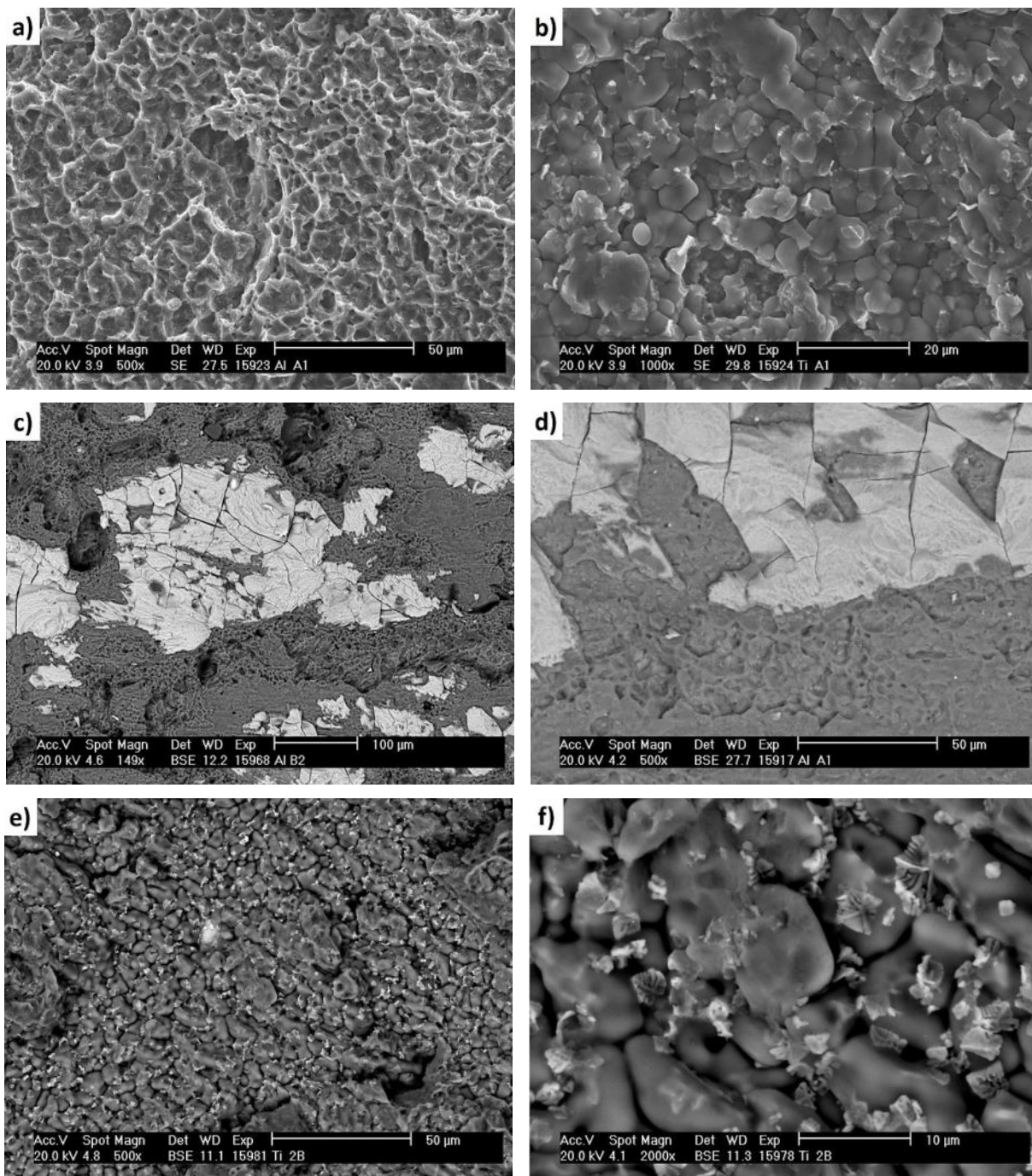
Po provedení zkoušek tahem byla na vzorcích svařených vybranými parametry studována lomová plocha. Jelikož došlo k porušení v místě svarového spoje, byla vždy studovány obě protilehlé lomové plochy, tj. lomové plochy na straně Al-BM i Ti-BM. Vzhled lomových ploch se v závislosti na použitém offsetu EB výrazně nelišil (Obr. 109a – Obr. 109b). V blízkosti kořenové části všech vzorků bylo při zobrazení pomocí BSE pozorováno větší množství Ti (světlá fáze) než v oblasti hlavy svaru, kde převládá Al-WM/Al-BM. Příčinou změny vzhledu lomové plochy v hlavě svaru mohou být malé trhliny pozorované na příčných řezech vzorků V-1; V-2 a V-4. Naopak v kořenové části došlo k porušení na rozhraní Al-WM a tenké vrstvy Ti-IMC. Výsledná pevnost svarového spoje byla také oslabena přítomností makropórů a dutin o velikosti do 1,5 mm.



Obr. 109 Makrosnímky lomové plochy svarových spojů po zkoušce tahem: a) strana Ti-BM (vzorek V-1B); b) strana Al-BM (vzorek V-1A); c) strana Ti-BM (vzorek V-2B) a d) strana Al-WM (vzorek V-2A).

Při detailním studiu lomových ploch nebyl pozorován převládající mechanismus porušení. V případě porušení uvnitř Al-WM (hlava) byl pozorován transkrystalický nízkoenergetický tvárný mechanismus porušení (Obr. 110a) a porušení interkrystalickou mezifázovou dekohezí (Obr. 110b) na rozhraní Al-WM a tenké vrstvy Ti-IMC. Oba mechanismy porušení se na lomové ploše střídaly bez výrazné pravidelnosti. Lze však říci, že interkrystalická dekoheze byla podporována přítomností krystalizačních trhlin, zatímco transkrystalický mechanismus lomu byl spojen s omezenou plasticitou Al-WM. V kořenové části lomových ploch byl pozorován vyšší podíl oblastí bohatých na Ti. Při detailním pozorování bylo patrné, že dané oblasti obsahující Ti byly tvořeny popraskanými IMC uvnitř tvárného Al-WM (Obr. 110c). Na Obr. 110d je uveden detail štěpného mechanismu porušení Ti částic. Tento mechanismus lomu poukazuje na fakt, že jde o zbytky tenké intermetalické vrstvy tvořené fází Al_3Ti . Vlivem nízké pevnosti rozhraní došlo k dekohezi mezi Al-WM a IMC. Bodovou EDS analýzou bylo zjištěno toto průměrné složení analyzovaných částic: 74 at. % Al a 26 at. % Ti, což dle diagramu na Obr. 26 odpovídá fázi Al_3Ti . Poslední hodnocenou oblastí byly

staženiny vyskytujících se na lomové ploše v blízkosti částic Ti-IMC (Obr. 110e). Zrna α -Al, oproti zrnům α -Al na Obr. 110b, obklopovaly menší částice (Obr. 110f). Tomashchuk et al. [9] na lomové ploše procházející skrz SR heterogenních svarů pozoroval částice Al_3Ti . Jelikož na vzorcích V-1 a V-2 nebylo pozorováno SR, je pravděpodobné že jde o eutektikum v okolí dendritů α -Al.



Obr. 110 Mechanismy lomů pozorovaných na lomových plochách svarů po zkoušce tahem: a) nízkoenergetický tvárný lom Al-WM (vzorek V-1A; strana Al); b) interkrytalická dekoheze Al-WM (vzorek V-1B; strana Ti); c) lom v kořeni svaru (vzorek V-2A; strana Al); d) detail štěpného porušení částic IMC (vzorek V-1A; strana Al); e) staženina (vzorek V-1B; strana Ti) a f) detail staženiny a částic (vzorek V-1B; strana Ti).

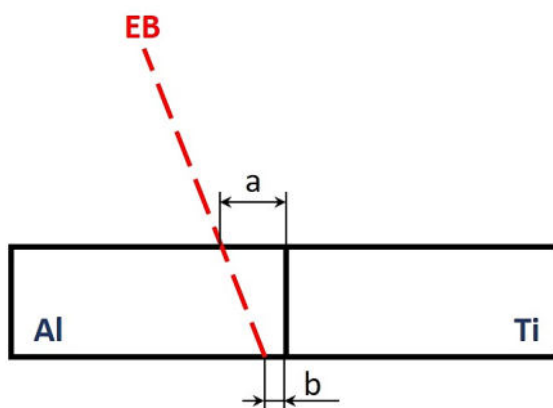
5.2.6. Série Al/Ti-VI

Experimenty v sérii Al/Ti-VI byly navrženy na základně získaných výsledků s offsetem EB směrem do Al. Byly použity BM o $t = 6,5$ mm pro testování vlivu t na velikost promísení.

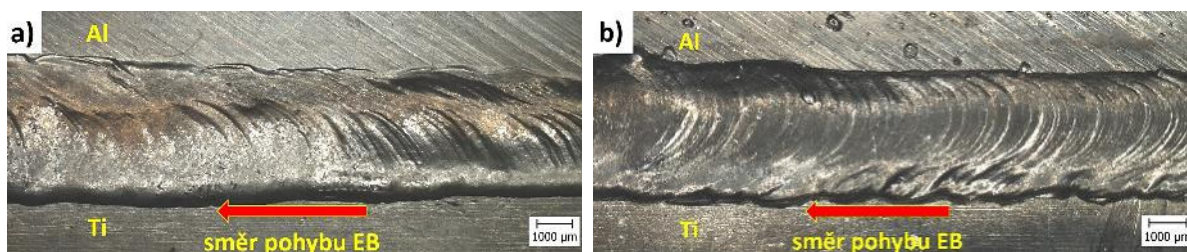
Na vzorcích VI-1 a VI-2 byl testován menší offset než v sérii Al/Ti-V. Pro eliminaci vzniku trhlin v horní části svaru byla použita nižší rychlost $v = 10$ mm/s pro pomalejší odvod T z místa svaru. Na vzorcích VI-3 až VI-6 byla využita kombinace parametrů ze série Al/Ti-V a vychýlení EB. EB byl vychýlen od své svislé osy o úhel α_{EB} , tak aby měl v kořeni svaru požadovaný offset b blíže k Ti-BM než v hlavě svaru (Obr. 111). Toto vyklonění bylo zvoleno pro dodání potřebného množství energie pro svařování-pájení ve spodní části svaru. Parametry EBW, velikost offsetu a vyklonění použité v sérii Al/Ti-VI jsou uvedeny v Tab. 50.

Tab. 50 Procesní parametry EBW použité v sérii Al/Ti-VI.

vzorek	U_a [kV]	I_b [mA]	d_{spot} [mm]	f [Hz]	v [mm·s ⁻¹]	SURF [mA]	offset EB [mm]	vychýlení EB u kořene	
								b [mm]	α_{EB} [°]
VI-1	120	20	0,2	500	15	0	0,35	-	-
VI-2	120	13	0,2	500	10	0	0,35	-	-
VI-3	120	20	0,2	500	15	-3	0,4	0,1	2° 38'
VI-4	120	20	0,2	500	15	-3	0,4	0,2	1° 45'
VI-5	120	20	0,2	500	15	-3	0,5	0,1	3° 31'
VI-6	120	20	0,2	500	15	-3	0,5	0,2	2° 38'



Obr. 111 Schéma dopadu EB při použití kombinace offsetu a statického vychýlení EB.



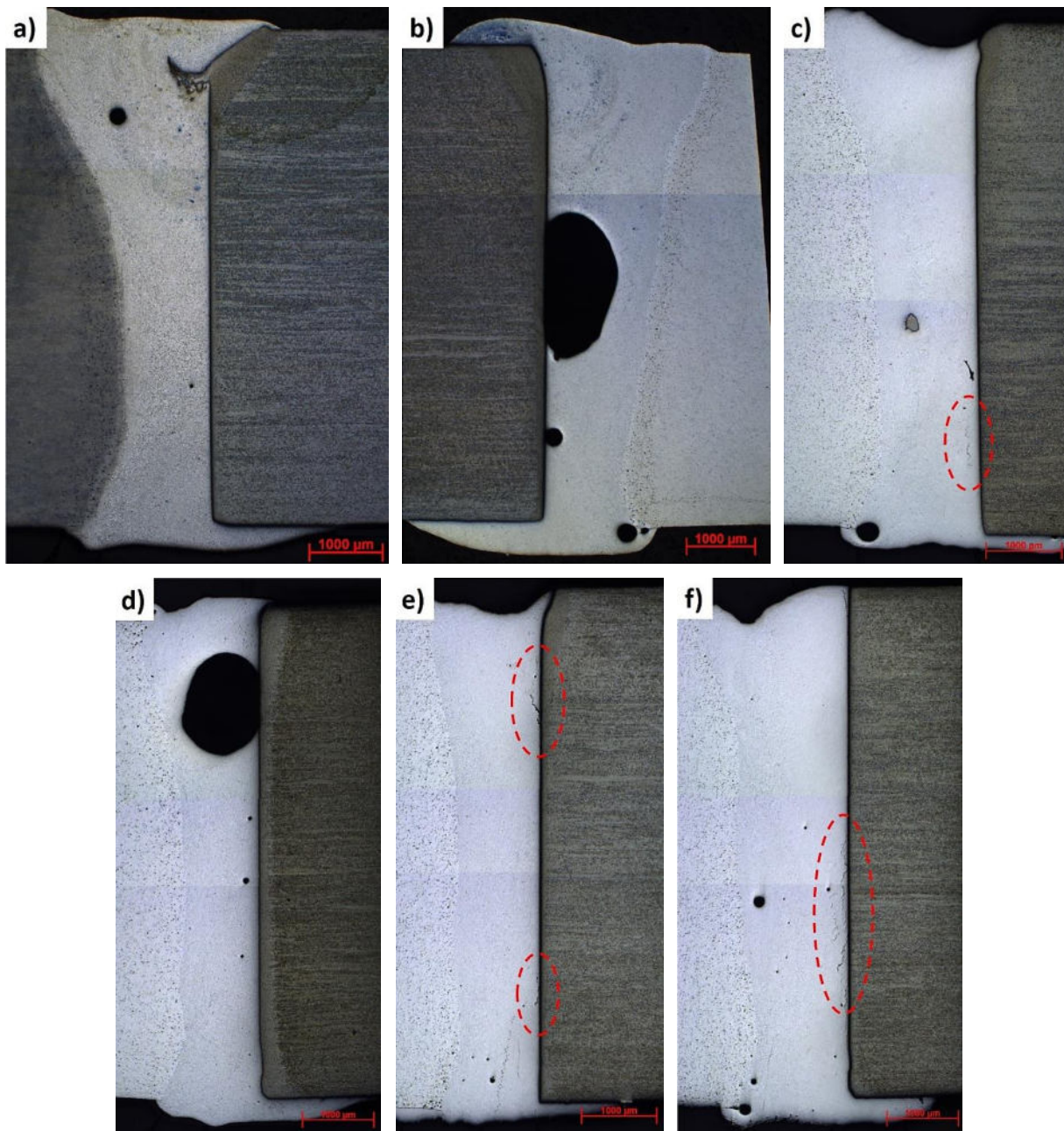
Obr. 112 Typický vzhled hlavy (a) a kořene (b) EB svarů při použití offsetu do Al-BM a vyklonění EB v kořeni svaru směrem k Ti-BM (vzorek VI-2).

Použití offsetu EB směrem do Al-BM mělo příznivý vliv na vzhled hlavy i kořene EB svarů. Při použití daných hodnot offsetu EB bylo stále zajištěno tavení převážně Al-BM, čímž došlo ke svařování-pájení. Právě větší podíl natavení obou materiálů vede k nehomogennímu tuhnutí svarové lázně a také k nežádoucím fázovým přeměnám. Offset EB podporoval rovnoměrné tuhnutí taveniny, což se projevilo na vzhledu a šířce svarové housenky. Charakteristický tvar housenky v hlavě (Obr. 112a) a kořeni (Obr. 112b) svaru se vyskytoval na všech vzorcích série Al/Ti-VI. U většiny vzorků došlo k rozšíření WM v kořeni svarů při porovnání s šířkou hlavy svaru. Pouze u vzorku s nižší v (VI-2) nedošlo k rozšíření kořene svaru. Na vzorcích s vykloněním EB došlo k nejvýraznějšímu rozšíření WM v kořeni. Příznivější vliv offsetu EB a kombinace offsetu a vyklonění EB byl pozorován v maximálním převýšení/protečení WM hlavy a kořene svarů.

Nejvyšší převýšení hlavy bylo naměřeno u vzorku VI-1, a to 0,45 mm a nejvyšší protečení WM v kořeni 0,52 mm bylo na vzorku VI-6, což představuje pouze 6–7% nárůst původní tloušťky BM.

Tab. 51 Rozměry svarových housenek v hlavě a kořeni EB svarů (série Al/Ti-VI).

vzorek		VI-1	VI-2	VI-3	VI-4	VI-5	VI-6
šířka [mm]	hlava	3,30 ± 0,07	3,80 ± 0,24	2,85 ± 0,22	2,52 ± 0,21	2,55 ± 0,10	2,55 ± 0,3
	kořen	4,17 ± 0,16	3,62 ± 0,11	3,78 ± 0,26	3,27 ± 0,20	3,25 ± 0,08	3,24 ± 0,17
max. převýšení [mm]	hlava	0,45	0,38	0,19	0,09	0,30	0,09
	kořen	0,09	0,26	0,17	0,19	0,25	0,52

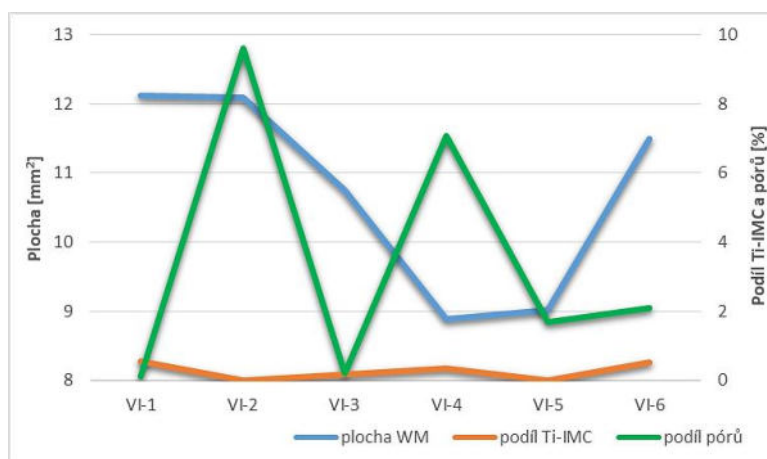


Obr. 113 Struktura EB svarů série Al/Ti-VI: a) vzorek VI-1; b) vzorek VI-2; c) vzorek VI-3; d) vzorek VI-4; e) vzorek VI-5 a f) vzorek VI-6.

Metalografická analýza na příčných řezech provedených svarů potvrdila rozšíření WM v kořenové části svaru (Obr. 113a – Obr. 113f). Naopak na příčných řezech vzorku využívající kombinaci offsetu a vyklonění EB byl pozorován propad WM v hlavě svarů (Obr. 113c – Obr. 113f). Velikost propadu WM se pohybovala od –0,21 mm (vzorek VI-5) do –0,66 mm (vzorek VI-6),

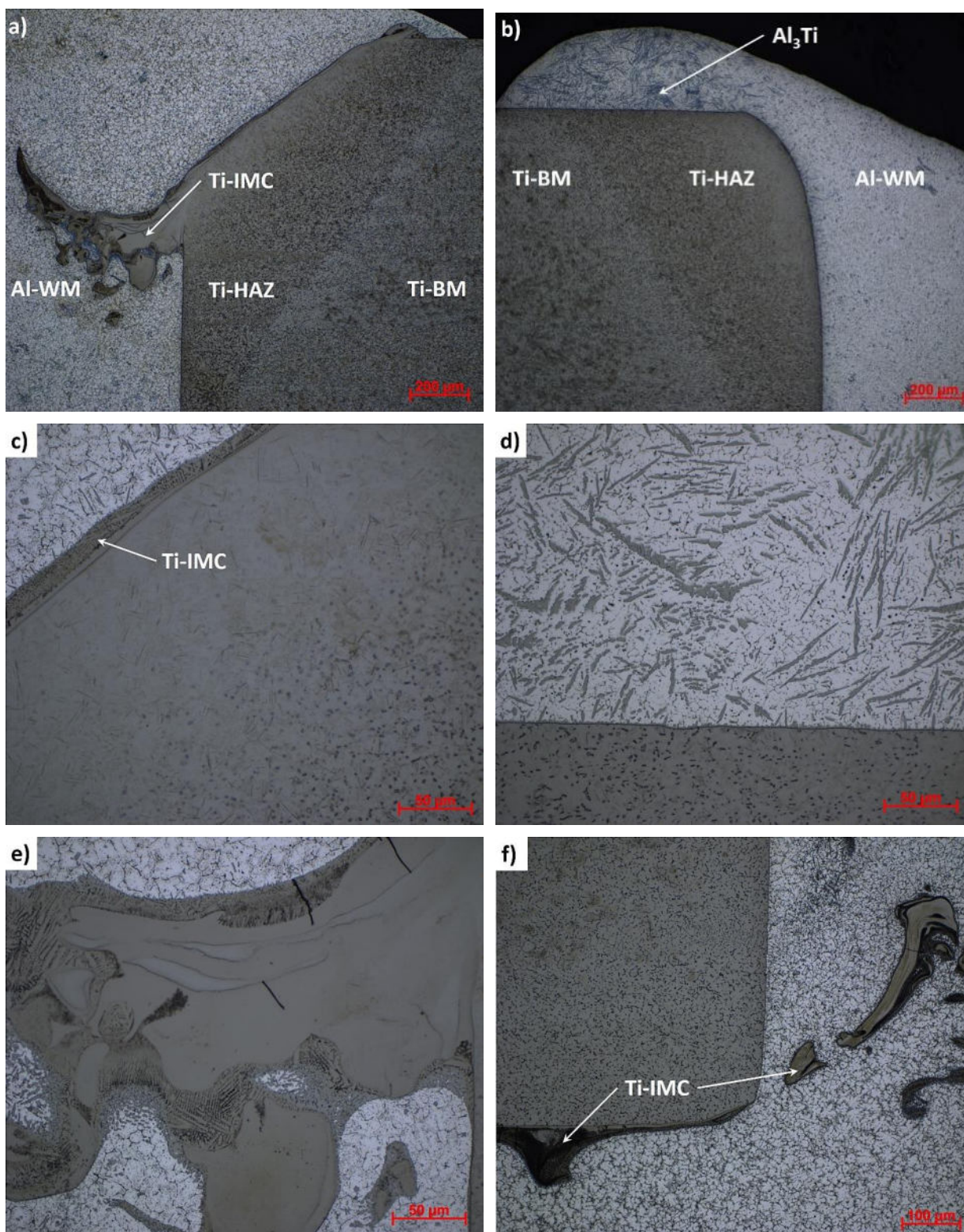
jde tak o 3 až 9% redukci t svaru. Opětovně byla pozorována dobrá smáčivost Ti-BM roztavenou Al slitinou, jelikož se kořen rozšiřoval převážně ve směru Ti-BM. Rozšíření WM v kořeni bylo pozorováno při offsetu EB 0,35 mm do Al-BM a více. Při použití pouze offsetu EB byl pozorován širší profil svaru v hlavě a kořeni svaru, zatímco užší ve střední části (Obr. 113a). Vyklonění EB směrem k Ti-BM podporovalo vznik uniformnějších profilů svarových spojů (z hlediska jejich šířky).

Offset EB 0,35 mm, nezávisle na použité v , umožňoval částečné natavení Ti-BM v hlavě svaru (Obr. 113a a Obr. 113b). Došlo k vytvoření izolovaných oblastí Ti-IMC a vyloučení částic Ti-IMC uvnitř Al-WM. Současně byla v tomto místě pozorována výraznější Ti-HAZ, která se vyskytovala po celé t svaru. V případě vzorku VI-2 byla vlivem nižší rychlosti svařování pozorována výrazná Al-HAZ s průměrnou $w = 0,46 \pm 0,08$ mm. Al-HAZ byla charakterizována výrazně zhrblými částicemi, na bázi prvků nerozpuštěných či vyloučených z tuhého roztoku α -Al. Částečné natavení a výrazné vyhřátí Ti-BM bylo v případě svarů využívajících vyklonění EB pozorováno v hlavě svarů. Pouze na některých řezech bylo pozorováno tavení Ti-BM v kořenové části. Vyklonění EB redukovalo plochu WM hodnocenou z příčných řezů, zatímco změna v při konstantním offsetu EB 0,35 mm neměla prakticky žádný vliv na velikost plochy svaru (Obr. 114). Naopak při porovnání zjednodušené šířky svaru $w^* = 1,86$ mm (poměr plochy WM ke svařované t) zajišťovaly tyto parametry tavení největšího podílu BM v porovnání s předchozími experimenty. Vyšší hodnoty $w^* = 1,87$ mm bylo dosaženo na vzorku II-4 (série Al/Ti-II) při použití offsetu EB 0,1 do Al-BM. Typickou vadou při svařování-pájení je přítomnost pórů uvnitř Al-WM. Oproti očekávání bylo nejvíce pórů ve vzorku VI-2. Ačkoliv byla pro zlepšení úniků par ze WM použita nižší v , tak offset 0,35 mm umožňoval dostatečný odvod tepla do Ti-BM s výslednou porozitou 9,6 %. Podobný efekt, avšak s nižší porozitou byl pozorován na vzorku VI-4. Příznivých výsledků bylo dosaženo z hlediska eliminace tvorby IMC. Ačkoliv došlo k částečnému natavení Ti-BM v hlavě (a v některých případech také v kořeni) svaru, největší podíl IMC byl naměřen na vzorcích VI-1 (0,55 %) a VI-6 (0,53 %). Shodně s výsledky série Al/Ti-V, byly na rozhraní Al-WM/Ti-HAZ pozorovány krystalizační trhliny vznikající při rychlém ochlazení Al-WM. Pozice trhlin jsou červeně vyznačeny na snímcích Obr. 113c; Obr. 113e a Obr. 113f.



Obr. 114 Průměrná velikost plochy WM a podíl pórů a Ti-IMC v heterogenních svarech série Al/Ti-VI.

Hodnocení mikrostruktury heterogenních svarů ze série Al/Ti-VI neodhalilo přítomnost dosud nepozorovaných fází a mikrostruktur. V případě kombinace offsetu a vyklonění EB byl Al-WM tvořen jemnozrnnou strukturou α -Al. Po GB α -Al se vlivem dendritické segregace vylučovala fáze složená z prvků, jejichž koncentrace přesahuje rozpustnost uvnitř tuhého roztoku. V blízkosti rozhraní byly na některých vzorcích (VI-3 až VI-6) pozorovány drobné jehlice Al_3Ti . Struktura Ti-HAZ odpovídá homogenním svarům Ti/Ti.

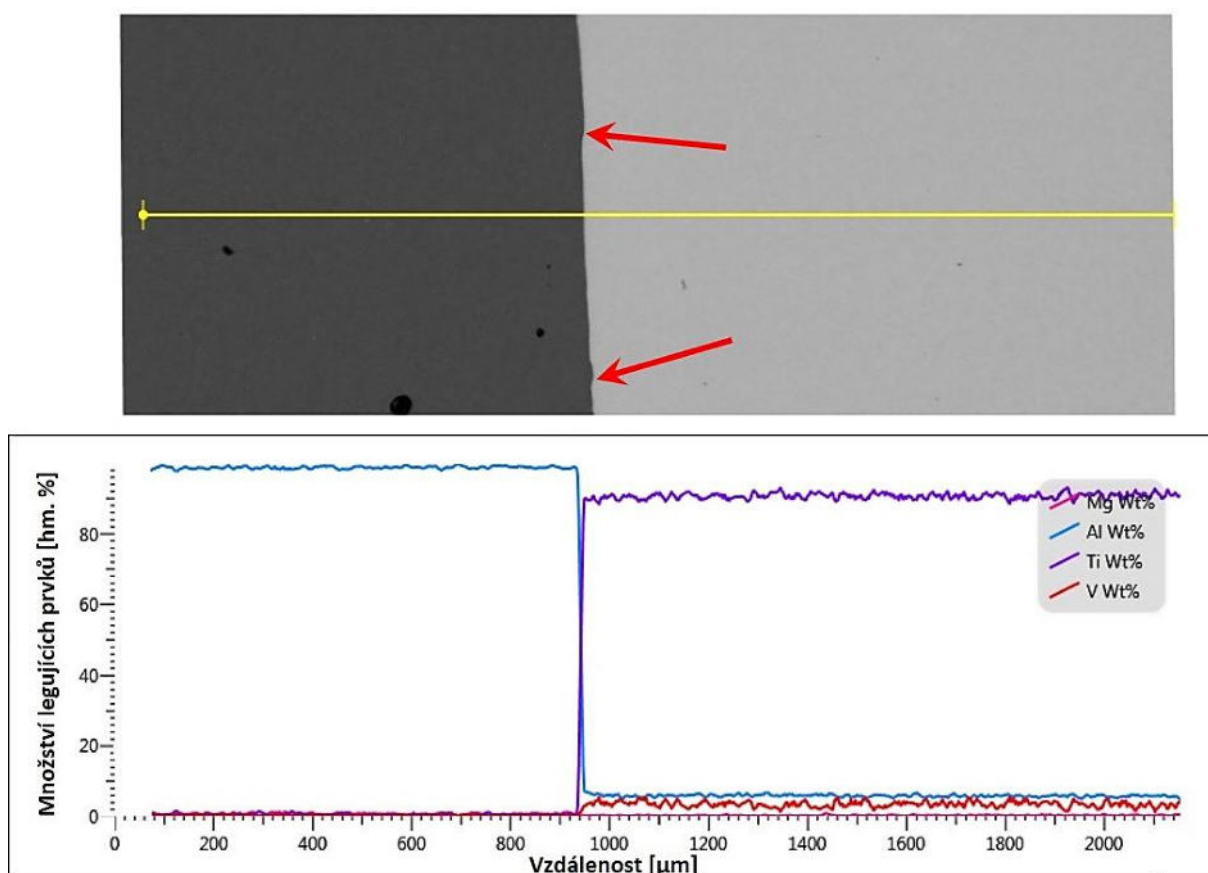


Obr. 115 Mikrostruktura heterogenních svarů při kombinaci offsetu a vyklonění EB: a) hlava svaru s výrazným promísením obou BM (vzorek VI-1); b) hlava svaru bez výrazného promísení BM (vzorek VI-2); c) detail rozhraní Al-WM/Ti-HAZ (vzorek VI-1); d) detail jehlicovitých částic Al_3Ti (vzorek VI-2); e) detail ostrůvků IMC (vzorek VI-1) a f) promísení v kořeni svaru (vzorek VI-6).

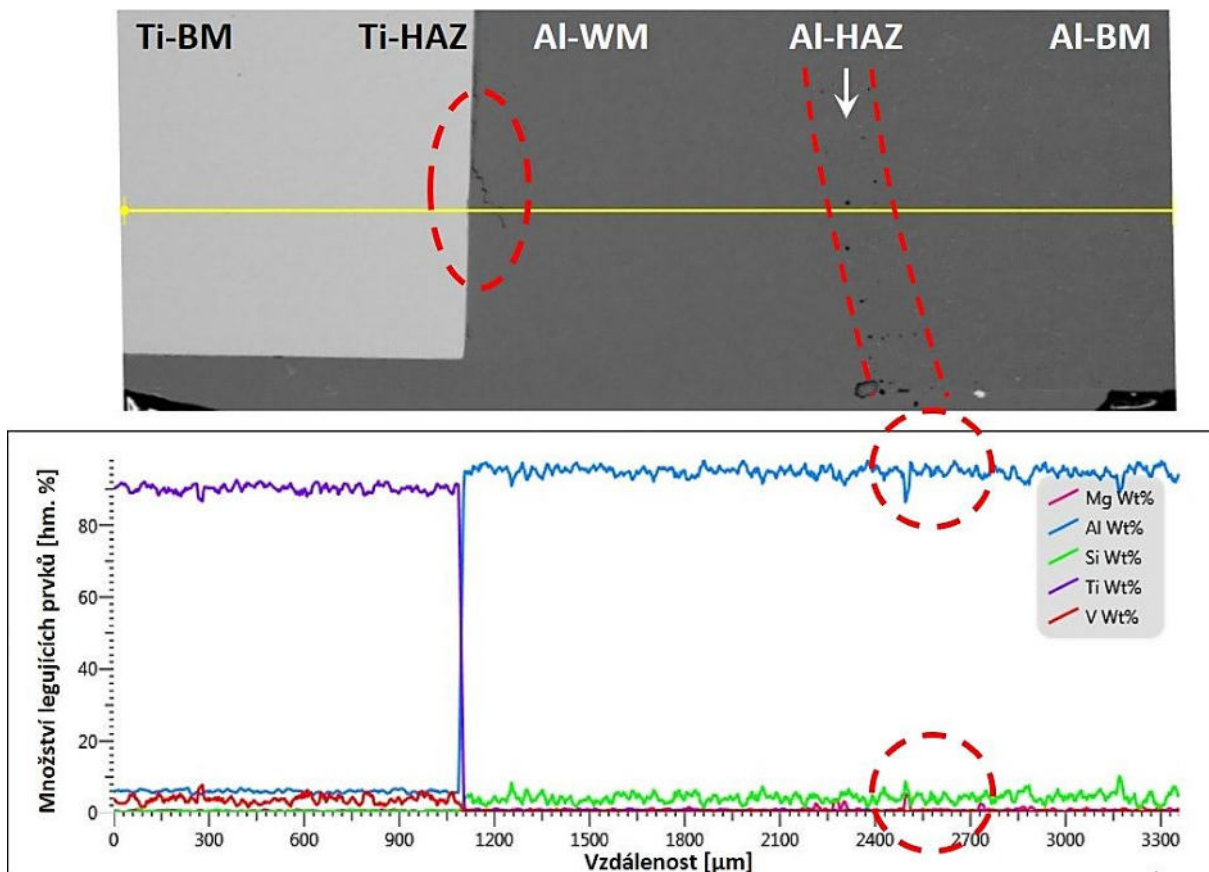
V případě offsetu 0,35 mm směrem do Al-BM byly v závislosti na použité v pozorovány dva odlišné typy rozhraní Al-WM/Ti-HAZ. Při vyšších rychlostech došlo k omezenému promísení BM, které se projevilo „jazyky“ Ti-IMC uvnitř Al-WM (Obr. 115a). Promísení BM bylo pozorováno v kořenové části svaru pouze na vzorcích VI-1 a VI-6 (Obr. 115f). Při detailním studiu lze pozorovat

vícefázovou vrstvu na rozhraní Al-WM/Ti-HAZ dekorovanou menším množstvím jehlic Al_3Ti (Obr. 115c). Mikrostruktura této vrstvy se podobá mikrostruktuře „jazyků“ a ostrůvků IMC zachycených uvnitř Al-WM (Obr. 115e). Uvnitř jednotlivých ostrůvků IMC došlo vlivem omezených deformačních schopností IMC fáze ke vzniku mikrotrhlin. Naopak při omezeném mísení lze v okolí hlavy svaru pozorovat početnější a rozměrnější jehlice a klastry fáze Al_3Ti (Obr. 115b a Obr. 115d). Tyto jehlice a klastry byly při offsetu 0,35 mm pozorovány uvnitř Al-WM dále od rozhraní s Ti-HAZ.

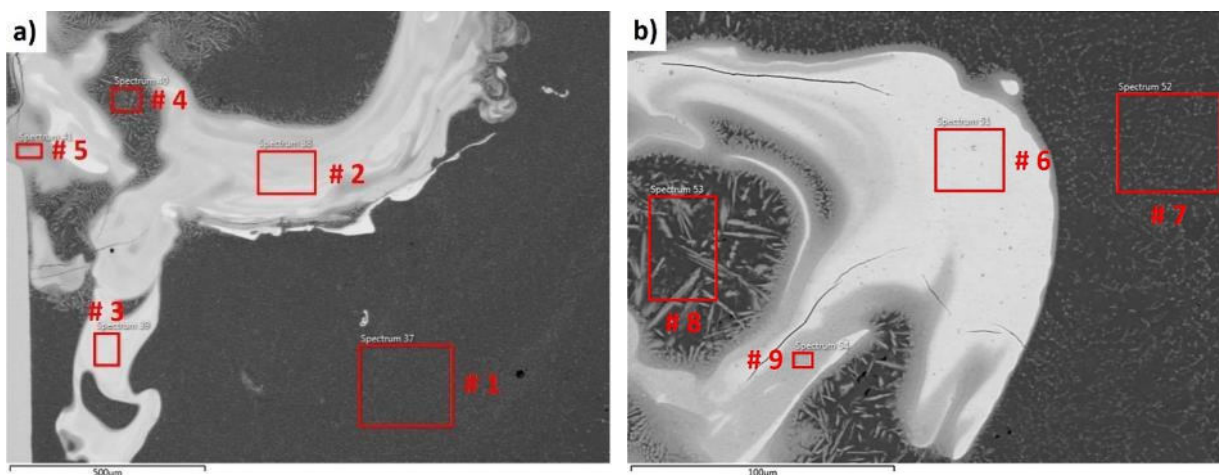
Během liniové EDS analýzy nebylo potvrzeno promísení Ti uvnitř Al-WM, ačkoliv lze na rozhraní Al-WM/Ti-HAZ pozorovat drobné nerovnosti, které lze pozorovat při částečném natavení druhého materiálu (Ti-BM) při svařování-pájení (Obr. 116). V takovémto případě mohlo dojít k rozpuštění malého množství Ti uvnitř α -Al nebo k vzniku drobných částic Al_3Ti , které jsou, díky své velikosti, pod rozlišovací schopností použité analýzy. V blízkost kořene lze pozorovat výraznější rozptyl koncentrace analyzovaných prvků (Obr. 117) v porovnání se středovou částí svaru. Rozptyl byl pravděpodobně zapříčiněn použitím vyklonění EB směrem k Ti-BM, což by potvrzovalo, že vykloněním EB lze dodávat dostatečnou energii pro svařování-pájení v kořenové části svaru. Zlepšení kvality kořene je jednou z možných cest, jak zvýšit pevnostní a deformační charakteristiky svařovaných-pájených heterogenních svarů. Vnesení dostatečné energie je však spojeno s vyššími gradienty T , které podporují vznik krystalizačních trhlin na rozhraní Al-WM/Ti-HAZ. EDS analýza potvrdila vznik výrazné Al-HAZ, která se projevila změnami koncentrace, a to především Al a Mg v dané oblasti.



Obr. 116 Liniová EDS analýza rozhraní vzorku VI-4.



Obr. 117 Liniová EDS analýza rozhraní Al-WM/Ti-HAZ obsahujícího trhliny (kořen vzorku VI-5).



Obr. 118 Pozice jednotlivých měření plošných EDS analýz IMC fází: a) „jazyk“ IMC fáze uvnitř Al-WM (hlava vzorku VI-1) a b) ostrůvek IMC fáze v kořenové části Al-WM (vzorek VI-6).

Po liniové EDS analýze následovala plošná analýza zaměřená na určení chemického složení jednotlivých ostrůvků IMC a jejich fázového složení (Tab. 52). Ačkoliv došlo jen k omezenému promísení BM, získané výsledky se shodují s výsledky z experimentálních sérií s větším podílem Ti-IMC (např. série Al/Ti-II). Ve vzdálenosti více jak 50 μm od ostrůvku IMC (Obr. 118a) byl Al-WM tvořen pouze zrn $\alpha\text{-Al}$ obklopené směsí prvků nerozpuštěných v tuhém roztoku (#1 a #7). Jádru jednotlivých oblastí IMC bylo opět tvořeno IMC nejbohatší na Ti – AlTi_3 (#6). V případě výraznějšího promísení a v blízkosti jádra oblasti IMC se vyskytovala směs fází $\text{AlTi}_3 + \text{AlTi}$ (#2 a #9). Vnější oblasti ostrůvků IMC obsahující vyšší podíl Al byly dle výsledků plošné EDS analýzy tvořeny směsí tří fází: $\text{AlTi} + \text{Al}_2\text{Ti} + \text{Al}_5\text{Ti}_3$ (#3 a #5). Největším rozdílem

oproti předchozím výsledkům byl omezený výskyt jehlic Al_3Ti . Jehlice a klastry Al_3Ti se vyskytovaly především v hlavách svarů, u kterých došlo k promísení nebo vyhrátí této oblasti a v menší míře uvnitř Al-WM blíže k Al-BM. Mimo hlavy svarů využívajících vyklonění EB byla fáze Al_3Ti pozorována v okolí zachycených ostrůvků Ti-IMC (#4 a #8), která na rozdíl od předchozích experimentů vznikala jen v Al-WM který byl uzavřen mezi Ti-HAZ a Ti-IMC (Obr. 118c). Výskyt této fáze pouze v uzavřených oblastech potvrzuje omezené mísení BM a dostatečnou rychlost ochlazování, která nepodporuje rozpouštění Ti z Ti-IMC a Ti-HAZ do okolního Al-WM.

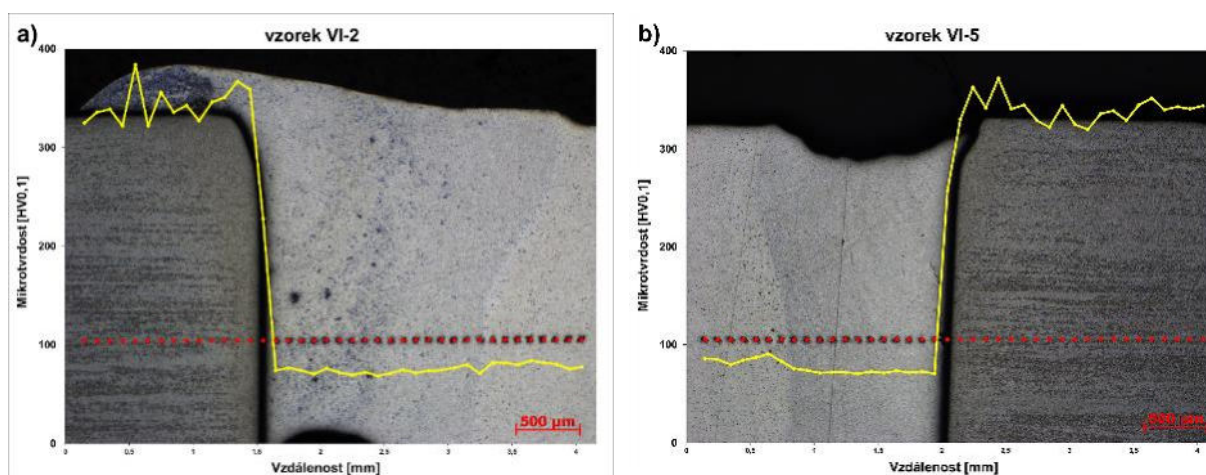
Tab. 52 Výsledky plošných EDS analýz IMC fází (pozice jednotlivých spekter je uvedena na Obr. 118a a Obr. 118b).

spektrum	koncentrace [at. %]										fáze
	Al	Ti	Mg	Si	Mn	Fe	Cu	V	Cr	Ni	
# 1	97,3	0,2	0,6	0,8	0,1	0,6	0,4	-	-	-	$\alpha-Al$
# 2	33,9	51,3	-	0,7	0,6	11,4	-	0,6	1,5	-	$AlTi_3 + AlTi$
# 3	67,5	22,6	-	0,5	0,5	6,2	0,3	0,5	1,5	0,4	$AlTi + Al_2Ti + Al_5Ti_3$
# 4	93,3	3,9	0,7	0,7	0,2	0,8	0,2	0,1	0,1	-	$\alpha-Al + Al_3Ti$
# 5	63,0	28,3	-	0,6	0,4	6,5	-	0,4	0,8	-	$AlTi + Al_2Ti + Al_5Ti_3$
# 6	32,8	61,5	-	0,6	0,7	2,6	-	0,8	1,0	-	$AlTi_3$
# 7	97,6	0,2	0,7	-	0,2	1,0	0,2	-	0,1	-	$\alpha-Al$
# 8	91,8	4,9	0,8	0,9	0,2	1,2	0,2	-	0,1	-	$\alpha-Al + Al_3Ti$
# 9	42,8	43,6	-	0,8	0,5	11,0	-	0,5	0,8	-	$AlTi_3 + AlTi$

Tab. 53 Průměrné hodnoty mikrotvrdosti (HV0,1) jednotlivých oblastí na vzorcích svařovaných s offsetem a vykloněním EB.

vzorek	Ti-BM	Ti-HAZ	Al-WM	Al-BM
VI-1	340 ± 15	363 ± 34	87 ± 2	80 ± 2
VI-2	341 ± 16	371 ± 12	74 ± 3	82 ± 5
VI-3	356 ± 21	348 ± 0	68 ± 3	78 ± 3
VI-4	357 ± 38	363 ± 6	72 ± 2	82 ± 4
VI-5	345 ± 23	353 ± 23	73 ± 3	86 ± 3
VI-6	365 ± 29	379 ± 25	74 ± 3	85 ± 5

SR*) – směsné rozhraní mezi Al-WM/Ti-IMC a Al-WM/Ti-HAZ



Obr. 119 Průběh mikrotvrdosti přes heterogenní svarové spoje při použití: a) offsetu EB 0,35 mm do Al-BM a b) kombinace offsetu a vyklonění EB

Porovnání charakteristických průběhů mikrotvrdosti přes jednotlivé typy svarů série Al/Ti-VI je uvedeno na Obr. 119a a Obr. 119b. Ačkoliv oba průběhy znázorňují jednotlivé typy svarů, jejich trend se výrazně neliší. Tyto výsledky podporují také průměrné hodnoty mikrotvrdosti jednotlivých oblastí, získané ze všech svarů série Al/Ti-VI (Tab. 53). Jediným rozdílem byla průměrná mikrotvrdost Al-WM vzorku VI-1. Oproti ostatním vzorkům této série má Al-WM vzorku VI-1

vyšší průměrnou mikrotvrdotost než Al-BM. V porovnání se vzorkem VI-2 bylo uvnitř Al-WM vzorku VI-1 menší množství jehlic Al_3Ti . Vyšší průměrná hodnota Al-WM (VI-1) byla spíše zapříčiněna rychlejším ochlazením tuhacího WM než vylučováním fáze Al_3Ti . Ve svarech kombinujících offset a vyklonění EB nebyly pozorovány jehlice Al_3Ti uvnitř Al-WM a v kombinaci s absencí rozpuštěných fází potřebných pro precipitační zpevnění Al-BM vykazovaly tyto vzorky nejnižší hodnoty mikrotvrdotosti Al-WM.

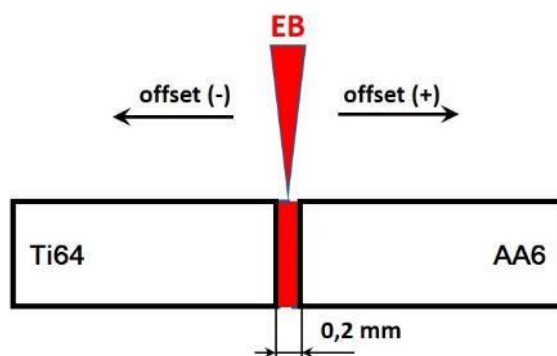
5.2.7. Série Al/Ti-VII

Série Al/Ti-VII byla zaměřena na využití přídavného materiálu ve formě tenkých fólií s tloušťkou 0,2 mm vložených mezi základní materiály a offsetu EB dle Obr. 120. Cílem experimentů bylo zhodnocení vlivu přídavného materiálu (FM) na promísení BM a podmínky tuhnutí. Jako FM byly zvoleny tyto tři komerčně čisté materiály:

- Ni (99,60 %) fólie ve formě pásku ($w = 6,5$ mm); dle DIN 17 740
- Ta (99,95 %) fólie ve formě pásku ($w = 5,0$ mm); dle ASTM B708
- Cu (99,90 %) fólie ve formě pásku ($w = 8,5$ mm); dle EN CW024A.

Tab. 54 Srovnání vybraných fyzikálních vlastností použitých BM a FM v sérii Al/Ti-VII [8, 66, 82, 88, 89].

	Al-BM	Ti-BM	FM-Ni	FM-Ta	FM-Cu
T_m [°C]	641	1659	1453	2996	1083
λ [$\text{W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$]	165,0	6,7	91,9	54,0	350,0
α_l [$10^{-6}/\text{K}^{-1}$]	23,5	9,6	4,1	6,5	17,7
c [$\text{J}\cdot\text{kg}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$]	895	526	440	141	385



Obr. 120 Schéma heterogenních svarových spojů s FM.

Tab. 55 Procesní parametry EBW použité v sérii Al/Ti-VII a tloušťka BM.

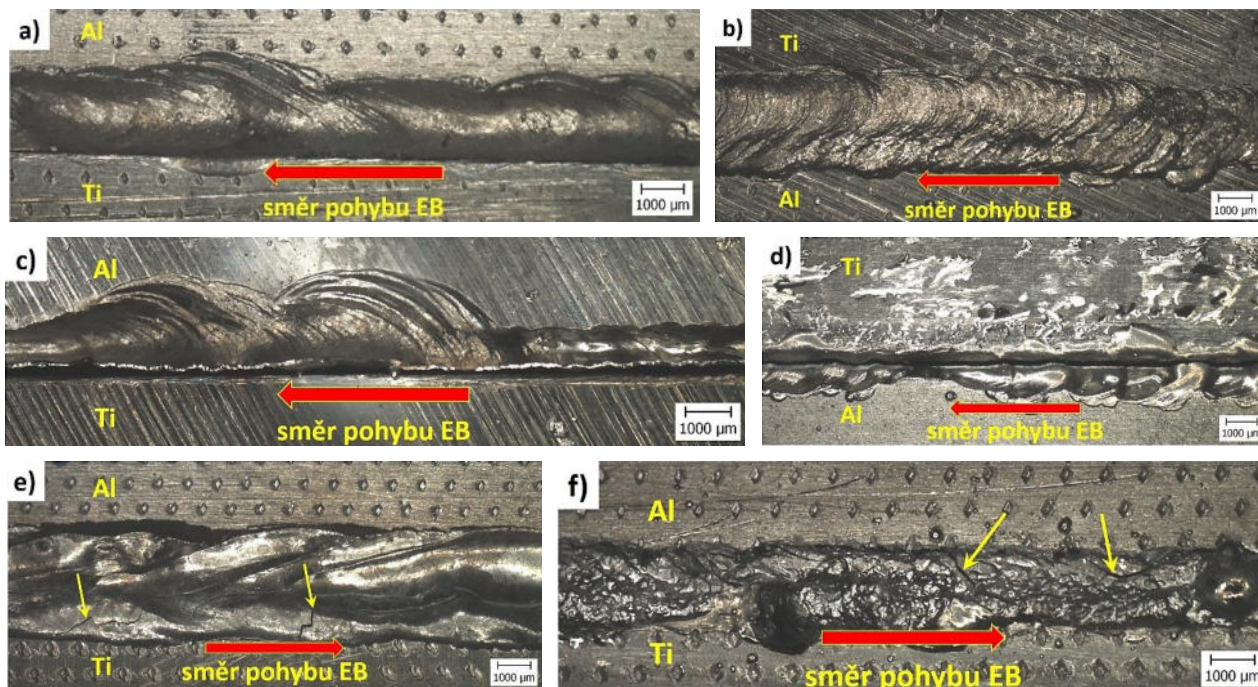
vzorek	U_a [kV]	I_b [mA]	d_{spot} [mm]	f [Hz]	v [$\text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$]	$SURF$ [mA]	offset EB* [mm]	FM	t [mm]	P_b [kW]	Q_{eb} [$\text{J}\cdot\text{mm}^{-1}$]
VII-1	120	13	0,2	500	10	0	0	Ni	7,0	1,56	156
VII-2	120	13	0,2	500	10	0	0,35	Ni	7,0	1,56	156
VII-3	120	13	0,2	500	10	0	0,35	Ta	7,0	1,56	156
VII-4	120	22	0,2	500	15	-3	0	Cu	8,5	2,64	176
VII-5	120	22	0,2	500	15	-3	0,25	Cu	8,5	2,64	176
VII-6	120	22	0,2	500	15	-3	-0,25	Cu	8,5	2,64	176
VII-7	120	15	0,2	500	10	-3	0,25	Cu	8,5	1,80	180

*) směr offsetu EB dle Obr. 120

O volbě FM rozhodovala především jejich dostupnost v požadované formě a také jejich specifické fyzikální vlastnosti (Tab. 54). Zvolené materiály jsou vhodné pro svařování a také pájení. Pouze FM-Ta s příliš vysokou T_m neumožňuje pájení. Systémy Al-Cu-Ti, Al-Ni-Ti a Al-Ta-Ti byly popsány v pracích [90–92], které byly použity pro odhad vzniklých fází. Ve zvolených systémech

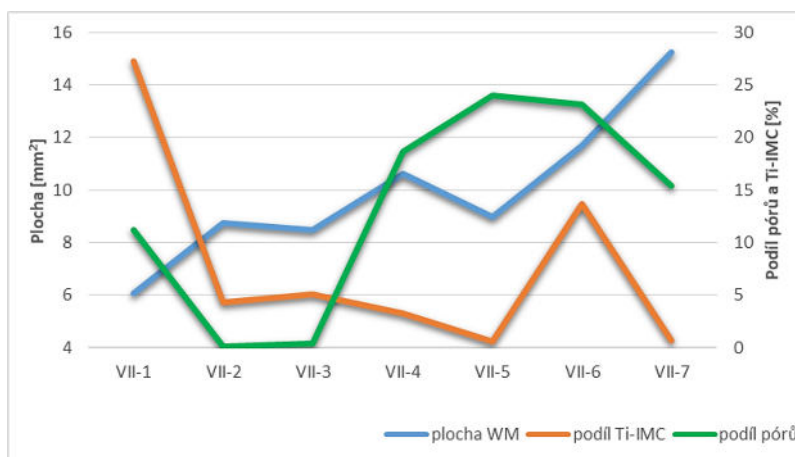
dochází při výrazném promísení ke vzniku IMC. Výjimku tvoří binární systém Ti-Ta, jelikož Ta patří mezi legující prvky stabilizující fázi β -Ti (Obr. 19). Experimenty provedené v sérii Al/Ti-VII tak kombinovaly přímé svařování heterogenních svarů s FM a svařování s offsetem EB při použití FM. Použité procesní parametry jsou uvedeny v Tab. 55. Jelikož v předchozí sérii nebyl potvrzen vliv menší t svařovaných materiálů na výslednou kvalitu svarů, mohla být u vzorků VII-1 až VII-3 použita $t = 7$ mm. Redukce t byla spojena s menší tloušťkou FM-Ni a FM-Ta. Pro zajištění natavení BM a FM byla použita nižší v (VII-1 – VII-3). V případě použití FM-Cu byl zvýšen výkon EB kvůli vysoké λ Cu, tak aby bylo dodáváno potřebné množství Q_{eb} pro natavení celé t svaru.

Analýza vzhledu svarové housenky v hlavě a kořeni Al/Ti svarů s FM naznačila očekávaný negativní vliv zvolených FM na výsledné svarové spoje. Vzorky ze série Al/Ti-VII lze dle vzhledu hlavy a kořene rozdělit do tří skupin. První skupina obsahuje relativně souvislou hlavu a kořen (Obr. 121b) heterogenního svarového spoje vzorku VII-2. Na vzorku VII-2 byla použita kombinace FM-Ni a offsetu EB do Al-BM. Za těchto podmínek kopírovala svarová housenka v hlavě svaru rozhraní s Ti-BM, zatímco na straně Al došlo k promísení WM s Al-BM (Obr. 121a). Druhou skupinu zastupují prasklé svary. Při tuhnutí WM vzorků VII-1 a VII-3 došlo ke vzniku lomové plochy podél celého rozhraní Al-BM/FM/Ti-BM (Obr. 121c). Na snímku Obr. 121d lze na straně Ti pozorovat rozstřík tenké vrstvy kovu, která byla nejspíše tvořena neroztaveným FM-Ta vytlačeným ze WM. Vytlačení FM-Ta ze WM je podporováno vysokou T_m Ta, rychlostí ochlazování a pohybem taveniny po stěnách keyhole. Poslední skupinu zastupují svary, kde byl použit FM-Cu (VII-4 – VII-7). U těchto svarů se vyskytovaly dva extrémy, a to souvislá housenka (Obr. 121e) a nesouvislá housenka s rozstříkem WM do okolí (Obr. 121f). Společným znakem těchto svarů byla přítomnost nepropojených trhlin uvnitř WM. Poloha trhlin je označena žlutými šipkami na Obr. 121e a Obr. 121f. Tyto trhliny pravděpodobně vznikají vlivem rychlého ochlazení WM a předchozího výrazného promísení BM s FM-Cu způsobujících vznik křehkých IMC. Příznivější vzhled svarové housenky byl, stejně jako u vzorku VII-2, spojen s offsetem EB do Al-BM (VII-5 a VII-7).



Obr. 121 Morfologie svarových housenek heterogenních svarů Al/Ti s FM: a) souvislá hlava vzorku VII-2; b) souvislý kořen vzorku VII-2; c) trhlina v hlavě vzorku VII-3 orientovaná podél rozhraní; d) trhlina v kořeni vzorku VII-1 orientovaná podél rozhraní; e) souvislá hlava vzorku VII-5 s trhlinami a f) kořen vzorku VII-6 s trhlinami.

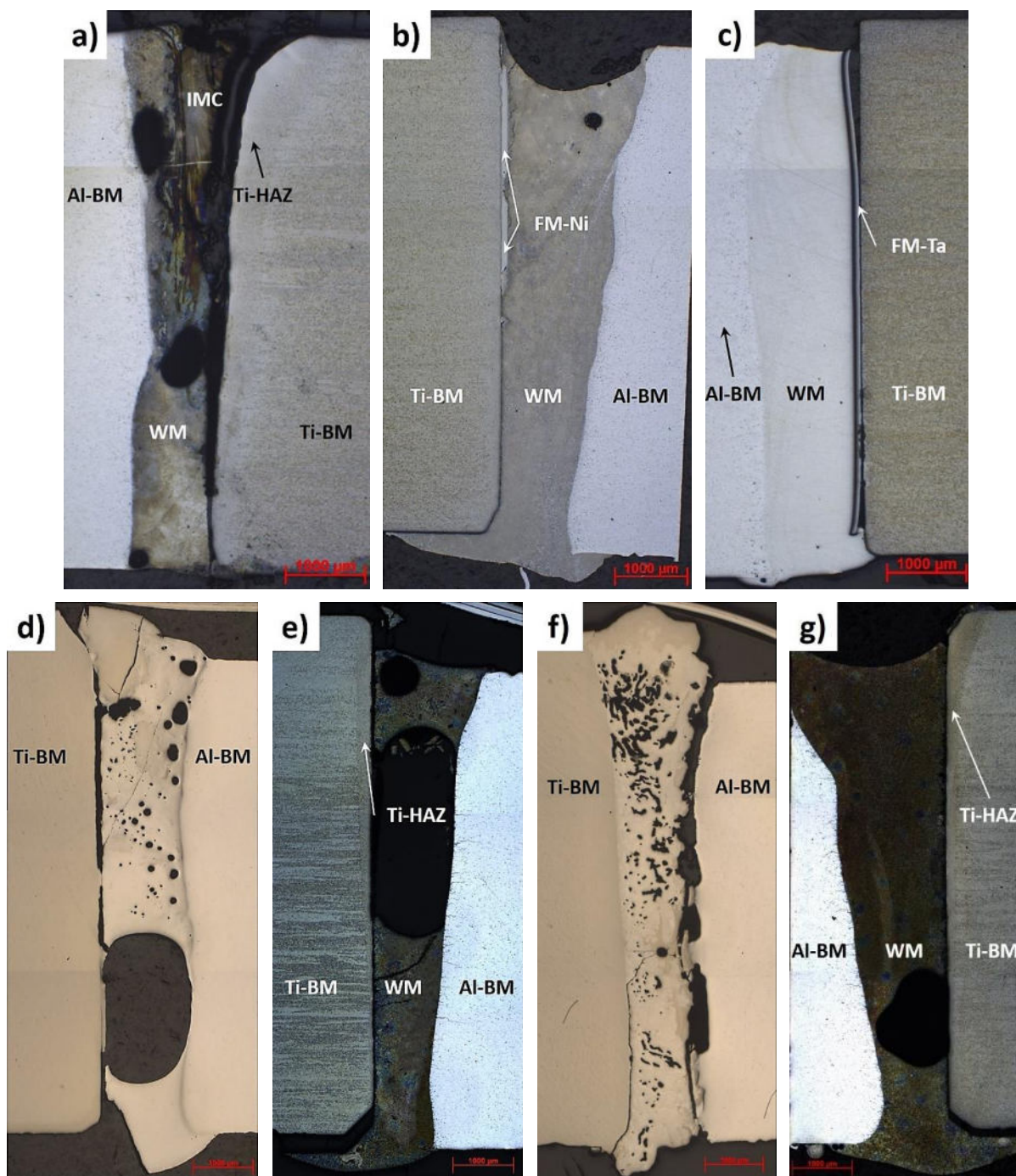
Hodnocení struktury heterogenních EB svarů s využitím FM potvrdilo rozdílné podmínky tuhnutí WM, které se vyznačují nehomogenním fázovým složením a velkým počtem svarových vad. Porovnání jednotlivých příčných řezů a morfologií svarových housenek odhalilo souvislost mezi kvalitou housenky a WM. Lze tak pro prvotní odhad podmínek tuhnutí heterogenních svarů použít jako indikátor vzhled hlavy a kořene EB svarů. Nejlepších výsledků bylo dosaženo při použití FM Ni a offsetu EB o 0,35 mm do Al-BM. Ačkoliv se hlava svaru zdála celistvá, došlo v této oblasti k nežádoucímu propadu WM až o 0,82 mm pod povrch Al-BM. Propad hlavy byl způsoben protečením WM v kořenové části spoje. Z hlediska zbylých hodnocených charakteristik bylo na vzorku VII-2 dosaženo nejmenší porozity (<0,2 %) a také nejmenšího podílu objemných IMC (< 4,3 %) – v tomto případě byly do podílu IMC započítán také nerozpuštěný FM-Ni (Obr. 123b). Kombinací použitého Q_{eb} a offsetu EB 0,35 mm do Al-BM nebylo dosaženo podmínek pro rozpuštění celého FM-Ni. Druhou skupinu heterogenních svarů s FM zastupují vzorky VII-1 a VII-3, ačkoliv se struktura svarových spojů lišila, došlo během tuhnutí v obou případech k rozlomení svarového spoje. Přestože byly použity rozdílné FM a odlišné nastavení EB, vznikla v obou případech lomová plocha na rozhraní s Ti-HAZ. V případě vzorku VII-1 bylo toto rozhraní tvořeno Ti-HAZ/IMC a Al-WM/Ti-HAZ (Obr. 123a). Kombinace materiálu s vysokou T_m a offsetu EB směrem do Al-BM vedla k tavení pouze Al-BM, zatímco prakticky vůbec nedošlo k natavení FM-Ta. Vznikl tak pájený spoj mezi Al-WM a FM-Ta. Na rozhraní FM-Ta/Ti-HAZ nedošlo k reakci mezi materiály a na rozhraní vznikla mezera podél celé linie svaru (Obr. 123c).



Obr. 122 Průměrná velikost plochy WM, podílu IMC a pórů heterogenních svarů svařovaných s FM.

Poslední skupinu využívající FM-Cu, lze rozdělit na podskupinu využívající offset EB do Al-BM (VII-5 a VII-7) a podskupinu bez offsetu EB k Al-BM (VII-4 a VII-6). Výrazným přínosem offsetu směrem k Al-BM je redukce vzniku souvislých oblastí IMC při výrazném promísení Al-WM s FM-Cu (Obr. 123g). Jak je znázorněno na Obr. 122 podíl souvislých IMC byl na vzorcích VII-5 a VII-7 nejnižší (< 0,64 %). Použité nastavení EB podporovalo vznik souvislé hlavy a kořene svarů s offsetem EB do Al-BM. Společným znakem všech vzorků s FM-Cu byl výrazný podíl pórů uvnitř WM (Obr. 123e a Obr. 123f). Nejnižší porozita (15,4 %) byla naměřena na vzorku VII-7, tohoto výsledku bylo dosaženo díky nižší v , která umožnila intenzivnější únik par ze WM. Za zmínku stojí také rozdílný typ pórů v závislosti na použitém offsetu EB. Offset EB do Al-BM umožnil promísení FM-Cu s Al-BM, avšak redukoval množství souvislých IMC a tím mohlo dojít ke koalescenci jednotlivých pórů. Uvnitř WM vzorků VII-5 a VII-7 tak vznikaly převážně makro póry. Nehomogenní podmínky tuhnutí WM vzorků VII-4 a VII-6 se projevíly nesouvislou hlavou a kořenem svarů a vyšším podílem IMC. Z hlediska množství IMC měl, stejně jako v sérii Al/Ti-II, nejhorší vliv posun EB směrem do Ti-BM, kdy plocha IMC zabírala 13,6 % z celkové plochy WM. Nezávisle na použitém offsetu EB podporuje přítomnost FM-Cu tvorbu trhlin. Trhliny uvnitř oblasti IMC jsou spojeny se špatnými deformačními charakteristikami IMC

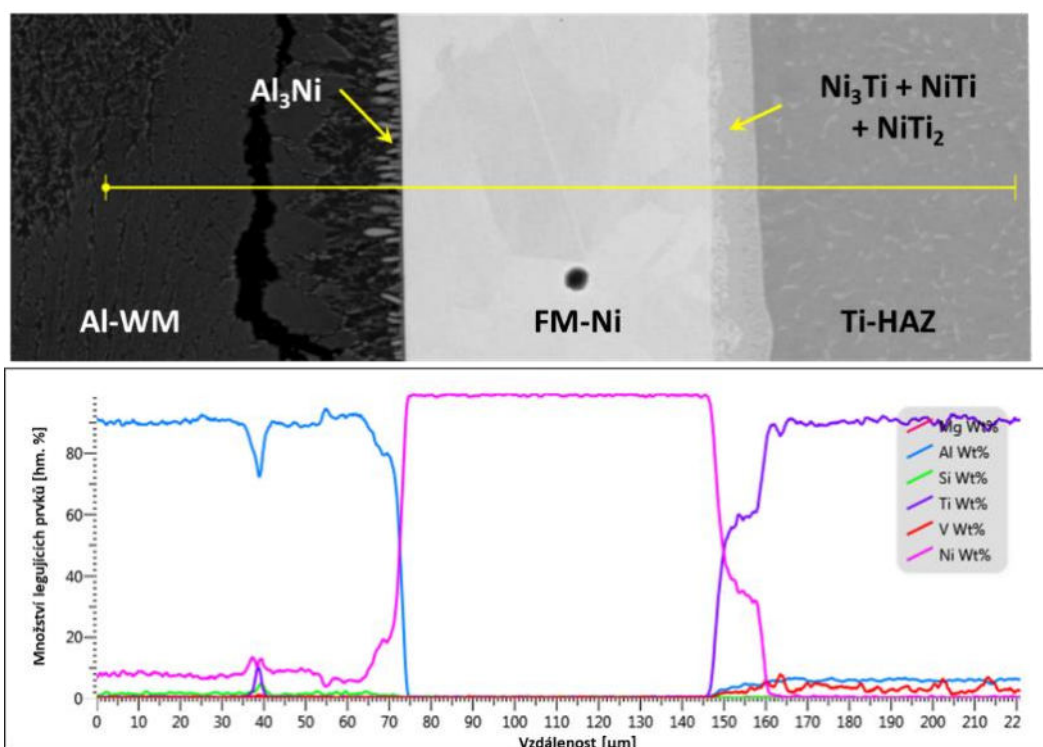
(Obr. 123a). Trhliny uvnitř WM pak naznačují výrazné zkřehnutí Al-WM při vyšších obsazích Cu (Obr. 123e). Nejslabším místem heterogenních svarů využívajících FM vždy bylo rozhraní FM s méně vyhřátým BM, a to i v případě kdy byl použit FM-Ta tvořící s Ti tuhý roztok β -(Ti, Ta). Porušení vzorku na daném rozhraní tak záviselo na použití offsetu EB v kombinaci s rozdílnými fyzikálními charakteristikami použitých materiálů.



Obr. 123 Struktura heterogenních EB svarů využívajících FM: a) FM-Ni (VII-1); b) FM-Ni s offsetem do Al-BM (VII-2); c) FM-Ta s offsetem do Al-BM (VII-3); d) FM-Cu (VII-4); e) FM-Cu s offsetem do Al-BM (VII-5); f) FM-Cu s offsetem do Ti-BM (VII-6) a g) FM-Cu s offsetem do Al-BM (VII-7).

Jak je patrné z Obr. 123a a Obr. 123d, při použití FM bez offsetu EB směrem k jednomu BM došlo k výraznému promíslení FM s natavenými BM s následným porušením svaru na rozhraní Ti-HAZ/IMC a Al-WM/Ti-HAZ. V případě vzorku VII-1 s FM-Ni došlo ke vzniku největšího podílu souvislých IMC. Souvislé oblasti IMC se vyskytovaly v blízkosti Ti-BM a jejich chemické

složení záviselo na poloze uvnitř svaru. Chemické a fázové složení Ti-HAZ se výrazně neměnilo, pouze na popraskaném rozhraní Ti-HAZ/IMC zůstala tenká vrstva NiTi_2 , přes kterou se šířila trhlinka. V blízkosti hlavy svaru, kde lze očekávat větší podíl nataveného Ti-BM odpovídalo dle [90] průměrné chemické složení IMC směsi $\text{Al}_{13}\text{Ni}_2\text{Ti}_5$; Al_2NiTi ; Al_3NiTi_2 a AlTi . Ve středu svarových spojů došlo k natavení menšího množství Ti-BM, což zapříčinilo změnu fázového složení (Al_2NiTi ; Al_3NiTi_2 , AlTi a $\alpha\text{-Al}$). Kořen svaru VII-1 a Al-WM v blízkosti Al-BM byl tvořen $\alpha\text{-Al}$ a fázemi Al_3Ti a Al_3Ni . Stejný efekt byl pozorován v předchozích sériích, a to především u série Al/Ti-I a Al/Ti-II. V blízkosti Al-BM obsahoval Al-WM dostatečné množství prvků umožňujících tvorbu Al_3Ni a Al_3Ti fází uvnitř $\alpha\text{-Al}$.

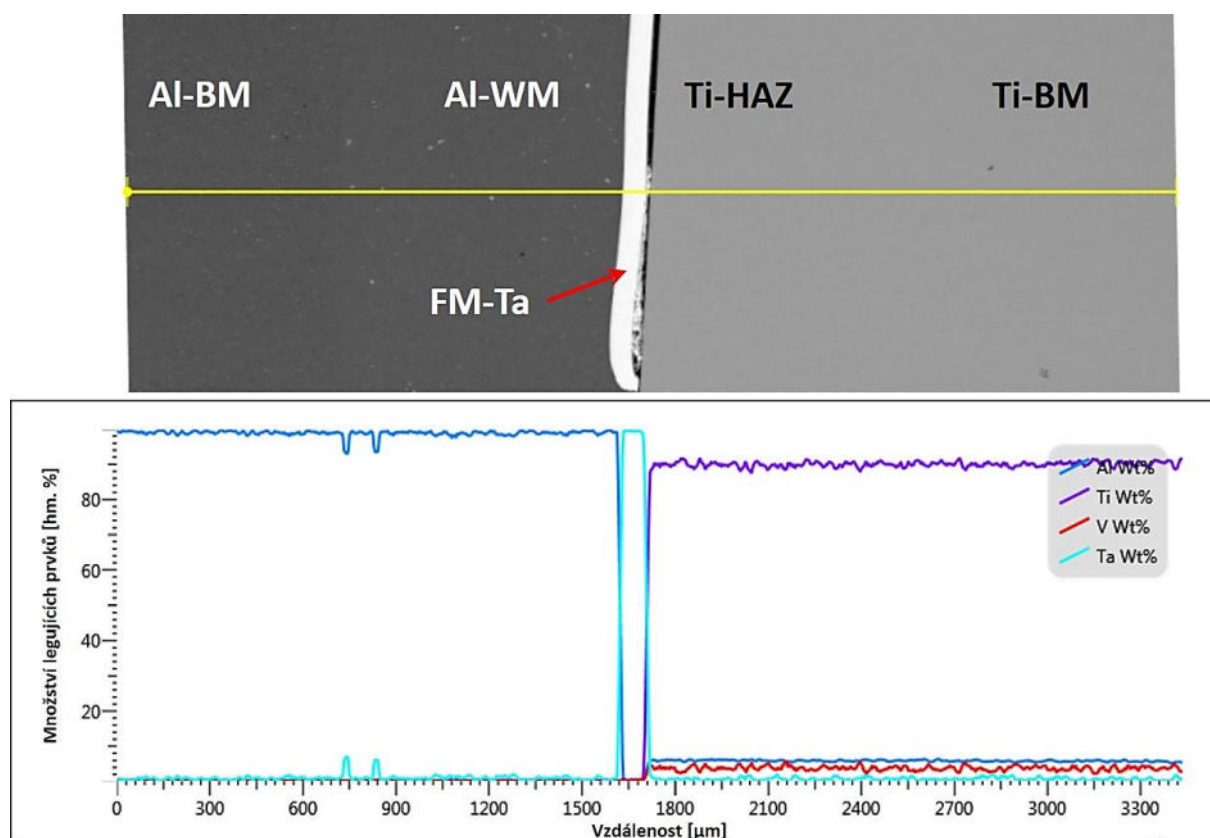


Obr. 124 Liniová EDS analýza rozhraní Al-WM/FM-Ni/Ti-HAZ vzorku VII-2.

Použití offsetu EB směrem do Al-BM zapříčinilo omezené tavení FM-Ni. Dle průměrného chemického složení Al-WM ($\text{Ni} < 10 \text{ wt. } \%$) obsahoval $\alpha\text{-Al}$ a fázi Al_3Ni s malým množstvím Al_3Ti . Největší množství fáze Al_3Ni lze pozorovat na rozhraní Al-WM/FM-Ni (Obr. 124). Ke vzniku této fáze dochází stejně jako v případě fáze Al_3Ti (Obr. 88c), kdy dochází k difuzi atomů Ni (resp. Ti) z FM-Ni do tuhneícího Al-WM. Interakce FM-Ni tvořené zrnky tuhého roztoku $\gamma\text{-Ni}$ probíhala také na rozhraní FM-Ni/Ti-HAZ. Ohřev a natavení rozhraní zapříčinil růst difúzní vrstvy s rozsahem chemického složení odpovídající fázím Ni_3Ti ; NiTi a NiTi_2 . Omezené natavení bylo pozorováno na koncích neroztaveného FM-Ni (Obr. 123b) a vedlo ke vzniku směsi IMC Al_3NiTi_2 ; AlNi_2Ti a AlNi . Vzorek VII-2 jako jediný neobsahoval souvislou trhlinku podél rozhraní FM s méně vyhrátým materiálem, ale obsahoval menší trhlinky uvnitř Al-WM v blízkosti FM-Ni. Trhlinky uvnitř Al-WM v blízkosti rozhraní byly také pozorovány u svarů s offsetem směrem k Al-BM větším jak 0,3 mm.

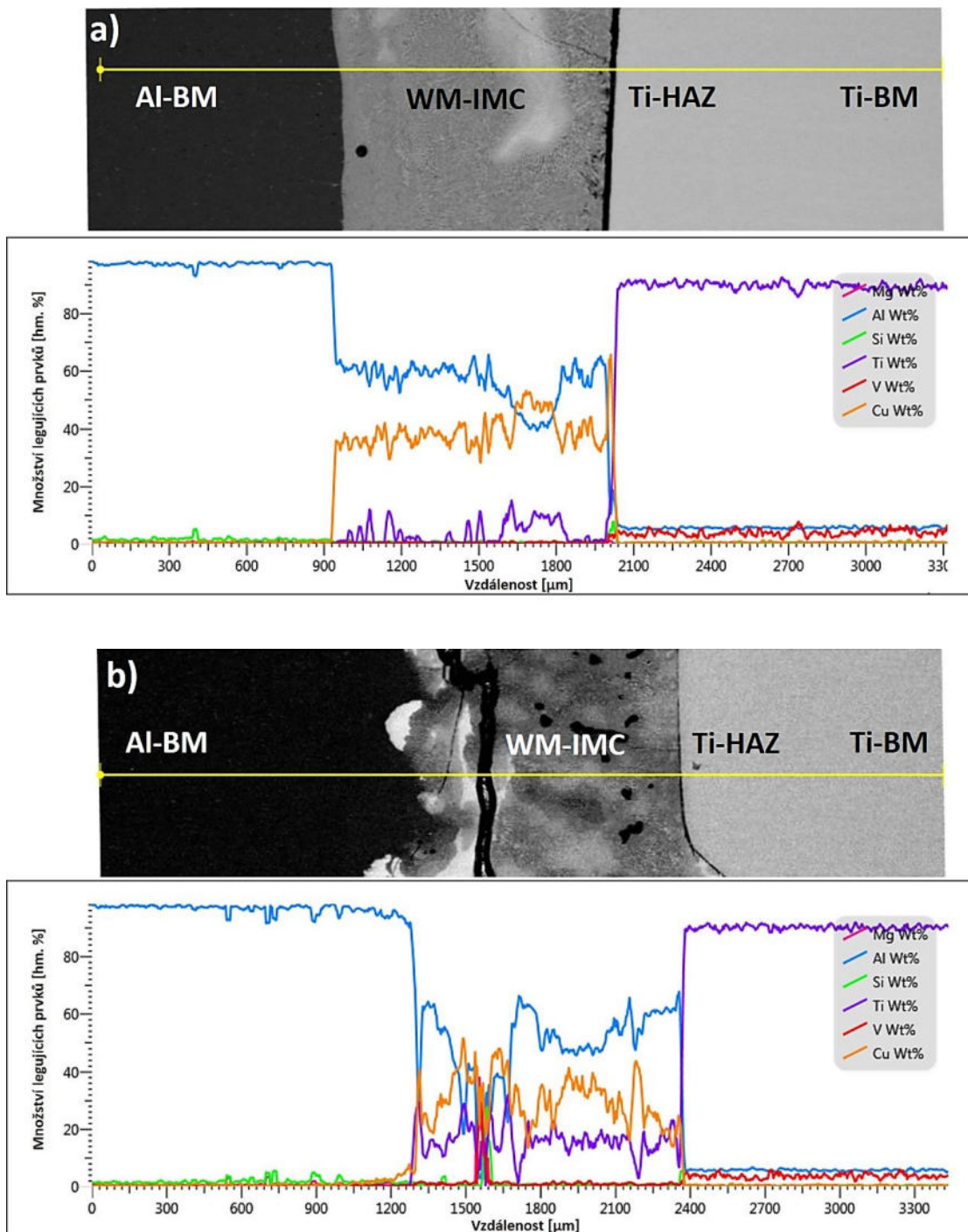
Použití offsetu EB do Al-BM spolu s FM-Ta zapříčinilo porušení svaru na rozhraní FM-Ta/Ti-HAZ, ačkoliv Ta s Ti tvoří tuhý roztok $\beta(\text{Ta}, \text{Ti})$. Porušení vzniklo vlivem tuhnutí pájeného spoje na rozhraní Al-WM/FM-Ta při smršťování roztaveného Al-WM. Jak je však patrné z Obr. 125, došlo k částečnému natavení FM-Ta, což se projevilo především v redukci t páska FM-Ta z 0,2 mm na přibližně 1/5 původní hodnoty. V případě rozpuštění Ta do Ti, které je vlivem vzniku porušení na rozhraní FM-Ta/Ti-HAZ méně pravděpodobné, lze očekávat vyšší podíl fáze $\beta\text{-Ti}$ uvnitř Ti-HAZ. Větší nasycení Ti-HAZ rozpuštěným Ta liniová EDS analýza neprokázala.

Vyšší výskyt Ta byl pozorován uvnitř Al-WM, lze tak očekávat tvorbu částic IMC Al_3Ta uvnitř $\alpha\text{-Al}$.



Obr. 125 Liniová EDS analýza heterogenního svaru s FM-Ta (vzorek VII-3).

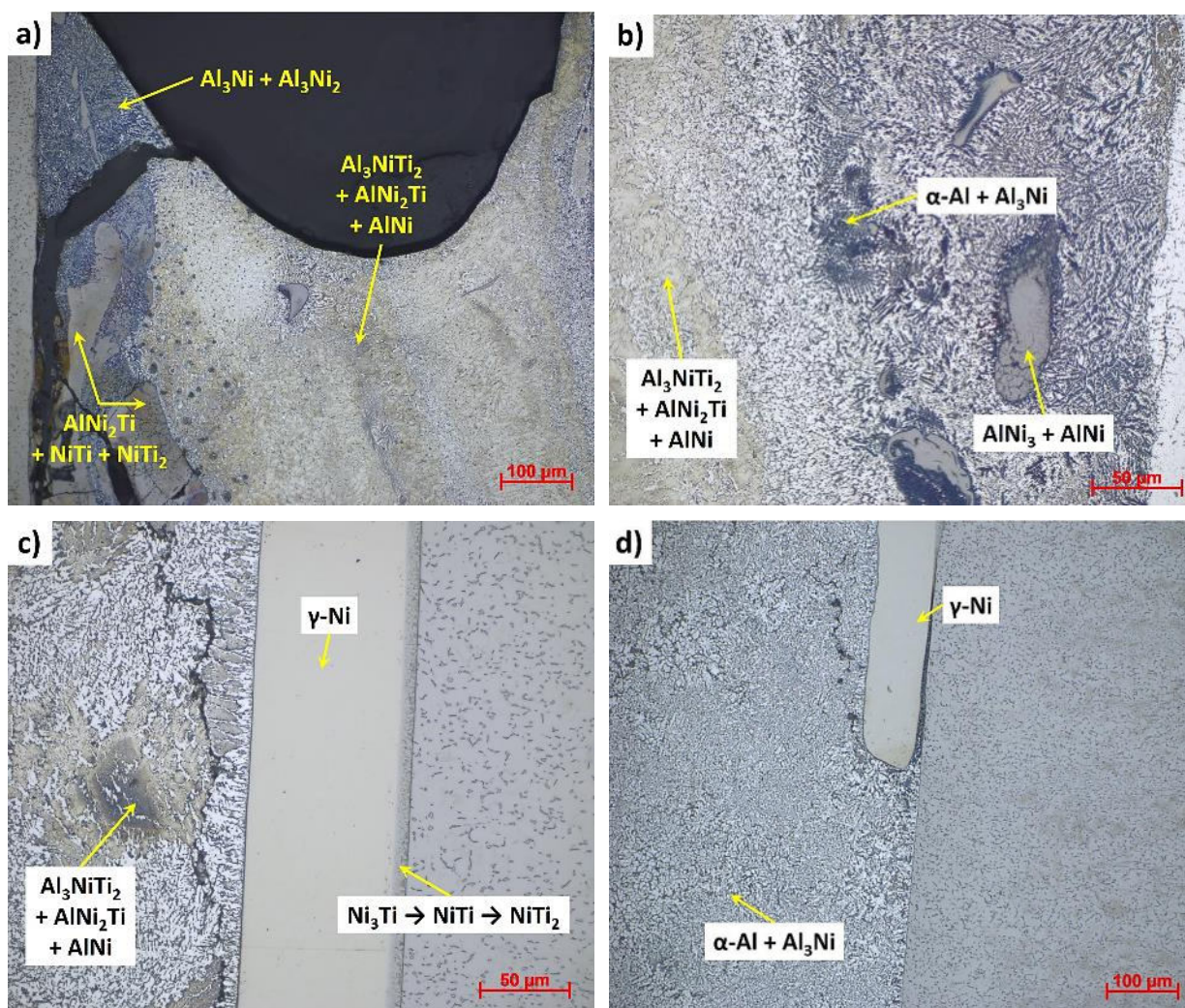
Výsledek kombinace heterogenního svaru Al/Ti s FM-Cu, jak již bylo zmíněno, výrazně závisel na použití offsetu EB. Společným znakem vzorků VII-4 – VII-7 bylo výrazné promísení FM-Cu s natavenými BM. Výrazné promísení FM-Cu s Al-BM (VII-5 a VII-7) bránilo vzniku objemných oblastí IMC, lze však očekávat výskyt směsí IMC uvnitř WM bohatého na Cu. Jak lze vidět na Obr. 126a, promísení nebylo rovnoměrné v celém WM. Na základě výsledků EDS analýzy bylo odhadnuto fázové složení WM. Lze očekávat směs $\alpha\text{-Al} + \text{Al}_2\text{Cu}$ a chemické složení ostrůvků s vyšším obsahem Cu a Ti odpovídalo složení fáze Al_5CuTi_2 . Bylo také pozorováno porušení na straně méně vyhřátého materiálu, tj. na rozhraní WM/Ti-HAZ. V případě svarů bez offsetu a s offsetem EB do Ti-BM nebylo dosaženo úplného promísení. Profil chemického složení vzorku VII-6 (Obr. 126b) vykazoval výraznější změny v porovnání se vzorky s offsetem do Al-BM. Změny chemického složení byly patrné již při pozorování WM pomocí elektronového mikroskopu. Na základě průběhu koncentrací jednotlivých prvků, lze odhadnout fázové složení WM vzorku VII-6 jako směs $\alpha\text{-Al}$, Al_2Cu , Al_3Ti , AlTi_3 a Al_5CuTi_2 . Vznik směsi takovýchto IMC podporuje také zachycení roztavených par uvnitř keyhole a omezuje možnost deformace při tuhnutí svarového spoje, což se projeví popraskáním svaru uvnitř WM.



Obr. 126 Liniová EDS analýza heterogenního svaru s FM-Cu: a) offset EB do Al-BM (VII-5) a b) offset EB do Ti-BM (VII-6).

Pro mikrostrukturní analýzu byly dále vybrány vzorky VII-2 a VII-3. Offset EB na vzorku VII-2 směrem do Al-BM, při použití shodných procesních parametrů jako na vzorku VII-1, vedl k částečnému roztavení FM-Ni a k natažení omezeného množství Ti-BM v hlavě svaru (Obr. 127a). Výrazným znakem vzorku VII-2 byla, v porovnání se vzorkem VII-1, absence souvislé oblasti IMC a rozdílná mikrostruktura Al-WM v hlavě a kořeni svaru. Ačkoliv byl použit offset EB 0,35 mm a EB s $d_{spot} = 0,2$ mm, došlo vlivem teplotní vodivosti k vyhřátí a natažení Ti-BM/Ti-HAZ a interakci Ti-HAZ s FM-Ni. Hlava svaru obsahovala ostrůvky IMC zachycené v blízkosti neroztaveného Ti-HAZ. Ostrůvky IMC obsahovaly vyšší podíl Ni s chemickým složením (7 at. % Al – 31 at. % Ni – 60 at. % Ti) odpovídajícím směsi fází $AlNi_2Ti$, $NiTi$ a $NiTi_2$. Nad těmito ostrůvky byla oblast jemných částic s minimálním podílem Ti, naměřené množství Al a Ni

(74 at. % Al – 26 at. % Ni) odpovídalo fázím Al_3Ni a Al_3Ni_2 . Uvnitř hlavy svaru, kde WM nebyl v kontaktu s rozhraním Ti-HAZ nebo Al-BM, došlo k promísení obou BM s FM-Ni. Průměrné chemické složení této části WM (39 at. % Al – 36 at. % Ni – 23 at. % Ti) odpovídá směsi fází Al_3NiTi_2 , AlNi_2Ti a AlNi s malým množstvím $\alpha\text{-Al}$. V blízkosti rozhraní Al-BM/Al-WM hlavy vzorku VII-2 byla opět pozorována lokální oblast bohatá na Ni (Obr. 127b). Vznik této oblasti byl podpořen pohybem taveniny uvnitř keyhole. Obsah Ni však byl nižší než u rozhraní s Ti-HAZ (86 at. % Al – 12 at. % Ni – 0,2 at. % Ti) a mikrostruktura této oblasti byla tvořena $\alpha\text{-Al}$ s klastry a jehlicemi fáze Al_3Ni . Vlivem proudění taveniny, byly také zachyceny ostrůvky IMC na rozhraní s Al-BM. Bodová EDS analýza těchto ostrůvků nepotvrdila přítomnost Ti (54 at. % Al – 46 at. % Ni). Ostrůvky IMC byly tvořeny směsí fází AlNi a Al_3Ni_2 . Mikrostruktura WM se dále mění směrem ke kořeni svaru v důsledku menšího promísení použitých materiálů. Mikrostruktura středu heterogenního svaru VII-2 je uvedena na Obr. 127c. V omezeném množství se v této části Al-WM vyskytovaly oblasti tvořené fázemi Al_3NiTi_2 , AlNi_2Ti a AlNi . Mnohem větší podíl zastupovala směs fází $\alpha\text{-Al}$ a Al_3Ni . Ačkoliv zde, vlivem většího odvodu tepla do Al-WM, došlo k omezení tavení FM-Ni do Al-WM, tak na rozhraní FM-Ni/Ti-HAZ došlo vlivem přenosu tepla z WM ke vzniku difuzní vrstvy. Dle chemického složení lze očekávat v difuzní vrstvě postupnou přeměnu $\gamma\text{-Ni} \rightarrow \text{Ni}_3\text{Ti} \rightarrow \text{NiTi} \rightarrow \text{NiTi}_2 \rightarrow \alpha/\beta\text{-Ti}$. Kořenová část svaru (Obr. 127d) byla vlivem omezeného tavení FM-Ni tvořena $\alpha\text{-Al}$ s menším množstvím Al_3Ni . Navzdory použití FM-Ni v kombinaci s offsetem EB 0,35 mm do Al-BM došlo k tvorbě líkvačnických trhlin v blízkosti rozhraní Al-WM/FM-Ni, tj. rozhraní s méně vyhřátým materiálem (Obr. 127c a Obr. 127d).

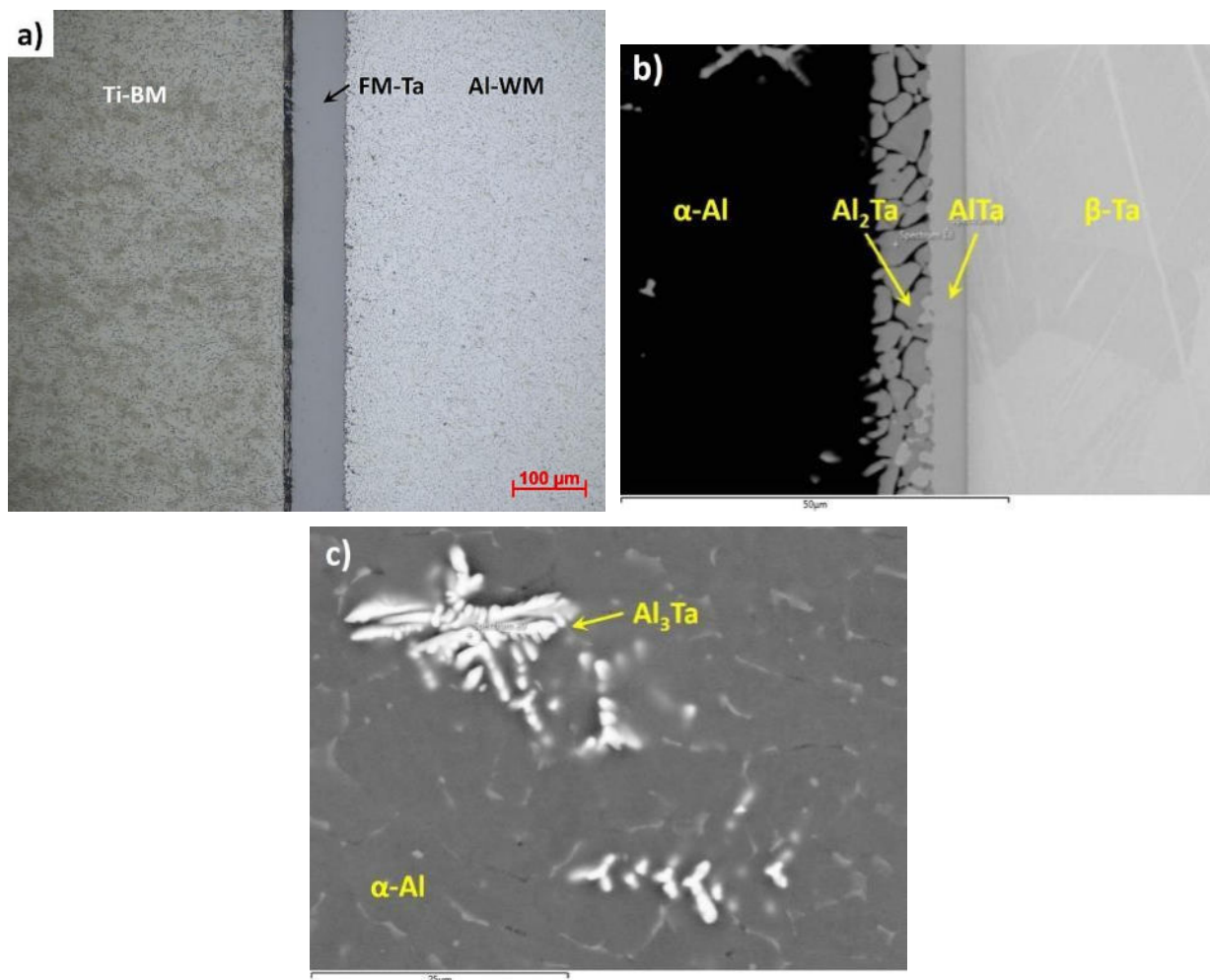


Obr. 127 Mikrostruktura WM vzorku VII-2: a) hlava svaru; b) hlava svaru při rozhraní s Al-BM; c) střed svaru s nenataveným FM-Ni a d) oblast nad kořenem svaru.

Kombinace offsetu EB do Al-BM (0,35 mm) a FM-Ta s vysokou T_m vedla ke vzniku nežádoucí mezery mezi Ti-HAZ a FM-Ta při minimálním natavení FM-Ta (Obr. 128a). K natavení FM-Ta došlo na straně Al-WM jehož větší smrštění při tuhnutí zapříčinilo vznik defektu. Detail rozhraní Al-WM/FM-Ta odhalil vznik vrstvy IMC. Průměrné chemické složení získané bodovou EDS analýzou je uvedeno v Tab. 56. Přes určité zkreslení zapříčiněné velikostí spotu EB během EDS analýzy lze určit typ vznikajících fází. Vrstva IMC je zobrazena na Obr. 128b, kde lze vidět zrna neroztaveného β -Ta, na která navazuje souvislá vrstva AlTa s $w \leq 4 \mu\text{m}$. Na souvislou fázi navazuje o něco širší vrstva ($w \leq 7,7 \mu\text{m}$) izolovaných částic fáze Al_2Ta . Prostor mezi jednotlivými částicemi Al_2Ta byl vyplněn později tuhoucím α -Al. V blízkosti rozhraní Al-WM/FM-Ta lze, vlivem proudění taveniny, pozorovat jemné klastry IMC fáze Al_3Ta uvnitř jemnozrnného α -Al (Obr. 129c).

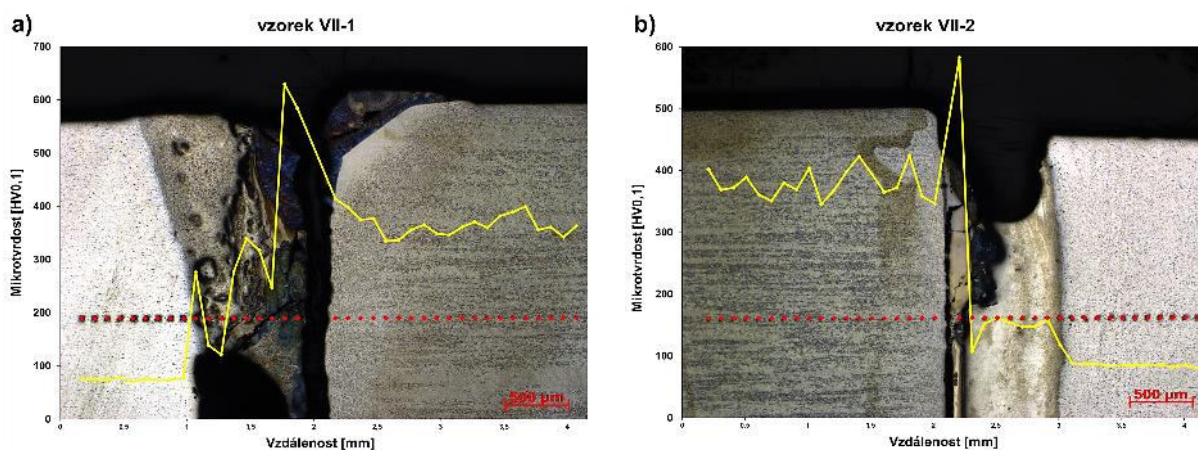
Tab. 56 Výsledky bodových a plošných EDS analýz WM a IMC (Obr. 129b a Obr. 129c).

fáze	Chemické složení [at. %]								
	Mg	Al	Si	Ti	V	Mn	Fe	Cu	Ta
β -Ta	-	2,0	-	3,5	0,8	-	-	-	93,7
AlTa	-	56,6	8,9	-	-	-	-	-	34,5
Al_2Ta	-	67,9	7,3	-	-	-	-	0,7	24,1
Al_3Ta	-	78,3	-	-	-	-	-	-	21,7
α -Al	1,1	97,6	0,8	-	-	0,1	0,2	0,1	0,1

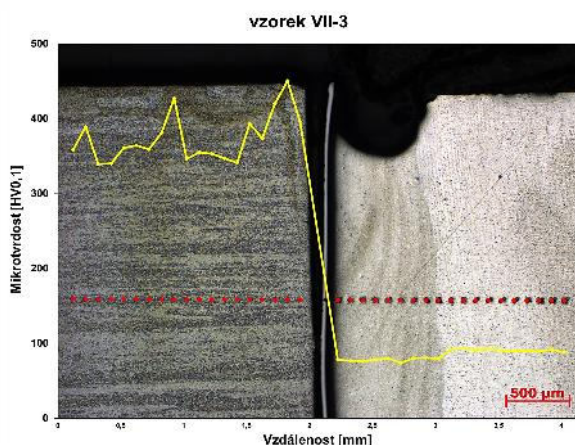


Obr. 128 Mikrostruktura WM a IMC vzorku VII-3: a) mezera na rozhraní FM-Ta/Ti-HAZ; b) IMC vrstva na rozhraní Al-WM/FM-Ta a c) IMC fáze uvnitř Al-WM.

Měření průběhu mikrotvrdoosti přes příčné řezy heterogenních svarů s FM přineslo průměrné hodnoty jednotlivých makro oblastí (Tab. 57) korespondující s pozorovanými makro a mikrostrukturami popsanými výše. Průměrné mikrotvrdoosti Ti-BM, Ti-HAZ a Al-BM odpovídaly naměřeným hodnotám z předchozích sérií. Současně byl potvrzen výrazný vliv offsetu EB do Al-BM, který redukoval množství vznikajících IMC na max. 5 % (VII-4). Chemické složení IMC se projevilo na průměrné mikrotvrdoosti souvislých oblastí IMC. V případě použití FM-Ni bez offsetu EB (Obr. 129a) došlo ke vzniku výrazně heterogenní mikrostruktury, což se projevilo výrazným rozptylem hodnot a průměrnou mikrotvrdoostí WM srovnatelnou s mikrotvrdoostí směšného rozhraní spojů Al/Ti svařovaných bez FM. V případě souvislých IMC potvrzuje jejich průměrná mikrotvrdoost (777 ± 171 HV_{0,1}) vysokou pevnost při omezených deformačních schopnostech IMC na bázi Al-Ni-Ti. Při použití offsetu EB do Al-BM došlo k natavení FM-Ni pouze v hlavě svaru. V tomto místě došlo k lokálnímu vzniku objemné a velmi tvrdé IMC, díky které došlo k iniciaci porušení svaru (Obr. 129b). Uvnitř WM byla v porovnání se svary bez FM naměřena vyšší průměrná mikrotvrdoost, která byla zapříčiněna výrazným podílem Ni a tomu odpovídajícím fázovým složením (α -Al + Al₃Ni). Průběh mikrotvrdoosti na vzorku VII-3 (Obr. 130) potvrdil, že nedošlo k natavení výrazného množství FM-Ta, které by způsobilo zvýšení mikrotvrdoosti WM. Průměrná mikrotvrdoost WM je srovnatelná s mikrotvrdoostí homogenních svarů slitiny 6061-T651 (Tab. 23).



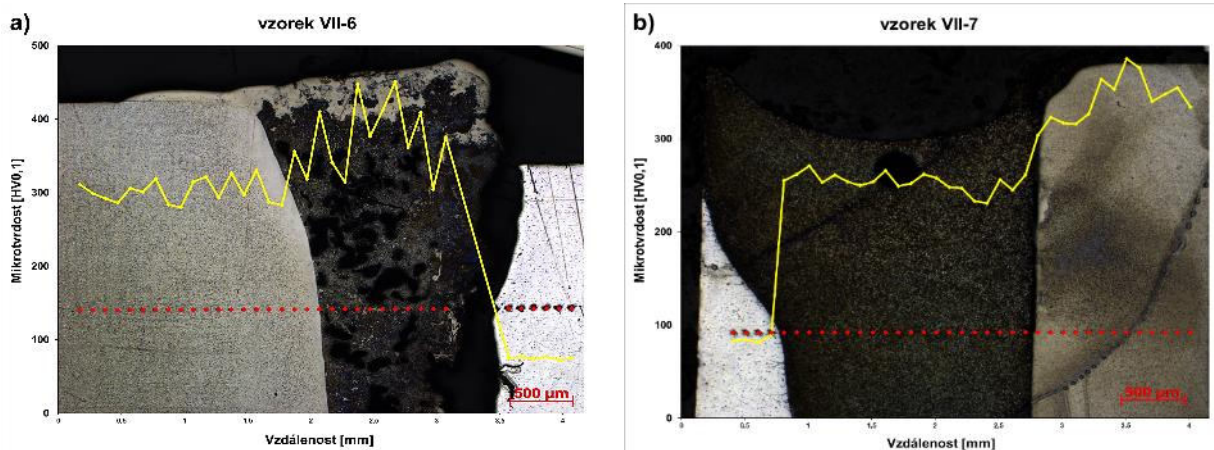
Obr. 129 Průběh mikrotvrdoosti přes heterogenní svary s FM-Ni: a) bez offsetu EB a b) s offsetem EB do Al-BM.



Obr. 130 Průběh mikrotvrdoosti přes heterogenní svar s FM-Ta a offsetem EB do Al-BM.

Stejně jako v případě použití FM-Ni, tak použití FM-Cu a offsetu do Al-BM redukovalo množství objemných oblastí IMC pod 0,7 %. Průměrná hodnota mikrotvrdoosti oblasti IMC při použití offsetu EB do Al-BM byla určena pouze na vzorku VII-5. Při srovnání se vzorky VII-4 a VII-6 je však patrné, že mikrotvrdoost oblastí IMC jsou shodné. Vyšší promísení nemá při použití FM-Cu takový

vliv na mikrotvrdość IMC, současně je patrné že IMC na bázi Al-Cu-Ti jsou výrazně měkčí než IMC na bázi Al-Ti a Al-Ni-Ti. Průměrná mikrotvrdość WM se nezávisle na použití offsetu pohybovala v rozmezí 251–337 HV_{0,1}, ačkoliv ve vzorcích VII-4 a VII-6 obsahoval WM značné množství jehlic fáze Al₃Ti. Vliv offsetu na vzorcích FM-Cu se projevil především na rozptylu mikrotvrdości uvnitř Al-WM, kdy v případě výraznějšího promísení (Obr. 131a) vznikla výrazná heterogenní mikrostruktura WM oproti svarům s offsetem do Al-BM. Průběh a rozptyl mikrotvrdości vzorků VII-5 a VII-7 (Obr. 131b) se shodoval s pozorovanými strukturami WM, tvořených dle EDS analýzy směsí α -Al a Al₂Cu.



Obr. 131 Průběh mikrotvrdości přes heterogenní svary s FM-Cu: a) offset EB do Ti-BM a b) offset EB do Al-BM.

Tab. 57 Průměrné hodnoty mikrotvrdości (HV_{0,1}) jednotlivých oblastí heterogenních svarů zhotovených s FM.

vzorek	Al-BM	WM	IMC	Ti-HAZ	Ti-BM
VII-1	78 ± 4	256 ± 97	777 ± 171	393 ± 16	353 ± 20
VII-2	86 ± 3	131 ± 18	583 ± 0	348 ± 8	359 ± 32
VII-3	90 ± 2	78 ± 2	-	-	360 ± 27
VII-4	85 ± 3	252 ± 86	398 ± 24	426 ± 23	350 ± 18
VII-5	82 ± 3	303 ± 33	401 ± 37	314 ± 2	319 ± 23
VII-6	76 ± 4	337 ± 77	430 ± 38	354 ± 40	308 ± 18
VII-7	83 ± 2	251 ± 11	-	329 ± 23	341 ± 18

6. DISKUZE VÝSLEDKŮ

6.1. Základní materiály

Analýza svařitelnosti homogenních a heterogenních spojů svařovaných elektronovým svazkem byla testována na titanové slitině Ti-6Al-4V (Ti64) a precipitačně vytvrditelných hliníkových slitinách EN AW – 6061-T651 (AA6) a EN AW – 2024-T351 (AA2). Experimentální svary byly provedeny na univerzálních komorových zařízeních pro svařování elektronovým svazkem.

Dodaná slitina Ti64, patřící mezi dvoufázové slitiny, měla mikrostrukturu tvořenou rovnoosými zrnny fáze α -Ti a zbytky netransformované fáze β -Ti vyloučené po hranicích zrn α -Ti. Přestože byla slitina Ti64 válcována za tepla a žhánána při 780 °C, nedošlo k úplné rekrytalizaci deformované mikrostruktury a v mikrostruktuře tak zůstaly deformační pásy tvořené nerekrystalizovanou fází α -Ti. Dvoufázová mikrostruktura Ti64 umožňuje dosažení vysokých pevností ($R_m = 988$ MPa).

Hliníkové slitiny obsahovaly v mikrostruktuře zrna tuhého roztoku α -Al protažená ve směru tváření. Slitiny obsahují vytvrzující precipitáty, které nejsou detekovatelné pomocí světelné mikroskopie. Obě slitiny dále obsahovaly vměstky tvořené prvky pocházejícími z výroby a nerozpustnými v α -Al. Slitina AA2 vykazuje vyšší pevnost ($R_m = 475$ MPa) než slitina AA6 ($R_m = 315$ MPa), u slitiny AA2 však lze očekávat větší anizotropii vlastností. Velikost zrn slitiny AA2 kolmo na směr tváření byla 74 ± 3 μm a ve směru tváření 135 ± 27 μm , oproti 114 ± 10 μm resp. 123 ± 21 μm u slitiny AA6.

6.2. Homogenní svarové spoje

Přestože bylo svařování homogenních svarů vybraných slitin pomocí EB popsáno v řadě prací [35, 38, 39, 57, 58, 93, 94], avšak vzhledem k tomu, že byla použita zařízení s rozdílnou konstrukcí, bylo zapotřebí optimalizovat procesní parametry EBW. Mezi hlavní faktory ovlivňující výkon svazku P_b , množství vneseného tepla Q_{eb} a tím i kvalitu výsledných svarových spojů patří těchto šest procesních parametrů: U_a , I_b , v , f , $SURF$ a d_{spot} . Pro zhotovení heterogenních svarů Al/Ti slitin je nutné znát optimální parametry pro EBW homogenních slitin. Pro každý materiál byly provedeny zkušební série zaměřené na optimalizaci procesních parametrů, hodnocení mikrostruktury, chemického složení a odhad mechanických vlastností jejich homogenních svarů.

6.2.1. Hliníkové slitiny AA6 a AA2

V rámci hodnocení svařitelnosti a optimalizace procesních parametrů EBW slitin AA6 a AA2 byly provedeny tyto zkušební série, jejichž výsledky byly dále analyzovány:

Série AA6-I a AA2-I – optimalizace P_b a Q_{eb} při konstantním $d_{spot} = 0,25$ mm a $U_a = 60$ kV. Nižší U_a vede k větší rozbíhavosti EB a bylo použito pro lepší únik par ze WM. Hodnocen byl celkový průřez EB danou tloušťkou BM a celistvost průvarů. Celkového průvaru ve slitině AA6 s maximálním protečením WM 1,1 mm v kořeni svaru bylo dosaženo při $P_b = 2,4\text{--}3,0$ kW a $Q_{eb} = 129\text{--}258$ J \cdot mm⁻¹. Pro získání plného průvaru do slitiny AA2 bylo, v závislosti na rychlosti svařování, potřeba P_b v rozsahu 1,86–4,20 kW a $Q_{eb} = 120\text{--}198$ J \cdot mm⁻¹. Větší rozptyl P_b u slitiny AA2 poukazuje na jednodušší optimalizaci procesních parametrů při EBW této slitiny. Množství vneseného tepla Q_{eb} primárně ovlivňuje profily průvarů na příčných řezech. V obou případech, se jako přínosné, projevilo také zaostření EB pod povrch svařovaného materiálu ($SURF = 0$ až -4 mA). Veškeré průvary obsahovaly značné množství pórů zachycených při tuhnutí WM. Procesní parametry EBW slitiny AA6 vedly k natavení velkého objemu BM, ve kterém vyšší koncentrace Mg a Si (Tab. 3) podporují tvorbu trhlin za tepla v blízkosti osy svaru.

Série AA6-II a AA2-II – byly zaměřeny na optimalizaci I_b pro U_a v rozsahu 60–120 kV při menším $d_{spot} = 0,2$ mm a konstantní $v = 10$ mm \cdot s⁻¹. Ostatní parametry byly shodné s první sérií. Postupnou úpravou I_b pro jednotlivé hodnoty U_a bylo dosaženo souvislé housenky s minimálními

změnami výšky hlavy a kořene svaru. Pro $U_a = 60$ kV se vycházelo z hodnot Q_{eb} určených v sériích AA6-I a AA-6II. Po nalezení vhodného I_b pro nižší U_a pokračovala optimalizace I_b pro vyšší U_a (např. 60 kV \rightarrow 70 kV) s využitím rovnice (4). Při správném nastavení I_b , a tím i P_b a Q_{eb} , byla šířka hlavy svaru slitiny AA6 2,68–3,62 mm a slitiny AA2 2,84–3,62 mm oproti svarům při nevhodném nastavením I_b , které se projevilo větším rozptylem šířky hlavy svaru AA6 2,41–4,17 mm. U slitiny AA2 byl rozptyl šířky hlavy umocněn výraznými propady WM v hlavě svaru (–0,24 až –0,95 mm) při použití nevhodných parametrů. Při ideálních parametrech bylo převýšení hlavy svarů slitiny AA2 0,29–0,43 mm. Stejný průběh byl pozorován také u převýšení hlavy slitiny AA6, kdy při ideálním I_b bylo převýšení 0,08–0,41 mm oproti převýšení od –0,64 do 0,42 mm při nevhodném nastavení. Při nevhodném nastavení parametrů docházelo v hlavě svarů slitiny AA6 ke vzniku kapes uvnitř WM. V případě kořene byly vyraženy svary s neúplným nebo lokálními průvary. Optimální parametry vedly u slitiny AA6 ke kořenům o šířce 0,42–0,82 mm s protečením WM 0,29–0,67 mm. Podobných výsledků bylo dosaženo také u slitiny AA2, kdy šířka kořene a protečení nepřesahovaly 1 mm. Rozdíl nebyl pozorován v šířce střední části svaru, kdy nezávisle na použitém U_a měl WM slitiny AA6 $1,28 \pm 0,07$ mm a WM slitiny AA2 $1,17 \pm 0,07$ mm. Bylo tak potvrzeno, že pro odhad podmínek tuhnutí ovlivněných nastavenými procesními parametry EBW, lze použít vzhled a kvalitu svarové housenky ještě před destruktivní analýzou výsledných svarů. Použitím vyšší v a U_a bylo redukováno množství nataveného BM a nedošlo tak ke vzniku trhlin za tepla uvnitř WM slitiny AA6. Nebyl potvrzen vliv U_a na velikost a množství pórů uvnitř WM. Větší množství pórů bylo pozorováno uvnitř WM slitiny AA2 s maximálním průměrem 547 μm . Naopak ve slitině AA6 se vyskytovalo méně pórů, ale s větším maximálním průměrem 1799 μm . Menší počet pórů, lze připsat jejich velikosti, kdy při ochlazování WM AA6 dochází ke kolapsu keyhole a vzniku makropórů. Rozdílné velikosti a množství pórů souvisí s rozdílnými hodnotami měrné tepelné kapacity a teplotní vodivosti použitých slitin, které ovlivňují podmínky tuhnutí WM a stabilitu keyhole [61].

Série AA6-III a AA2-III – ověření optimalizovaných parametrů (pro $U_a = 60, 90$ a 120 kV) na tupých svarech bez přídavného materiálu. Porovnání reálných svarů s průvary odhalilo příznivější vliv $U_a = 120$ kV, kdy se získané výsledky nejvíce shodovaly s provedenými zkušebními průvary. V kořeni svarů došlo k výraznějšímu protečení WM v porovnání s průvary. Svarová linie podporuje rychlejší průnik EB danou t . Naopak při nižších U_a podporuje svarová linie, spolu s divergencí EB, nestabilitu keyhole projevující se vznikem svarových vad (např. dutin v hlavě WM). Na vybraných vzorcích byl použit tzv. *cosmetic pass* pro zlepšení vzhledu svarové housenky a snížení porozity vrstvy přetavené sekundárním průchodem EB. *Cosmetic pass* byl na obou slitinách proveden větším $d_{spot} = 3,5$ mm a nižším $I_b = 5$ mA (v případě slitiny AA2 byl použit ještě $I_b = 3$ mA).

Mikrostruktury a morfologie homogenních průvarů a svarových spojů slitin AA6 a AA2 nebyly závislé na použitých procesních parametrech v porovnání s vadami uvnitř WM. Díky vysokým rychlostem ochlazování nevznikly výrazné HAZ. V obou případech byla maximální šířka HAZ $\leq 0,15$ mm. HAZ byly tvořeny natavenými zrny BM na rozhraní se WM. Uvnitř natavených zrn se nepravidelně vyskytovaly lokální oblasti tvořené licí mikrostrukturou. Vznik těchto oblastí byl spojen s lokálním přerozdělením legujících prvků, které může způsobit hrubnutí vytvrzujících částic Mg_2Si a Al_2Cu v úzké HAZ. Na rozhraní s HAZ byla mikrostruktura WM tvořena kolumnárními licími dendrity protaženými ve směru největšího odvodu tepla do BM. V blízkosti osy svaru došlo vlivem nižšího gradientu T a pomalejší rychlosti ochlazování ke vzniku jemnějších rovnoosých krystalů $\alpha\text{-Al}$. Krystaly $\alpha\text{-Al}$ byly lemovány prvky z rozpuštěných prvků, jejichž koncentrace překračuje rozpustnost uvnitř $\alpha\text{-Al}$. Ačkoliv obě slitiny spadají díky koncentraci legujících prvků do tzv. *hot short range*, tak u slitiny AA2 nebyly trhliny za tepla pozorovány vůbec a u svarů slitiny AA6 byla tvorba trhlin za tepla eliminována vhodnou volbou procesních parametrů. Použití kombinace vyššího U_a a vyšší rychlosti svařování vedlo k redukcí množství nataveného BM, které je jedním z častých příčin vzniku trhlin za tepla. Za určitých podmínek dochází k tvorbě trhlin za tepla i v případě omezeného tavení hliníkových slitin. K takovýmto podmínkám dochází při

sekundárním průchodu EB s velmi malým výkonem, jaký byl použit v případě *cosmetic pass*. Rozostřený EB s redukováným výkonem o více než 77 % původní hodnoty P_b zajistil přetavení hlavy svaru, která se tak zjemnila (max. 0,25 mm) a rozšířila z 3,1 → 3,6 mm (AA6) resp. 2,7 → 3,7 mm (AA2). Nastavené parametry poskytovaly minimální množství vneseného tepla $Q_{eb} \leq 30 \text{ J} \cdot \text{mm}^{-1}$, které zapříčinilo natavení tenké povrchové vrstvy do hloubky 110 μm (AA6) resp. 153 μm (AA2). Přetavené vrstvy byly charakterizovány nejjemnějšími licími krystaly v celém WM. Příliš malý objem natavených povrchových vrstev není schopen vyrovnávat vznikající napětí, která zapříčinují porušení vrstvy trhlinami procházejícími přes celou d_p vrstvy do původního WM. Použití sekundárního průchodu EB o daném výkonu, vlivem malé d_p , nezajistilo ani v jednom případě redukcí porozity v horní části svaru. Při hodnocení porozity bylo odhaleno, že na obou slitinách obsahovaly svarové spoje méně pórů, při použití nižších U_a , která však vedou k méně kvalitním housenkám v hlavě a kořeni svaru. Klesající podíl pórů lze dle rovnice (7) připsat větší divergenci EB při nižších U_a . Největší porozita homogenních svarů Al slitin byla naměřena na vzorcích provedených při $U_a = 120 \text{ kV}$. Ačkoliv porozita WM slitiny AA6 byla 2,1 % a slitiny AA2 4,3 %, tak ani v jednom případě nebyla překročena přípustná hodnota 5 %, která je udávaná mezinárodními standardy [84].

Analýza chemického složení pomocí liniové EDS analýzy přes jednotlivé oblasti WM nepotvrdila výrazné změny chemického složení v závislosti na použitých procesních parametrech. Pozorovaná porozita na jednotlivých průvarech a svarech tak nebyla zapříčiněna selektivním vypařování jednoho nebo více legujících prvků. Tvorbu pórů lze připsat vysokým rychlostem ochlazování, které brání efektivnímu úniku par z taveniny. Zachycené páry vznikají z odpařování samotného BM, oxidů Al_2O_3 a možných povrchových nečistot.

Mechanické vlastnosti byly hodnoceny měřením mikrotvrdosti na zkušebních tupých svarech. Z hlediska pevnostních charakteristik lze očekávat pokles způsobený přestárnutím vytvrzujících precipitátů uvnitř úzké HAZ a úplným rozpuštěním uvnitř WM. Vlivem substrukturních změn došlo k poklesu mikrotvrdosti směrem k ose svaru. Tento pokles byl pozorován v obou slitinách, avšak nebyl pozorován výrazný vliv proměnného U_a na výsledné hodnoty mikrotvrdostí uvnitř svarových spojů. Výraznější pokles mechanických vlastností lze očekávat uvnitř pevnější slitiny AA2. Celkový pokles mikrotvrdosti slitiny AA2 ve WM tak oproti BM činil maximálně 23–27 % v porovnání s 9–15% poklesem ve slitině AA6. Naměřené hodnoty mikrotvrdosti ve svarových spojích uvnitř obou slitin se shodovaly s výsledky publikovanými při EBW a LBW daných slitin [57, 58, 60, 61].

6.2.2. Titanová slitina Ti64

Série Ti64-I – stejně jako v případě hliníkových slitin byl optimalizován proud I_b na průvarech plechů o tloušťce 8,5 mm. Byl použit kruhový spot EB o rozměrech $d_{spot} = 0,1$ a 0,2 mm. Na obou velikostech byl v celé délce průvaru odzkoušen proměnný I_b v rozsahu 15–20 mA a 12–17 mA pro nalezení potřebné hodnoty I_b zajišťující průnik EB danou tloušťkou. Pro menší spot EB byl určen potřebný minimální $I_b = 15 \text{ mA}$ poskytující $P_b = 1,8 \text{ kW}$ a $Q_{eb} = 90 \text{ J} \cdot \text{mm}^{-1}$. Při použití stejných procesních parametrů a změně d_{spot} na 0,2 mm bylo potřeba minimálně $I_b = 17 \text{ mA}$ poskytující $P_b = 2,04 \text{ kW}$ a $Q_{eb} = 102 \text{ J} \cdot \text{mm}^{-1}$.

Série Ti64-II – průvare provedené v této sérii byly zaměřeny na hodnocení vlivu velikosti kruhového spotu v rozsahu 0,3–1,2 mm a hodnocení polohy fokusační roviny, jejíž poloha byla kontrolována pomocí parametru *SURF*, který byl testován v rozsahu –20 až 15 mA. Nastavení zbylých procesních parametrů vycházelo z předchozích sérií, které poskytovaly $P_b = 2,16 \text{ kW}$ a $Q_{eb} = 108 \text{ J} \cdot \text{mm}^{-1}$. Hlavními kritérii pro hodnocení jednotlivých průvarů byla dosažená hloubka průvaru d_p , šířka WM a HAZ v daných vzdálenostech od hlavy svaru ($h = 0; 2,5; 6$ a 8,5 mm) a přítomnost svarových vad. Profil WM byl více ovlivňován parametrem d_{spot} , který při konstantním P_b řídí plošnou hustotou energie dodávanou EB, než polohou ohniska EB. Největší rozdíl byl pozorován v dosažené d_p , která téměř lineárně klesala s rostoucím d_{spot} (viz rovnice 16). Dle zmíněné rovnice lze pro použité procesní parametry určit limitní hodnotu $d_{spot} = 2,5 \text{ mm}$, při které již

nenastanou podmínky pro vznik keyhole a svařování by tak probíhalo ve vodivostním módu. Ačkoliv byl použit proměnný parametr d_{spot} , tak se šířka hlavy svaru výrazně neměnila v porovnání s rozměry průvaru v hloubce 2,5–8 mm od povrchu.

Stejný jev byl pozorován také při použití ostrého fokusu EB ($SURF \leq 0$ mA). Mimo vzorky Ti64-P6 až Ti64-P8 ($SURF > 0$ mA) se šířka WM v hlavě průvaru pohybovala v rozsahu $w = 975$ – 1152 μm . Větší rozptyl w hlavy svaru a větší pokles d_p u rozostřeného svazku poukazuje na větší efektivitu EBW při ostrém fokusu EB. Při konstantní P_b byla výsledná hloubka svaru ovlivněna primárně použitým d_{spot} a optimalizována pomocí zaostření EB. Současně byl určen rozsah parametru $SURF$ (–10 až 0 mA) zaručující souvislý průvar v celé t svařovaného materiálu. Kvalita průvarů byla přímo ovlivněna dosaženou hloubkou d_p . Nevhodné nastavení procesních parametrů, které neumožňovalo dosažení 100% průniku EB, vedlo k tvorbě vad v kořeni průvaru. Vadami neúplných průvarů byly dutiny způsobené zachycenými plyny v kořeni průvaru. V případech plných průvarů se projevoval vliv spikingu – změny převýšení WM v kořeni, které byly zapříčiněny dynamikou vzniku a podmínkami pro udržení stabilní keyhole ve zpracovávaném materiálu [70, 93, 95]. Při použití optimálních parametrů, lze amplitudu spikingu redukovat pod 150 μm . Nezávisle na použitých parametrech se uvnitř WM vyskytovaly izolované póry s maximální velikostí do 50 μm .

Série Ti64-III – poslední série provedená na slitině Ti64 byla zaměřena na testování procesních parametrů použitých v sérii Ti64-II na tupých svarech o tloušťce 8,5 mm. Bylo provedeno pět svarů lišících se polohou ohniskové roviny EB. Dvakrát byl EB zaostřen pod povrch Ti slitiny ($SURF = 0$ a -3 mA), ve zbylých případech byl EB fokusován pod svařovaným materiálem ($SURF = -10$; -15 a -20 mA). Výsledné svarové spoje se mírně lišily od předchozích průvarů, a to především v dosažené d_p . Stejně jako v případě Al slitin i minimální spára uvnitř svarové linie podporuje průnik EB svařovanými plechy. Nastavení ohniskové roviny EB pod kořen svaru ($SURF = -20$ mA) neumožňovalo, kvůli výraznému rozptylu energie v materiálu, provaření celé tloušťky svaru. V případě zaostření EB na povrch svařovaného materiálu se nejvíce projevoval spiking. Pro další hodnocení byly vybrány vzorky zhotovené při $SURF$ v rozsahu -3 až -15 mA, kdy vznikl souvislý kořen svaru s mírným převýšením WM.

Mikrostruktura svarových spojů i průvarů dvoufázové slitiny Ti64 odpovídala fázovými změnám způsobených teplotními cykly při ohřevu a ochlazování svarového spoje. Vzhledem k použití EB o stejném P_b v sériích Ti64-II a Ti64-III se průměrná šířka HAZ pohybovala okolo 600 μm . Uvnitř tohoto úzkého pásu bylo možné rozlišit dvě rozdílné mikrostruktury HAZ. HAZ1 vznikla na rozhraní s tepelně neovlivněným BM a byla tvořena směsí netransformované fáze α -Ti, zhrubými částicemi fáze β -Ti a jehlicovitou fází α' -Ti. Mikrostruktura HAZ1 směrem ke WM plynule přecházela v HAZ2, která byla tvořena směsí jehlicovité fáze α' -Ti a zbytky nerozpuštěné fáze β -Ti. Morfologie HAZ obou částí odpovídala rychlému ochlazování tuhnucího WM a v porovnání s hliníkovými slitinami se v šířce HAZ projevila rozdílná tepelná kapacita a teplená vodivost Al a Ti slitin. V místě působení keyhole procházel WM přes oblast existence vysokoteplotní fáze, což je spojeno s výrazným hrubnutím zrn fáze β -Ti. Nárůst zrn β -Ti uvnitř WM byl v porovnání se zrnami rovnoosé fáze α -Ti byl téměř desetinásobný. Tuhnutí kolumnárních krystalů β -Ti začínalo na rozhraní HAZ2/WM a pokračovalo přednostním růstem ve směru největšího gradientu odvodu tepla z místa svaru. Gradient teplot klesal směrem k ose svaru, která tak byla tvořena nejmenšími krystaly β -Ti. Rychlý odvod tepla ze WM brání difuznímu rozpadu na duplexní mikrostrukturu $\alpha+\beta$. Mikrostruktura WM obsahovala směs martenzitické fáze α' -Ti s jehlicovitou morfologií a acikulární fáze α_{ac} , které vznikly bezdifúzní transformací vysokoteplotní fáze β -Ti. Z kvalitativního hlediska nebyly detekovány vady ovlivňující celistvost svaru.

Analýza chemického složení byla jako v případě Al slitin založena na liniové EDS analýze hlavních legujících prvků (Al, Ti a V). Získané výsledky přinesly toto průměrné chemické složení: 4,3 hm. % Al; 90 hm. % Ti a 5,7 hm. % V, které bylo stejné ve všech oblastech homogenního svaru

slitiny Ti64. Byla tedy vyloučena možnost selektivního vypařování legujících prvků ze slitiny Ti64 během EBW.

Mechanické vlastnosti homogenních svarů Ti64 byly hodnoceny zkouškou tahem a měřením průběhu mikrotvrdoti na příčných řezech svarovými spoji. Oproti Al slitinám byla nejvyšší mikrotvrdot naměřena uvnitř WM (380–404 HV_{0,3}), která dále klesala na úroveň BM (312–377 HV_{0,3}). Průměrná mikrotvrdot HAZ plynule přecházela z BM do WM (352–379 HV_{0,3}). Porovnání výsledků tahových zkoušek základního materiálu a svarových spojů odhalilo mírný pokles pevnosti svaru ($R_m = 988 \rightarrow 907$ MPa). Tažnost BM nepřekročila 8 % oproti prakticky nulové tažnosti svarových spojů, které se porušily v místě WM. Transformace $\beta\text{-Ti} \rightarrow \alpha'\text{-Ti}/\alpha_{ac}$ je, při porovnání s martenzitickou transformací ocelí, spojena pouze s nevýraznou změnou pevnostních charakteristik, avšak bezdifúzní přeměna a zhrublá zrna původní fáze $\beta\text{-Ti}$ uvnitř WM negativně ovlivňují plastické vlastnosti a houževnatost WM. Zkřehnutí WM ovlivňuje také kvalita kořene svaru. Ačkoliv byly zkoušeny vzorky s EB fokusovaným pod povrch BM ($SURF = -3$ až -15 mA) a svarové spoje měly kořen se souvislým převýšením WM, tak nebyl eliminován vliv spikingu, který může vést ke vzniku mikroskopických koncentrátorů napětí. Plasticita svarového spoje může být zvýšena vhodnou úpravou kořene svaru, např. zabroušením kořene nebo použitím *cosmetic pass*, pokud to umožňuje design svaru.

Pro snížení zbytkových napětí vznikajících při tuhnutí svaru bylo odzkoušeno PWHT v rozsahu teplot 480–650 °C po dobu 1–4 h (Tab. 35). Metalografická analýza svarů po jednotlivých režimech PWHT neodhalila mikrostrukturní změny v porovnání se svarem bez PWHT. Při nižších teplotách (480 a 520 °C) a delších intervalech PWHT (8 a 6 h) došlo k nárůstu mikrotvrdoti WM a HAZ v porovnání se svarem bez PWHT. Naopak PWHT v rozsahu 560 až 650 °C vedlo k poklesu mikrotvrdoti v obou oblastech svaru. Nárůst mikrotvrdoti při nižších teplotách PWHT může být způsoben precipitací vytvrzujících fází nedetekovatelných pomocí světelné mikroskopie. K požadované relaxaci napětí tedy došlo při PWHT provedeném při $T \geq 560$ °C.

6.3. Heterogenní svarové spoje

Hodnocení svařitelnosti hliníkové a titanové slitiny pomocí EB bylo oproti výsledkům publikovaných v pracích [1, 3-5, 7-9 a 11-19] provedeno na tupých svarech s tloušťkou plechů větší jak 5 mm. Byla vybrána kombinace slitin AA6 a Ti64. Slitina AA6 byla vybrána na základě nižšího podílu legujících prvků ($\sum_{AA6} = 2,79$ hm. % vs. $\sum_{AA2} = 7,33$ hm. %), menší porozity WM homogenních svarů a menšího poklesu mikrotvrdoti uvnitř WM a HAZ. Z důvodu rozdílné tloušťky dodaných polotovarů ($t_{AA6} = 8$ mm a $t_{Ti64} = 8,5$ mm), byla vždy horní strana BM v rovině, zatímco v místě kořene vznikl 0,5 mm schodek. Při návrhu experimentů byly brány v potaz rozdílné fyzikální vlastnosti, především velký rozdíl v teplotě tavení a minimální vzájemné rozpustnosti systému Al-Ti, vedoucí ke vzniku nežádoucích IMC ve WM. Potíže s rozdílnými T_m byly eliminovány právě použitou metodou svařování, zatímco byl hledán postup pro eliminaci vzniku objemných IMC. Postup eliminace IMC zahrnoval jak optimalizaci procesních parametrů, tak i modifikaci procesu svařování tupých spojů. Celkem bylo provedeno sedm sérií, které byly hodnoceny stejně jako homogenní svary.

6.3.1. Série Al/Ti-I

Série *Al/T-I* zahrnovala optimalizaci procesních parametrů vycházejících z homogenních svarů provedených na vybraných slitinách. Na základě experimentů byl pro slitinu AA6 určen potřebný výkon svazku $P_b = 2,58$ kW a pro slitinu Ti64 $P_b = 2,16$ kW. Pro první heterogenní svary byla navržen průměr P_b použitý na homogenních svarech, který byl kvůli vyšší rychlosti odvodu tepla do Al slitiny zvýšen na 2,40 kW. Série byla provedena při nižším $U_a = 80$ kV, které bylo zvoleno pro lepší únik par roztavených kovů ze WM. Byly provedeny dva heterogenní svary s rozdílnou

rychlostí svařování, na kterých byl použit kruhový spot EB s $d_{spot} = 0,25$ mm a $I_b = 30$ mA poskytující požadovaný výkon.

Na prvním svaru (vzorek I-20) použitá $v = 20$ mm·s⁻¹ umožňovala dodání $Q_{eb} = 120$ J·mm⁻¹, které se ukázalo jako dostatečné pro úplný průnik EB svařovanými materiály v celé délce svarové linie. Výsledná hlava svaru obsahovala výrazné dutiny, jejichž vznik je spojen s existencí pěti strukturně odlišných oblastí, typických pro heterogenní EB svary Al/Ti slitin [4, 9, 10, 80]. Jedná se o tyto oblasti: základní materiály (Al-BM a Ti-BM), tepelně ovlivněnou oblast Ti slitiny (Ti-HAZ), souvislou oblast IMC (Ti-IMC) přiléhající k Ti-BM a svarový kov Al slitiny (Al-WM). Al-WM oproti homogenním svarům obsahoval také izolované ostrůvky Ti-IMC. Výše zmíněné dutiny vznikly vlivem rychlého tuhnutí souvislé oblasti Ti-IMC, která byla vytlačena nad roztavený Al-WM. Vlivem toho vzniklo souvislé rozhraní Ti-HAZ/Ti-IMC, zatímco na straně Al-WM/Ti-IMC vznikaly dva typy rozhraní. Ostré a zvrásněné rozhraní, které bylo tvořeno ostrůvky Ti-IMC a IMC s výraznou dendritickou mikrostrukturou. Toto rozhraní bylo dále označováno jako směsné rozhraní (SR).

Vysoké rychlosti ochlazování vedly k rozdílným lokálním podmínkám tuhnutí svaru spojených se vznikem výrazných solidifikačních pásů uvnitř Ti-IMC. Vysoká rychlost tuhnutí dále podporuje vznik napětí uvnitř tuhnoucí fáze. Jelikož IMC mají omezené deformační schopnosti, nejsou tak schopny eliminovat vznikající napětí, která se uvolní až při vzniku trhlin. Uvnitř Ti-IMC vznikly mikro i makro trhliny. Makro trhliny v blízkosti rozhraní Al-WM/Ti-IMC byly vyplněny Al-WM, což potvrzuje, že k tuhnutí Ti-IMC dochází dříve než k tuhnutí Al-WM. Podmínky tavení a tuhnutí neumožňovaly vznik souvislé oblasti Ti-IMC po celém rozhraní Al/Ti, avšak podporovaly šíření trhlin po rozhraní Al-WM/Ti-HAZ směrem ke kořeni svaru. Na základě těchto výsledků byl proveden druhý svar při nižší $v = 15$ mm·s⁻¹ poskytující $Q_{eb} = 160$ J·mm⁻¹ (vzorek I-15).

Vyšší množství vneseného tepla se projevilo nižší rychlostí ochlazování a lepšími podmínkami tuhnutí WM se souvislejší housenkou v hlavě svaru. Stejně jako u vzorku I-20 vznikly ve svaru charakteristické oblasti. Ani vyšší Q_{eb} nezajistilo rovnoměrné tavení obou BM. Souvislá Ti-IMC vznikla opět pouze v horní části svaru. Nižší Q_{eb} se projevilo ve velikosti souvislé Ti-IMC, kdy na vzorku I-20 zasahovala do $h = 5,5$ mm se $w = 0,81$ mm, zatímco na vzorku I-15 to bylo $h = 3,7$ mm a $w = 1,41$ mm. Při nižší Q_{eb} tak vznikla kompaktnější oblast Ti-IMC, která zabírala 26,4 % z celkové plochy WM oproti 31,8 % na vzorku I-20. Redukce Q_{eb} vedla k lepšímu proudění taveniny a promísení BM, které se projevilo právě kompaktnější Ti-IMC, menšími ostrůvky Ti-IMC a menší plochou SR.

V obou případech se projeví rozdílné fyzikální vlastnosti BM, které zapříčinily rozdílné podmínky tavení v horní a dolní části heterogenního svaru. Použitý výkon svazku a množství vnesené energie v rozsahu $Q_{eb} = 120 - 160$ J·mm⁻¹ umožňovalo průnik EB celou tloušťkou svaru, avšak k tavení Ti-BM docházelo pouze v horní části svaru. Vliv nižší teploty tavení a vyšší tepelné vodivosti slitiny AA6 překonává vliv vyššího specifického tepla slitiny AA6, čímž ve spodní části svaru nastávají podmínky pro svařování-pájení, kdy dochází k tavení pouze Al-BM a v kořenové části tak vzniká pouze Al-WM.

Změna Q_{eb} se příznivě projevila v množství a velikosti pórů, které byly zachyceny v později tuhoucím Al-WM. Zachycení pórů bylo podporováno kolapsem keyhole při porušení rovnováhy sil popsanych v rovnici (2) a vznikem dříve tuhnoucí oblasti Ti-IMC. Především v blízkosti SR docházelo k zachycení makropórů s maximální velikostí 1,17 mm resp. 0,81 mm. Pomalejší rychlost ochlazování redukovala jak velikost, tak i porozitu svaru, která na vzorku I-15 klesla z 6,1 % na 3,2 %.

Jednotlivé oblasti heterogenních svarových spojů byly snadno rozlišitelné díky své mikrostruktuře. Hranice svarových spojů byly tvořeny rozhraním Al-BM/Al-WM na jedné straně a rozhraním Ti-BM/Ti-HAZ na druhé straně. Díky vyššímu koeficientu tepelné vodivosti slitiny AA6 se na rozhraní Al-BM/Al-WM nevyskytovala výrazná a souvislá HAZ. Na tomto rozhraní vznikly pouze lokální oblasti s lící mikrostrukturou, která byla tvořena tuhým roztokem α -Al

a eutektikem vyloučeným po hranicích krystalů α -Al. K rozhraní Al-WM přiléhala oblast kolumnárních krystalů α -Al rostoucích ve směru odvodu tepla ze středu svaru do neovlivněného Al-BM. Blíže k ose svaru a rozhraní Al-WM s Ti-IMC resp. Ti-HAZ vznikaly vlivem menšího gradientu teplot jemnější krystaly α -Al, které byly lemovány jemnějším eutektikem, než natavené lokální oblasti na rozhraní Al-BM/Al-WM. Navzdory minimální rozpustnosti Ti v Al může Al-WM vlivem vysokých rychlostí ochlazování obsahovat až 0,7 at. % Ti [8]. Při vyšším obsahu se Ti z α -Al vyloučil ve formě jehlic a klastrů IMC fází, jejichž největší množství bylo v horní části svaru, kde došlo k největšímu promísení BM a v blízkosti rozhraní Al-WM/Ti-IMC a Al-WM/Ti-HAZ. Vlivem proudění taveniny a vyšší teplotě tavení vznikají ostrůvky Ti-IMC o velikosti až 500 μ m, které byly lemovány jehlicemi IMC. Rozhraní Al-WM/Ti-IMC bylo charakterizováno ostrým přechodem mezi Al-WM a Ti-IMC s jehlicemi IMC anebo bylo tvořeno směsným rozhraním, které obsahovalo jak jehlice a ostrůvky IMC, ale také lokální oblasti Ti-IMC s výraznou dendritickou mikrostrukturou. Souvislá oblast Ti-IMC byla tvořena rovnoosými zrny s jehlicovitou morfologií. Stejnou mikrostrukturu měly i ostrůvky Ti-IMC. Nižší koeficient tepelné vodivosti Ti64 zapříčinil vznik výrazné Ti-HAZ, která oproti homogenním svarům neměla konstantní šířku v celé tloušťce svaru. Rozdílná šířka Ti-HAZ byla způsobena větším odvodem tepla do Al-BM a odpovídá tak profilu svaru. V místě výrazného natavené Ti-BM vznikla nejširší Ti-HAZ, která byla oproti homogenním svarům a Ti-HAZ na rozhraní s Al-WM tvořena třemi oblastmi Ti-HAZ. Mikrostruktura Ti-HAZ1 a Ti-HAZ2 se neliší od homogenních svarů, zatímco mikrostruktura Ti-HAZ3 odpovídala mikrostrukturu WM homogenních svarů Ti64 tvořenou jehlicovou fází α' -Ti uvnitř původních zrn β -Ti. Právě rozhraní Al-WM/Ti-IMC a Al-WM/Ti-HAZ se na vzorku I-20 jeví jako nejslabší místo svaru, po kterém se šířila trhлина od Ti-IMC ke kořeni svaru. Výraznou náchylnost k praskání vykazovala také oblast Ti-IMC s dendritickou mikrostrukturou. Trhliny uvnitř Ti-IMC jsou způsobeny kombinací omezených deformačních schopností IMC a vysokých rychlostí ochlazování generující výrazná napětí.

Chemické složení heterogenních svarů vzorků I-20 a I-15 bylo určeno pomocí liniové EDS analýzy přes celou šířku svaru. Chemické složení obou BM a Ti-HAZ se shodovalo s výsledky EDS analýz provedených na homogenních svarech. Uvnitř Al-WM byly naměřeny rozdíly v množství přítomných prvků. Skokový nárůst hm. % Ti uvnitř Al-WM byl zapříčiněn zachycenými ostrůvky Ti-IMC. Největší výkyvy v množství Al a Ti byly pozorovány uvnitř SR, zatímco uvnitř souvislé oblasti Ti-IMC se podíl Ti pohyboval v rozmezí 71–92 hm. %, který odpovídá fázi $AlTi_3$ s menším množstvím $AlTi$.

Hodnocení mechanických vlastností bylo omezeno na měření průběhu mikrotvrlosti přes celý svarový spoj. Mikrotvrlost uvnitř Ti-HAZ odpovídala homogenním svarům tvořeným dvěma Ti-HAZ s odlišnou mikrostrukturou. Vznik Ti-HAZ3 se neprojevil na průměrné mikrotvrlosti Ti-HAZ, neboť vznikla ve velmi úzkém pásmu přiléhajícím pouze k Ti-IMC. Průměrná mikrotvrlost Ti-IMC, nezávisle na použité v , dosahovala 559 HV_{0,1} resp. 557 HV_{0,1} a odpovídala tak vzniku tvrdých a křehkých IMC typu $AlTi_3$ a $AlTi$. Na rozhraní Al-WM/Ti-IMC došlo buď k výraznému poklesu mikrotvrlosti na hodnoty odpovídající Al-WM heterogenních spojů. V případě vzniku SR byl pokles mikrotvrlosti mírnější s průměrnými hodnotami 196 HV_{0,1} resp. 223 HV_{0,1}. Výsledné hodnoty mikrotvrlosti byly zatíženy směrodatnou odchylkou v rozsahu 73–105 HV_{0,1}. Lze očekávat výraznou závislost mikrotvrlosti Ti-IMC a SR na velikosti promísení a lokálním chemickém složení. V případě SR mikrotvrlost závisela nejen na chemickém složení, ale také na množství a typu fází tvořících SR. Oproti homogenním svarům slitiny AA6 má Al-WM vyšší průměrnou tvrdost (76–80 HV_{0,1}), která byla o 1–4 % nižší než mikrotvrlost Al-BM. Vyšší mikrotvrlost Al-WM heterogenních svarů byla způsobena jemnějšími zrny α -Al a přítomností jehlic IMC. Vznik jemnozrnné mikrostruktury je podporován rychlostí odvodu tepla z místa svaru a také rozpouštěním omezeného množství Ti uvnitř α -Al zjemňující zrna α -Al [5, 8].

6.3.2. Série Al/Ti-II

Série Al/Ti-II byla zaměřena na možnost kontroly vznikající oblasti Ti-IMC pomocí změny místa dopadu EB – offsetu EB. Byl testován offset EB do Al-BM i do Ti-BM. V obou případech byl odzkoušen offset o velikosti 0,1; 0,2; a 0,3 mm při $d_{spot} = 0,25$ mm. Na základě výsledků předchozí série byly použity totožné parametry při konstantní $v = 15$ mm·s⁻¹. EB tak dodával $Q_{eb} = 160$ J·mm⁻¹, zajišťující průnik EB celou tloušťkou svaru nezávisle na použitém offsetu EB.

Nižší rychlost svařování vedla při offsetu EB do Ti-BM k souvislým svarovým housenkám, v případě offsetu do Al-BM vznikly méně kvalitní housenky v hlavách svarů. Při nejvyšším offsetu do Al-BM vznikla v blízkosti Ti-BM podélná trhlinka téměř v celé délce svaru ($l = 75$ mm). Ve všech případech vznikl souvislý kořen kopírující linii svaru na straně Ti-BM. Na straně Al-BM měla kořenová housenka zvrásněný profil značící přednostní tavení slitiny AA6 v kořeni svaru. Profil kořene naznačoval, že ve spodní části, nastaly vlivem rozdílných fyzikálních vlastností BM podmínky pro svařování-pájení.

Hodnocení příčných řezů odhalilo, že offset do Ti-BM nezaručil vznik souvislé oblasti Ti-IMC v celé t svaru, zatímco offset do Al-BM neeliminovat vznik souvislých oblastí Ti-IMC. Byl potvrzen nepříznivý vliv offsetu do Ti-BM, kdy při výrazném natavení Ti-BM vzniká velké množství Ti-IMC, které bylo při tuhnutí vytlačeno z taveniny nad rovinu hlavy svaru. Ve spodní části bylo potvrzeno dosažení podmínek pro svařování-pájení. Se zvětšujícím se offsetem do Al-BM se zvětšuje oblast, ve které došlo ke svařování-pájení. Použití offsetu odhalilo možnost částečné kontroly velikosti vznikajících Ti-IMC. Podíl oblastí Ti-IMC při offsetu do Ti-BM a offsetu EB do Al-BM menším jak 0,1 mm činil 32–37 % z celkové plochy svarového spoje. Větší offset EB do Al-BM redukoval podíl vznikající oblasti Ti-IMC na 13–15 %. Uvnitř Ti-IMC byly pozorovány příčné trhlinky vyplněné později tuhnoucím Al-WM. Podélné trhlinky vznikaly a šířily se podél kritického rozhraní Al-WM/Ti-HAZ a Ti-IMC/Ti-HAZ. Oba typy trhlin vznikly vlivem vysokých gradientů teplot a omezených deformačních schopností IMC. Tvorba souvislých Ti-IMC oblastí bez ostrého rozhraní podporuje zachycení makropórů a také tvorbu staženin v blízkosti smíšeného rozhraní.

Liniová EDS analýza potvrdila měnící se podíl Al a Ti uvnitř Ti-IMC v závislosti na offsetu EB. Pomocí offsetu EB lze částečně kontrolovat také typ vznikajících fází uvnitř Ti-IMC. Menší změny chemického složení byly uvnitř Al-WM. Výkyvy byly opět způsobeny přítomností ostrůvků Ti-IMC a klastrů IMC. Vyšší obsah Ti uvnitř Al-WM byl naměřen v blízkosti rozhraní Al-WM/Ti-IMC a v okolí SR. Jelikož na každém vzorku bylo provedeno několik metalografických řezů, tak vlivem dynamického proudění taveniny uvnitř keyhole, nelze v rámci jednoho vzorku označit charakteristické oblasti Al/Ti svarů za homogenní (z hlediska velikosti a chemického složení).

Pro zpřesnění typu vznikajících fází posloužily výsledky bodových a plošných analýz provedených na vybraných místech heterogenních svarů Al/Ti s offsetem EB. Ačkoliv se jednotlivé makrostruktury heterogenních svarů liší, tak při hodnocení mikrostruktur jednotlivých oblastí bylo odhaleno, že nezávisle na offsetu EB, vznikají ve všech svarech obdobné fáze lišící se pouze svým množstvím a velikostí. Uvnitř Al-WM byly analyzována jemná zrna α -Al, která obsahovala více jak 98,8 at. % Al, což je srovnatelné se zrny uvnitř Al-BM. V porovnání s Al-BM obsahovala zrna α -Al uvnitř Al-WM nejvýše 0,6 at. % Mg. Množství Ti naopak mírně převyšuje klesající rozpustnost Ti uvnitř α -Al, která pro $T = 500$ °C dosahuje hodnoty 0,7 at. % Ti [8]. Vyšší obsah Ti byl zapříčiněn vysokými lokálními rychlostmi ochlazování. Množství Ti uvnitř α -Al klesalo směrem k Al-BM a také směrem ke kořeni heterogenních svarů. Vlivem dendritické segregace byly zrna α -Al lemována eutektikem, které obsahovalo prvky nerozpuštěné v tuhém roztoku. Fáze vyloučené po hranicích zrn α -Al obsahovaly stejné prvky jako hrubé vměstky uvnitř Al-BM. Rozdílem byl pouze podíl jednotlivých prvků, který však může být dán použitou metodou, jelikož interakční objem bodové EDS analýzy zahrnuje i okolní zrna α -Al.

Jak bylo potvrzeno, velikost a směr offsetu EB ovlivňuje složení souvislé Ti-IMC. Svařování Al/Ti slitin bez offsetu a s offsetem EB do Ti-BM vedlo ke vzniku oblastí obsahující 24 at. % Al

a 73 at. % Ti (zbytek zahrnuje Fe, Si a V). Na základě výsledků bodových analýz byly oblasti Ti-IMC s rovnoosými zrny tvořeny převážně fází $AlTi_3$. Naopak při offsetu 0,3 mm do Al-BM vzrůstá uvnitř Ti-IMC obsah Al k 61 at. %. Oblasti Ti-IMC s výraznou dendritickou strukturou byly tvořeny fázemi $AlTi$ a Al_5Ti_3 . Offset EB do Al-BM v rozsahu 0,1–0,2 mm vedl ke vzniku směsné oblasti Ti-IMC, kterou tvořila fáze $AlTi_3$ s rovnoosou morfologií a pásy s výraznou dendritickou mikrostrukturou. Díky proudění taveniny uvnitř keyhole a rozdílným lokálním rychlostem ochlazování může uvnitř souvislé oblasti dojít také k tvorbě fáze $AlTi_2$.

Proudění taveniny zapříčinilo zachycení ostrůvků Ti-IMC s vyšší T_m uvnitř později tuhnoucího Al-WM. V závislosti na velikosti a poloze byly ostrůvky tvořeny buď pouze rovnoosou fází $AlTi_3$ anebo směsí fází odpovídajících Ti-IMC při offsetu EB 0,1–0,2 mm do Al-BM. Vlivem lokálního přesycení α -Al uvnitř Al-WM došlo během tuhnutí Al-WM k vyloučení jehlic a klastrů IMC. Ačkoliv se při bodové analýze projevila okolní matrice Al-WM, výsledné chemické složení (88 at. % Al a 10 at. % Ti) odpovídalo koexistenci α -Al a fáze Al_3Ti . Vznik jehlic Al_3Ti díky difúzi Ti do Al byl pozorován Jiangem et al. [15] při tuhnutí Al-WM na rozhraní s pevným Ti-BM. V závislosti na lokálním obsahu Ti mohly při tuhnutí Al-WM vznikat jehlice a klastry fáze Al_3Ti .

Poslední analyzovanou oblastí bylo rozhraní Al/Ti. V závislosti na poloze byly rozlišeny tři typy rozhraní. Rozhraní Al-WM/Ti-IMC bylo ve většině případů doplněno o SR na kterém došlo k intenzivnímu promísení obou hlavních prvků. Na směsném rozhraní převažovala IMC s výraznou dendritickou mikrostrukturou tvořená směsí $AlTi$ a Al_5Ti_3 náchylnou k praskání při tuhnutí. Ostrůvky Ti-IMC, tak i IMC na SR reagovaly s tekutým Al-WM za vzniku komplexních částic tvořených jehlicemi IMC. V případě Ti-IMC ostrůvků lze popsat mikrostrukturní změny následovně: na jádro ostrůvku tvořené fází $AlTi_3$ navazuje směs fází $AlTi$ a Al_5Ti_3 , na kterou navazuje difúzní vrstva Al_2Ti přecházející v jehlice Al_3Ti . Rozhraní Al-WM/Ti-HAZ bylo ostré nebo zvlňené. V případě ostrého rozhraní mohlo v závislosti na lokálních podmínkách dojít ke vzniku souvislé vrstvy IMC. Při vzniku vrstvy s $w > 5 \mu m$ vznikla dvoufázová vrstva tvořená souvislou Al_2Ti a jehlicemi Al_3Ti , zatímco při $w < 5 \mu m$ vznikala pouze vrstva jehlic Al_3Ti rostoucí z Ti-HAZ směrem do Al-WM. Dvoufázové vrstvy obsahovaly jehlice kolmé na rozhraní, vyplněné později tuhoucím Al-WM. V kořeni heterogenních svarů docházelo k přednostnímu tavení Al-BM a vznikl tak pájený spoj s ostrým rozhraním bez IMC vrstvy. Poslední typ rozhraní byl pozorován pod souvislou Ti-IMC oblastí, kde došlo k omezenému natavení Ti-BM. Vlivem proudění taveniny byl podíl Ti ihned rozptýlen do Al-WM, současně zde nenastaly podmínky pro difuzi Ti do Al. Vzniklo tak zvlňené rozhraní podporující vznik nežádoucích dutin a staženin oslabujících rozhraní Al-WM/Ti-HAZ.

Výsledky měření mikrotvrdosti odpovídaly pozorovaným mikrostrukturním změnám uvnitř Al-WM a Ti-IMC. Mikrotvrdost Ti-IMC tvořená fází $AlTi_3$ při použití offsetu EB do Ti-BM byla o něco vyšší než mikrotvrdost Ti-IMC uvnitř heterogenních svarů bez offsetu EB. Vyšší podíl Al uvnitř Ti-IMC při offsetu do Al-BM zapříčinil vznik fází $AlTi$, Al_2Ti a Al_5Ti_3 a tím také pokles průměrné mikrotvrdosti Ti-IMC plynule navazující na Ti-HAZ. Nebyl prokázán vliv offsetu EB na mikrotvrdost Al-WM. Mikrotvrdost Al-WM vzorků svařovaných v sérii Al/Ti-II byla shodná se vzorky ze série Al/Ti-I. Výrazné SR rozhraní vznikající mezi Al-WM a Ti-IMC vykazovalo větší rozptyl mikrotvrdosti, i v rámci jednoho svaru, v porovnání se vzorky bez offsetu EB. Přítomnost SR na všech vzorcích potvrzovala, že použitý rozsah offsetu EB neeliminuje nežádoucí promísení a rozdílné lokální rychlosti ochlazování, podporující vznik SR. Ve spodní části svarů vzniklo SR pouze při výrazném promísení, naopak u vzorků s omezeným mísením v kořenové části vzniklo ostré rozhraní Al-WM/Ti-HAZ se skokovou změnou mikrotvrdosti.

6.3.3. Série Al/Ti-III

V sérii Al/Ti-III byl hodnocen vliv oscilační frekvence EB na velikost promísení a tvorbu Ti-IMC. Byly použity stejné procesní parametry jako v sérii Al/Ti-II, avšak bez offsetu EB. Oscilační frekvence byla testována ve třech hladinách a to: 250, 750 a 1000 Hz.

Hodnota použité f ovlivňovala kvalitu hlavy a kořene svaru. Souvislé housenky bez dutin vznikaly při použití $f \leq 750$ Hz. Kořenové housenky za daných podmínek měly na straně Al-BM zvlněnou morfologii, zatímco na straně Ti-BM kopírovaly svarovou linii. Tato morfologie může potvrzovat dosažení podmínek pro svařování-pájení. Vyšší f vedly k nepravidelné housence a rozstříku WM v okolí kořene svaru.

Analýza makrostruktury na příčných řezech odhalila rostoucí šířku hlavy svaru s vyšší f a potvrdila negativní vliv $f = 1000$ Hz, kdy vlivem velkého množství vznikající Ti-IMC došlo k vytlačení této oblasti mimo svar a k tvorbě dutin uvnitř Al-WM. Při nižších f byl pozorován propad a převýšení WM v hlavě svaru maximálně do 0,15 mm. S rostoucí f se zvyšovala rychlost proudění taveniny, čímž se také zvyšoval podíl souvislé Ti-IMC z 16,9 % až k 41,6 %. Společně s množstvím Ti-IMC se zvyšovala porozita svaru, a to následovně: 2,4 % \rightarrow 6,5 % \rightarrow 10,6 %.

Mikrostruktura popraskané Ti-IMC odpovídala svarům s offsetem do Al-BM větším jak 0,2 mm. Ti-IMC byla tvořena směsí fází AlTi, Al₂Ti a Al₅Ti₃. Pouze při $f = 1000$ Hz obsahovala Ti-IMC větší podíl fáze AlTi₃. Směsné rozhraní podporovalo tvorbu staženin v okolí ostrůvků Ti-IMC a jehlic Al₃Ti. Výraznější mikrostrukturní změny nebyly při změně f zaznamenány.

Měření mikrotvrdomosti nepotvrdilo vliv oscilační frekvence na mikrotvrdomost oblasti Ti-IMC. Hodnoty a průběhy mikrotvrdomosti byly srovnatelné s hodnotami při použití offsetu EB do Al-BM. Ačkoliv při použití $f = 1000$ Hz vznikl největší podíl oblasti Ti-IMC, měla tato oblast vlivem většího promísení a fázového složení nižší průměrnou mikrotvrdomost než svary s offsetem EB do Ti-BM. Podmínek pro svařování-pájení bylo dosaženo pouze v kořenové části při $f < 1000$ Hz. Vzniklo zde ostré rozhraní Ti-HAZ/Al-WM se skokovou změnou mikrotvrdomosti.

6.3.4. Série Al/Ti-IV

Na základě výsledků série Al/Ti-III byl použita kombinace offsetu EB do Al-BM s $f = 250$ Hz. Zbylé parametry zůstaly neměnné. Cílem byla redukce velikosti oblasti Ti-IMC a dosažení podmínek pro svařování-pájení v celé tloušťce svaru.

Strukturní analýza heterogenních svarů nepotvrdila dosažení podmínek potřebných pro svařování-pájení při nastavení offsetu EB do Al-BM a nízké frekvence. Použití offsetu 0,1 mm do Al-BM a $f = 250$ Hz vedlo k totožným výsledkům jako u svarů s $f = 500$ – 1000 Hz a svarů s offsetem EB do Ti-BM. Přínos pomalejšího proudění taveniny při nižších f se projevil pouze v kvalitě hlavy svaru, kdy nedošlo k vytlačení taveniny Ti-IMC mimo svarový spoj. Při větších offsetech do Al-BM nebylo dosaženo poklesu podílu Ti-IMC pod 38 %. Vznikl atypický profil svaru, kdy v kořeni vznikly dva separátní WM s rozhraním Al-WM/Ti-HAZ/Ti-IMC/Ti-HAZ. Díky použití $U_a = 80$ kV byla vyloučena možnost vzniku magnetického pole mezi heterogenními materiály, které je podmíněno podmíněno použitím $U_a \leq 20$ kV a projevující se vychýlením WM pouze do jednoho BM [49]. Profil svaru odpovídá použití nevhodné kombinace procesních parametrů, a to konkrétně oscilační frekvence f , rychlosti svařování v a použité velikosti spotu EB d_{spot} . Nižší f ovlivňuje nerovnoměrné rozložení plošné hustoty energie EB. Uvedené parametry ovlivňují plošnou hustotu ρ_{eb} , kdy nižší f podporuje nerovnoměrnou ρ_{eb} [40, 85]. Nejvíce energie bylo dodáváno na obvod spotu EB a k tavení v celé ploše spotu docházelo pouze v horní polovině svaru. V dolní části svaru došlo vlivem nerovnoměrného rozložení ρ_{eb} v kombinaci s použitou rychlostí svařování ke vzniku dvou oddělených WM.

Atypický profil svaru vedl k nárůstu podílu souvislé oblasti Ti-IMC, který činil 51–63 % z celkové plochy svaru. Oblasti Ti-IMC obsahovaly trhliny nešířící se po rozhraní. Tvorbu trhlín podporovaly rychlost ochlazování, deformačními charakteristiky IMC a profil WM. Profil svaru současně podporoval porušení rovnovážných podmínek uvnitř keyhole, které se projevují průnikem Al-WM do Ti-IMC a naopak. Především Ti-IMC uvnitř Al-WM brání úniku plynů z taveniny, čímž vzrůstá porozita, která při offsetu 0,3 mm do Al-BM dosahovala 11 %. Rozdílná penetrační hloubka d_p uvnitř jednotlivých BM byla dána rozdílnými fyzikálními vlastnostmi BM. Především pomalejším odvodem tepla do Ti-BM, který se projevil v šířce Ti-HAZ.

Měření průběhu mikrotvrlosti odhalilo nižší průměrné hodnoty Ti-IMC než při použití offsetu do Ti-BM. Pokles průměrné mikrotvrlosti Ti-IMC byl dán měnícím se fázovým složením směrem ke Al-WM. Při největším promísení vznikla oblast Ti-IMC tvořená fází $AlTi_3$ přecházející na rozhraní s Al-WM ve směs fází $AlTi$, Al_2Ti a Al_5Ti_3 . Výrazné promísení vedlo ke vzniku výrazného SR (především v horní polovině svaru) tvořeného ostrůvky výše uvedených fází, jehlic Al_3Ti a okolním Al-WM. Velikost SR se odrazila také na výsledných mikrotvrlostech této oblasti, které byly ze všech sérií nejvyšší. Vznik rozhraní Al-WM/Ti-HAZ/Ti-WM u vzorků s atypickým profilem zmírnil skokovou změnu mikrotvrlosti vyskytující se typicky na ostrém rozhraní Al-WM/Ti-HAZ.

6.3.5. Série Al/Ti-V

Pro omezení podílu oblasti Ti-IMC bylo na základě rovnice (7) zvoleno vyšší $U_a = 120$ kV redukující rozbíhavost EB na svaru bez offsetu. Současně byl snížen $I_b = 12$ mA, aby byl zachován stejný výkon svazku a množství vneseného tepla jako v předchozích sériích. Jelikož nejnižšího podílu Ti-IMC bylo dosaženo při offsetu EB 0,3 mm do Al-BM, byl také odzkoušen offset do Al-BM 0,4 až 0,6 mm. Pro zpomalení odvodu tepla z místa svaru byl při offsetu 0,5 mm aplikován předehřev Al-BM na 400 °C po dobu 5 minut provedený pomocí EB.

Použití vyššího U_a potvrdilo zúžení EB, které se projevilo poklesem plochy svaru při výrazném promísení BM na svaru bez offsetu EB. Vznikla souvislá oblast Ti-IMC, včetně SR, v celé tloušťce svaru. Vlivem menší plochy svaru vzrostl podíl Ti-IMC z 26,4 % na 47,8 %. Rostoucí podíl Ti-IMC opět zvyšoval porozitu svaru (3,2 → 7,6 %).

Offset EB do Al-BM větší jak 0,3 mm při $d_{spot} = 0,2$ mm eliminoval tvorbu souvislé oblasti Ti-IMC. Za daných podmínek docházelo k přednostnímu tavení Al-BM při vzniku úzké Ti-HAZ v celé tloušťce svaru. Uvnitř Al-WM se v omezené míře vyskytovaly jehlice Al_3Ti , naopak v místech s nejrychlejším odvodem tepla do neovlivněného BM vznikaly uvnitř Al-WM trhliny za tepla. Vlivem výše zmíněných podmínek se trhliny za tepla uvnitř Al-WM nevyskytovaly v ose svaru, ale v hlavě svaru na rozhraní s Ti-HAZ. Porozita Al-WM při offsetu 0,4 a 0,5 mm (0,5–2,0 %) byla na úrovni homogenních svarů slitiny AA6. Pouze při největším offsetu EB do Al-BM byla překročena porozita homogenních svarů (4,5 %), která však stále byla pod limitní hodnotou udávanou pro svarové spoje Al slitin [84]. Předehřev Al-BM redukoval velikost a množství trhlín vznikajících v hlavě svaru při offsetu 0,5 mm bez výrazného vlivu na množství pórů uvnitř Al-WM.

Analýza rozhraní Al-WM/Ti-HAZ pomocí SEM odhalila vznik tenké vrstvy IMC. Pouze při offsetu 0,4 mm byla tato vrstva souvislá na celém rozhraní s šířkou 0,41 μm . Při vyšších offsetech, vlivem posunu zdroje tepla dále od rozhraní, již tato vrstva nevznikala, anebo byla necelistvá. Použití předehřevu Al-BM nemělo vliv na vznikající vrstvu IMC, ale v kombinaci se svařováním-pájením zapříčinilo mikrostrukturní změny uvnitř Ti-HAZ. Mikrostrukturní změny mohly být zapříčiněny částečnou transformací α -Ti na α' -Ti nebo precipitací $AlTi_3$ z α -Ti. Jelikož nedošlo ke změně tvaru fáze β -Ti uvnitř Ti-HAZ a překročení teploty T_β , byly mikrostrukturní změny způsobeny pravděpodobně precipitací $AlTi_3$. Dle [87] může mezi teplotami 500–550 °C docházet k přerozdělování legujících prvků uvnitř α -Ti doprovázené precipitací částic $AlTi_3$.

V jednotlivých oblastech svarů s offsetem EB nebyly detekovány změny chemického složení v porovnání se BM. EDS analýza vzorku s offsetem 0,4 mm odhalila průměrné chemické složení vrstvy IMC 64 hm. % Al a 36 hm. % Ti. Ačkoliv lze počítat se zkreslením výsledků vlivem malého rozměru vrstvy IMC a spotu EB použitého při EDS analýze, výsledné chemické složení odpovídá směsi fází Al_2Ti a Al_3Ti . Jelikož vrstva IMC vznikala v polotuhém stavu, kdy může docházet k difuzi atomů Ti do tekutého Al-WM. Bylo prokázáno, že za podobných podmínek v polotuhém stavu vzniká jako první fáze Al_3Ti [13].

Průběh mikrotvrlost vzorku bez offsetu EB odpovídal vzorkům svařovaným bez offsetu s nižším U_a . Nepatrně nižší mikrotvrlost Ti-IMC a SR byla zapříčiněna tvorbou Ti-IMC v celé tloušťce

svaru. Oblast Ti-IMC proto obsahovala vyšší podíl Al a byla tvořena směsí fáze $AlTi_3$ doplněnou o fáze $AlTi$, $AlTi_2$ a Al_5Ti_3 . SR nebylo tvořeno pouze jehlicemi Al_3Ti a okolní matricí $\alpha-Al$, ale také fázemi s vyšším podílem Ti. Vzorky svařované s offsetem 0,4 mm a vyšším, měly průměrné hodnoty jednotlivých oblastí srovnatelné s mikrotvrdostí homogenních svarů slitin AA6 a Ti64. Použití přehřevu nemělo vliv na výslednou mikrotvrdost.

Díky absenci souvislé Ti-IMC byly vzorky s offsetem 0,4 a 0,5 mm do Al-BM vybrány pro zkoušku tahem. K porušení vzorků došlo bez výrazné plastické deformace na rozhraní Al-WM/Ti-HAZ. V případě offsetu 0,4 mm bylo dosaženo průměrné pevnosti 109,5 MPa, zatímco při offsetu 0,5 mm pouze 88,6 MPa. Nižší pevnost svarového spoje s offsetem 0,5 mm byla zapříčiněna vyšším počtem trhlin vznikajících při tuhnutí Al-WM na rozhraní s Ti-HAZ v hlavě svaru. Při offsetu 0,4 mm tak bylo dosaženo maximálně 35% pevnosti slitiny AA6. Použité procesní parametry umožnily svařování-pájení v celém svaru a bránily vzniku objemné Ti-IMC oblasti, avšak nezajišťovaly dostatečnou pevnost rozhraní.

Fraktografická analýza lomových ploch svarového spoje nepotvrdila vliv offsetu na mechanismus porušení. Charakter lomů hlavy a kořene svaru byl odlišný. Při porušení svaru na rozhraní Al-WM/Ti-HAZ a Al-WM/Ti-IMC byl v kořeni svarů pozorován vyšší podíl fází bohatých na Ti. Absence částic bohatých na Ti v horní polovině svaru byla zapříčiněna mikrotrhlinami v hlavě svaru, které podporovaly porušení svaru uvnitř Al-WM. Pevnost heterogenního svaru oslabovaly dutiny s velikostí do 1,5 mm zachycené uvnitř Al-WM.

Lomová plocha hlavy svaru s trhlinami odhalila nízkoenergetický tvárný mechanismus transkrystalického lomu doplněný o lokální interkrystalickou dekohezi uvnitř Al-WM. Částice Ti v kořeni lomové plochy vykazovaly porušení štěpnými lomy. Výsledky bodové EDS analýzy částic potvrdili chemické složení (74 at. % Al a 26 at. % Ti) odpovídající existenci fáze Al_3Ti uvnitř $\alpha-Al$. Tyto výsledky potvrzují porušení kořenové části svaru na rozhraní Al-WM s tenkou vrstvou Ti-IMC. V okolí zbytků vrstvy Al_3Ti byly pozorovány mikrostaženiny na jejichž povrchu došlo k interkrystalické dekohezi $\alpha-Al$. Zrna $\alpha-Al$ byla obklopena drobnými částicemi. Podobné částice fáze Al_3Ti pozoroval Tomashchuk et al. [9] na směsném rozhraní Al/Ti svarů. Vzhledem k podmínkám zamezujícím vzniku SR při použití offsetu 0,4 mm a 0,5 mm se nejedná o IMC, ale o eutektikum vyloučené po hranicích zrn $\alpha-Al$.

6.3.6. Série Al/Ti-VI

Vzhledem k výsledkům s offsetem EB o 0,4 mm do Al-BM byl odzkoušen offset 0,35 mm při shodné a nižší rychlosti svařování zaručující pomalejší odvod tepla z místa svaru. Dále byla zkoušena kombinace offsetu 0,4 mm a 0,5 mm do Al-BM při vyklonění EB v kořeni svaru směrem k Ti-BM. Byl zvolen takový úhel vyklonění zajišťující offset EB ve vzdálenosti 0,1 mm a 0,2 mm od svarové linie. Dané úpravy procesních parametrů a menší tloušťka svaru 6,5 mm byly zvoleny pro zlepšení podmínek svařování-pájení. Ostatní parametry nebyly upravovány.

Upravený offset EB (včetně vyklonění) vedl k výraznému zlepšení kvality svarové housenky v hlavě i kořeni svaru. Vzhled housenek potvrzuje podmínky pro rovnovážné tuhnutí nataveného materiálu. Mimo použití offsetu EB byla kvalita svarové housenky ovlivněna také tloušťkou svarového spoje. Vlivem dobré smáčivosti Ti-BM tekutým Al-WM a menší t svaru došlo k rozšíření svarové housenky v kořeni. Rozšíření kořene se projevilo propadem Al-WM v hlavě svaru o 3–9 % z celkové t svaru. Vlivem dynamického proudění taveniny byl propad Al-WM vždy pozorován na jiném místě, tj. nebyl situován pouze v blízkosti rozhraní Al-WM/Ti-HAZ.

Offset EB 0,35 mm, nezávisle na použité v , vedl k částečnému natavení Ti-BM při vzniku výrazné Ti-HAZ v hlavě svaru. Natavení vedlo ke vzniku ostrůvků a „jazyků“ IMC uvnitř Al-WM. Offset 0,35 mm do Al-BM eliminoval vznik trhlin uvnitř Al-WM nezávisle na použité v . Nejnižší rychlost vedla ke vzniku výrazné Al-HAZ tvořené zhrubými vměstky a natavenými hranicemi zrn Al-BM. Kombinace offsetu EB a nejnižší v nezlepšila únik plynů z Al-WM, naopak podporovala odpařování prvků z Al-BM. Výsledkem byla vysoká porozita (9,6 %), navíc

při minimálním podílu souvislé oblasti Ti-IMC. Podíl Ti-IMC $< 0,55\%$ byl zaznamenán ve všech svarech kombinujících offset a vyklonění EB. Vyklonění EB vedlo k tavení Ti-BM také v kořeni svaru. Vyklonění EB ke kořeni svaru vedlo k vyšším gradientům teplot na rozhraní Al-WM/Ti-HAZ. Za daných podmínek mohly krystalizační trhliny, které byly pozorovány v horní polovině heterogenních svarů svařovaných s offsetem EB do Al větším jak 0,3 mm, vznikat také v blízkosti kořene. Ačkoliv byl redukován podíl souvislých Ti-IMC, stále v kombinaci s trhlinami zhoršují pevnost a houževnatost rozhraní.

Použité procesní parametry nevedly ke vzniku doposud nepozorovaných mikrostruktur. Uvnitř hlavy, kořene a v blízkosti rozhraní se vyskytovaly jehlice a klastry fáze Al_3Ti doplněné při větším natavení Ti-BM o „jazyky“ a ostrůvky Ti-IMC obsahující štěpné trhliny. Při menším natavení vznikla tenká vrstva mezi Al-WM a Ti-HAZ odpovídající Ti-HAZ3 pozorované v sérii Al/Ti-I.

EDS analýza potvrdila přerozdělení Al a Mg uvnitř výrazné Al-HAZ a omezené promísení v blízkosti rozhraní Al/Ti v hlavě a kořeni svarů. Vlivem omezeného promísení ve středu svaru nedošlo k vyloučení částic Al_3Ti v blízkosti rozhraní. Plošná EDS analýza ostrůvků potvrdila klesající koncentraci Ti od středu po jeho okraj. Jádro bylo tvořeno fází $AlTi_3$ nebo směsí $AlTi_3$ a $AlTi$. Okraje ostrůvků pak tvořila směs $AlTi$, Al_2Ti a Al_5Ti_3 . Uvnitř α -Al uzavřeného mezi ostrůvky a jazyky vzniklo velké množství jehlic Al_3Ti . Ostrůvky Ti-IMC pouze lokálně zvyšovaly průměrnou mikrotvrdost Al-WM.

6.3.7. Série Al/Ti-VII

Cílem série Al/Ti-VII bylo orientační zhodnocení vlivu přídavného materiálu ve formě tenkých fólií s tloušťkou 0,2 mm na promísení BM a podmínky tuhnutí WM. Jako FM byly vybrány tři čisté materiály, a to Ni fólie ($w = 6,5$ mm), Ta fólie ($w = 5,0$ mm) a Cu fólie ($w = 8,5$ mm). Fólie byly vloženy mezi svařované materiály. V případě Ni a Ta fólie byly použity svary s $t = 7$ mm. Svary s Ni a Ta fóliemi byly svařovány při $v = 10$ mm·s⁻¹ a offsetu 0,35 mm do Al-BM. Pro srovnání byl proveden vzorek s Ni fólií bez offsetu EB. Při použití Cu fólie byl kvůli fyzikálním vlastnostem FM zvýšen P_b na 2,64 kW při $v = 15$ mm·s⁻¹ v kombinaci bez offsetu EB i s offsetem 0,25 mm do obou BM. Pro zlepšení podmínek tuhnutí svarů s Cu fólií byla testována kombinace offsetu 0,25 mm do Al-BM a $v = 10$ mm·s⁻¹. Zvolené FM jsou vhodné pro svařování a mimo Ta také pro pájení. Při výrazném promísení FM s oběma BM dochází ke vzniku IMC [90–92]. Výjimku tvoří pouze systém Ta-Ti, jelikož Ta stabilizuje fázi β -Ti.

Vizuální analýza svarových housenek potvrdila nepříznivý vliv FM. Pozorovaná morfologie housenek naznačuje nerovnoměrné podmínky tuhnutí WM při promísení s BM za vzniku velkého množství IMC. Vzhledem ke kvalitě housenek lze výsledné svary rozdělit do tří skupin. Do první skupiny patří svar s FM-Ni a offsetem do Al-BM s relativně souvislou svarovou housenkou, která v hlavě svaru kopírovala rozhraní s Ti-BM, zatímco na straně Al-BM byly pozorovány znaky potvrzující tavení Al-BM. Druhou skupinu tvořily svarové housenky prasklé na rozhraní Al-BM/FM/Ti-HAZ. Sem patří svary s FM-Ta s offsetem do Al-BM a FM-Ni bez offsetu EB. Poslední kategorii zastupují svary s FM-Cu u kterých se vyskytovaly souvislé a nesouvislé svarové housenky. Společným znakem byly nepropojené trhliny uvnitř WM. Lepšího vzhledu housenek s FM-Cu bylo dosaženo při offsetu do Al-BM.

Hodnocení příčných řezů potvrdilo nerovnovážně podmínky tuhnutí při promísení FM s minimálně jedním BM. Výsledné svarové spoje vykazovaly nehomogenním fázové složení s velkým počtem svarových vad. Uspokojivých výsledků bylo dosaženo při použití FM a offsetu EB do Al-BM, což je v souladu s kvalitou svarových housenek. Heterogenní svarové spoje nezávisle na použitém FM vykazovaly výraznou křehkost rozhraní WM/Ti-HAZ a Al-BM/WM, která se projevila popraskání svarů podél rozhraní.

Použití offsetu do Al-BM a FM-Ni zabránilo dodání potřebné Q_{eb} na rozhraní FM-Ni/Ti-HAZ, čímž došlo k promísení pouze s Al-BM vedoucí k nejmenší porozitě WM (0,2%) a malému množství souvislé Ti-IMC (4,3 %). Druhá skupina svarů vykazovala porušení podél rozhraní

s Ti-HAZ. V případě FM-Ni bylo porušení zapříčiněno tvorbou souvislých IMC (27,2 %), zatímco kombinace FM-Ta a offsetu EB do Al-BM vedla k natavení pouze Al-BM za vzniku pájeného spoje mezi Al-WM a FM-Ta. K porušení svaru tak nedošlo vlivem tvorby IMC, ale vlivem smrštění Al-WM při tuhnutí svaru. Stejně jako v případě offsetu do Al-BM a použití FM-Ni vznikl při použití FM-Ta Al-WM s maximální porozitou 0,4 %.

Při použití FM-Cu byly vzorky rozděleny na svary s offsetem do Al-BM a zbylé svary. Použití offsetu do Al-BM eliminovalo vznik souvislých IMC (< 0,64 %) a roztavený FM-Cu byl rozptýlen uvnitř Al-WM, kde vznikla směs IMC a tuhého roztoku α -Al. Nezávisle na offsetu EB vykazovaly svary s FM-Cu nejvyšší porozitu WM (15–24 %). Typ vznikajících pórů již byl ovlivněn použitým offsetem EB. Díky absenci souvislých IMC ve WM se jednotlivé póry mohly shlukovat do větších dutin, naopak u vzorků bez offsetu a s offsetem do Ti-BM bránily IMC oblasti pohybu pórů v tavenině za vzniku makro i mikro pórů. Příčné řezy vzorků s FM-Cu odhalily přítomnost trhlin, které se šířily i do povrchové housenky svaru. Množství trhlin uvnitř WM potvrzuje zkrěhnutí α -Al při rychlém ochlazení a vyšším obsahu Cu.

Analýza mikrostruktury svarů s FM potvrdila vznik IMC ve WM. Svarové spoje zhotovené s FM Ni bez offsetu EB obsahovaly značné množství IMC na bázi Al-Ni-Ti [90]. Vlivem výrazného promísení závisel typ IMC na poloze uvnitř svaru, jelikož WM nemá homogenní chemické složení. Offset EB do Al-BM bránil tavení a současně redukoval množství roztaveného Ni uvnitř α -Al pod 10 wt. %. Svar s offsetem do Al-BM a FM-Ni jako jediný nebyl porušen při metalografické přípravě. Avšak uvnitř WM byly stejně jako ve svarech bez FM a provedených s offsetem do Al-BM větším jak 0,3 mm pozorovány krystalizační trhliny v blízkosti rozhraní s FM-Ni.

Ačkoliv při použití FM-Ta vznikl pájený spoj pouze na straně Al-WM došlo k částečnému natavení FM-Ta, které se projevilo redukcí fólie na přibližně 1/5 původní tloušťky a vyloučením omezeného množství částic Al_3Ta z α -Al dále od rozhraní Al-WM/FM-Ta. Přímou na rozhraní vznikla souvislá vrstva IMC fáze AlTa s šířkou $w \leq 4 \mu m$ navazující na nenatavená zrna β -Ta. Na souvislou vrstvu navazovala širší ($w \leq 7,7 \mu m$) a nesouvislá vrstva části Al_2Ta obklopených později tuhoucím α -Al.

Mikrostruktura svarového kovu při použití FM-Cu byla také ovlivňována použitým offsetem EB. Větší promísení FM-Cu uvnitř WM při offsetu EB do Al-BM zamezilo vzniku souvislých oblastí IMC. Vlivem nerovnoměrného promísení byl svarový kov tvořen směsí α -Al a Al_2Cu a ostrůvky s vyšším obsahem Cu a Ti (např. Al_5CuTi_2). Svary bez offsetu a s offsetem do Ti-BM obsahovaly souvislé oblasti IMC, ve kterých byly navíc $AlTi_3$ a Al_3Ti fáze. Různorodější směs IMC bránila úniku par a smrštění svaru při tuhnutí, což vedlo k vysoké porozitě a vzniku trhlin.

Průběhy mikrotvrdotí odpovídaly fázovému složení jednotlivých svarů. Heterogenní mikrostruktura svaru s FM-Ni bez offsetu EB měla průměrnou mikrotvrdot odpovídající směsnému rozhraní Al/Ti spojů. Mikrotvrdot souvislých IMC překračovala průměrnou mikrotvrdot fáze $AlTi_3$. Mikrotvrdot srovnatelnou s $AlTi_3$ měly ostrůvky IMC v hlavě svaru s FM-Ni a offsetem do Al-BM. Ostrůvky IMC na rozhraní s Ti-HAZ obsahovaly trhliny, které iniciovaly porušení podél rozhraní s Ti-HAZ. Mikrotvrdot svarového kovu s vyšším obsahem Ni byla díky přítomnosti Al_3Ni vyšší než mikrotvrdot Al-BM. Průměrná mikrotvrdot Al-WM při použití offsetu do Al-BM a FM-Ta nebyla ovlivněna malým množstvím částic Al_3Ta v porovnání s mikrotvrdotí heterogenních svarů bez FM. V případě svarů s FM-Cu se vliv offsetu projevil pouze v množství souvislých oblastí IMC. Ze získaných výsledků je patrné, že IMC na bázi Al-Cu-Ti jsou měkčí než IMC na bázi Al-Ti a Al-Ni-Ti, přesto výrazně omezují deformační schopnosti tuhajícího WM.

7. ZÁVĚRY

V rámci dizertační práce byl proveden literární rozbor svařitelnosti homogenních a heterogenních spojů hliníkových a titanových slitin s využitím elektronového svazku. Hodnocena byla tvářená titanová slitina Ti-6Al-4V ve stavu po válcování za tepla a tvářené precipitačně vytvrditelné hliníkové slitiny AA6061-T651 a AA2024-T351.

První část experimentů byla zaměřena na hodnocení svařitelnosti homogenních spojů a zahrnovala hodnocení kvality svarové housenky, makro a mikrostruktury svarových spojů, analýzu chemického složení a hodnocení mikrotvrdosti. Na vybraných svarech byly navíc provedeny zkoušky tahem. Hlavním cílem této části práce byla optimalizace procesních parametrů pro použitý EB s cílem získat kvalitní a bezdefektní svary.

Druhá část experimentální práce zahrnovala hodnocení svařitelnosti heterogenních svarů. Na základě výsledků homogenních svarů a menšího podílu legujících prvků v hliníkové slitině byla vybrána kombinace AA6061-T651 a Ti-6Al-4V. Postup hodnocení heterogenních svarů byl shodný s homogenními svary. V případě heterogenních svarů bylo hlavním cílem dosažení kvalitních svarů s minimálním podílem nežádoucích intermetalických fází. Ze získaných výsledků lze vyvodit následující závěry:

- Pro optimalizaci procesních parametrů zajišťujících provaření dané tloušťky svaru, lze v případě homogenních svarů, použít jako určující kritérium výkon svazku resp. množství vneseného tepla do materiálu, a to především při změně hlavních procesních parametrů jako je urychlovací napětí, které ovlivňuje také geometrii svazku a polohu fokusační roviny svazku.
- Pro odhad nastavení procesních parametrů heterogenních svarů lze využít průměrný výkon svazku odvozený z potřebného výkonu svazku pro hliníkovou a titanovou slitinu. Zlepšení podmínek tuhnutí lze docílit zvýšením vneseného tepla pomocí nižší rychlosti svařování. Kvalitu svarové housenky v hlavě a kořeni heterogenních svarů lze využít pro výchozí hodnocení podmínek tuhnutí svarového kovu.
- Použité materiály jsou bezproblémově svařitelné elektronovým svazkem. V případě hliníkové slitiny AA6061-T651 byla redukována citlivost na tvorbu trhlin za tepla použitím vyššího urychlovacího napětí, které vede k užším svarovým spojům. Porozitu uvnitř svarového kovu hliníkových slitin nelze úplně eliminovat, ale lze ji snížit vnesením dostatečného množství tepla úpravou proudu ve svazku elektronů a rychlostí svařování. Ani v jednom případě však porozita nepřekročila kritickou hodnotu 5 %, která je udávaná mezinárodními standardy. Nebylo potvrzeno selektivní vypařování legujících prvků, které by zvyšovaly množství porů ve svaru.
- Titanová slitina Ti-6Al-4V je také bezproblémově svařitelná elektronovým svazkem. Byl potvrzen příznivý vliv zaostření svazku mezi povrchem a $\frac{1}{2}$ tloušťky svařovaného materiálu. Nutnou pozornost vyžaduje kvalita kořene, ve kterém se negativně projevuje vliv spikingu – změny výšky kořene zapříčiněné porušení rovnovážných podmínek uvnitř keyhole. Spiking může také vést k tvorbě dutin v kořeni svaru. Kvalita kořene v kombinaci s martenzitickou strukturou svarového kovu výrazně ovlivňuje houževnatost a plasticitu svarového spoje. Mez pevnosti svarového spoje byla o 7–11 % nižší než pevnost základního materiálu.
- Při elektronovém svařování heterogenních tupých svarů hliníkové a titanové slitiny lze rozlišit těchto pět charakteristických oblastí svarového spoje: dva základní materiály, tepelně ovlivněná oblast uvnitř titanové slitiny, hliníkový svarový kov a souvislé oblasti intermetalických fází. Svarový kov byl tvořen jemnozrnnou strukturou tuhého roztoku α -Al s ostrůvky, klastry a jehlicemi intermetalik. Tepelně ovlivněná oblast titanové slitiny měla mikrostrukturu shodnou s homogenními svary titanové slitiny.

- Množství a typy intermetalických fází závisely na poloze uvnitř svarového spoje, jelikož promísením svarového kovu bylo ovlivňováno lokálním natavením základních materiálů a prouděním taveniny uvnitř keyhole. Souvislé intermetalické oblasti byly tvořeny převážně fází $AlTi_3$ nebo při větším podílu Al směsí $AlTi$, Al_5Ti_3 a Al_2Ti . Uvnitř svarového kovu byly při přesycení tuhého roztoku α -Al vyloučeny jehlice a klastry fáze Al_3Ti .
- Přestože bylo dodáno potřebné množství energie ke zhotovení 8 mm silného heterogenního svaru, projevíly se výrazně rozdílné fyzikální vlastnosti použitých slitin. V závislosti na použitých procesních parametrech docházelo v kořeni heterogenních svarů k tavení především hliníkové slitiny, zatímco v hlavě svaru mohly být nataveny oba základní materiály. V horní části svaru tak vznikalo největší množství souvislých intermetalických fází. Množství intermetalik na směsném rozhraní a uvnitř hliníkového svarového kovu záviselo na množství natavení titanové slitiny.
- Souvislé intermetalické fáze a směsné rozhraní zvyšují riziko zachycení pórů uvnitř hliníkového svarového kovu. Veškeré intermetalické fáze, včetně jehlic a klastrů uvnitř svarového kovu, negativně ovlivňují plasticitu a houževnatost heterogenních svarových spojů, popřípadě mohou vést k popraskání svarového spoje. K výraznému promísení dochází při svařování bez offsetu a s offsetem do titanové slitiny. Vznik intermetalických fází nelze eliminovat změnou oscilační frekvence svazku a použitím přídavných materiálů (Cu, Ni a Ta). Na velikost promísení základních materiálů má nepříznivý vliv rostoucí tloušťka svařovaných materiálů.
- Největší vliv na množství a typ intermetalických fází mělo použití offsetu elektronového svazku do jednoho ze základních materiálů. Posunutím svazku do hliníkové slitiny o více jak 0,35 mm, při použití spotu s průměrem 0,2 mm, vedlo k podmínkám umožňujícím svařování-pájení a redukci množství souvislých intermetalických fází pod 1 %. Použití offsetu svazku do hliníkové slitiny a nízké oscilační frekvence nezaručuje podmínky pro svařování-pájení. Offset do hliníkové slitiny vyšší jak 0,6 mm a kombinace offsetu a vyklonění svazku v kořeni směrem k titanové slitině vede k vzniku krystalizačních trhlin na rozhraní svarového kovu a tepelně ovlivněné titanové slitiny. Při použití offsetu 0,4 a 0,5 mm vznikly nejlepší svařované-pájené spoje.
- Vysoké rychlosti ochlazování a promísení taveniny uvnitř keyhole vedly k rozdílným lokálním podmínkám tuhnutí. V rámci jednoho svaru nelze označit charakteristické oblasti heterogenních svarů za homogenní z hlediska velikosti dané oblasti a chemického složení.
- Průběhy mikrotvrdotí přes svarové spoje odhalily zpevnění a tedy i zkřehnutí svarů nejen vlivem přítomností souvislých oblastí tvořených intermetalickými fázemi, ale i vlivem jehlic a klastrů Al_3Ti . Ačkoliv měl jemnozrnný hliníkový svarový kov srovnatelnou mikrotvrdot se základním materiálem, tak vlivem rozpuštění vytvrzujících částic byla mikrotvrdot ovlivňována jehlicemi a klastry Al_3Ti . Zkouška tahem byla provedena na nejkvalitnějších spojích s nejmenším podílem intermetalických fází bohatých na titan. Pevnost nejkvalitnějších spojů avšak dosahovala pouze 28 % resp. 35 % pevnosti hliníkové slitiny AA6061-T651. Pevnost rozhraní byla ovlivněna vznikem velmi tenké intermetalické vrstvy Al_3Ti na rozhraní s tepelně ovlivněnou oblastí titanové slitiny a trhlinami v blízkosti rozhraní. Ze stejného důvodu se měnil také charakter lomové plochy zkoušených spojů.

8. SEZNAM POUŽITÉ LIERATURY

- [1] KREIMEYER M., WAGNER F., VOLLERTSEN F. Laser processing of aluminum-titanium-tailored blanks. *Optics and Lasers in Engineering*. 2005, vol. 43, s. 1021-1035.
- [2] HUDA Z., EDI P. Materials selection in design structures and engines of supersonic aircrafts: A review. *Materials and Design*. 2013, vol. 46, s. 552-560.
- [3] MÖLLER F., GRDEN M., THOMY C., VOLLERTSEN F. Combined laser beam welding and brazing process for aluminium titanium hybrid structures. *Physic Procedia*. 2011, vol. 12, s. 215-223.
- [4] MAJUMDAR B., GALUN R., WEISHEIT A., MORDIKE B. L. Formation of a crack-free joint between Ti alloy and Al alloy by using a high-power CO₂ laser. *Journal of Materials Science*. 1997, vol. 32, s. 215-223.
- [5] VAIDYA W. V., HORSTMANN M., VENTZKE V., PETROVSKI B., KOÇAK M., KOCIK R., TEMPUS G. Improving interfacial properties of a laser beam welded dissimilar joint of aluminium AA6056 and titanium Ti6Al4V for aeronautical applications. *Journal of Materials Science*. 2010, vol. 45, s. 6242-6254.
- [6] CHEN S., LI L., CHEN Y., DAI J., HUANG J. Improving interfacial reaction nonhomogeneity during laser welding-brazing aluminum to titanium. *Materials and Design*. 2011, vol. 32, s. 4408-4416.
- [7] BANG H. S., BANG H. S., SONG H. J., JOO S. M. Joint properties of dissimilar Al6061-T6 aluminum alloy/Ti-6%Al-4%V titanium alloy by gas tungsten arc welding assisted hybrid friction stir welding. *Materials and Design*. 2013, vol. 51, s. 544-551.
- [8] MICHNA Š., LUKÁČ I., OČENÁŠEK V., KOŘENÝ R., DRÁPALA J., SCHNEIDER H., MIŠKUFOVÁ A., a kol. *Encyklopedie hliníku*. Prešov: Adin, s. r. o., 2005, 722 s. ISBN 80-89041-88-4.
- [9] TOMASHCHUK I., SALLAMAND P., CICALA E., PEYRE P., GREVEY D. Direct keyhole laser welding of aluminum alloy AA5754 to titanium alloy Ti6Al4V. *Journal of Materials Processing Technology*. 2014, vol. 217, s. 96-104.
- [10] SAHUL M., SAHUL M., VYSKOČ M., ČAPLOVIČ L., PAŠÁK M. Disk Laser Weld Brazing of AW5083 Aluminum Alloy with Titanium Grade 2. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2016, vol. 26, no. 3, s. 1346-1357.
- [11] CHEN Y., CHEN S., LI L. Influence of interfacial reaction layer morphologies on crack initiation and propagation in Ti/Al joint by laser welding-brazing. *Materials and Design*. 2010, vol. 31, s. 227-233.
- [12] RAO A. S., REDDY G. M., PRASAD K. S. Microstructure and tensile properties of dissimilar metal gas tungsten arc welding of aluminium to titanium alloy. *Materials Science and Technology*. 2011, vol. 27, no. 1, s. 65-70.
- [13] JIANGPING L., YANQING S., YANJIN X., LIANGSHUN L., JINGJIE G., HENGZHI F. First phase selection in solid Ti/Al diffusion couple. *Rare Metal Materials and Engineering*. 2011, vol. 40, no. 5, s. 753-756.
- [14] JIANGWEI R., YAJIANG L., TAO F. Microstructure characteristics in the interface zone of Ti/Al diffusion bonding. *Materials Letters*. 2002, vol. 56, s. 647-652.

- [15] JIANG S., LI S., ZHANG L. Microstructure evolution of Al-Ti liquid-solid interface. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. 2013, vol. 23, s. 3545-3552.
- [16] SAPRYGIN V. D. Pressure welding of aluminium-steel and titanium-aluminium transition pieces for low-temperature service. *Welding Production*. 1975, vol. 22, no. 6, s. 29-31.
- [17] DRESSLER U., BIALLAS G., MERCADO U. A. Friction stir welding of titanium alloy TiAl6V4 to aluminium alloy AA2024-T3. *Materials Science & Engineering A*. 2009, vol. 526, s. 113-117.
- [18] CHEN Y., NI Q., KE L. Interface characteristic of friction stir welding lap joints of Ti/Al dissimilar alloys. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. 2012, vol. 22, s. 299-304.
- [19] CHEN Y. C., NAKATA K. Microstructural characterization and mechanical properties in friction stir welding of aluminum and titanium dissimilar alloys. *Materials and Design*. 2009, vol. 30, s. 469-474.
- [20] SCHULTZ H. *Electron Beam Welding*. Cambridge: Woodhead Publishing Ltd., 1993, 232 s. ISBN 1-85573-050-2.
- [21] ADAM V., CLAUB U., DOBENECK D., KRÜSSEL T., LÖWER T. *Electron Beam Welding – the fundamentals of fascinating technology*. 1. vydání. Burg: pro-beam AG & Co. KGaA, 2011, 98 s.
- [22] LIENERT T. J., BABU S. S., SIEWERT T. A., ACOFF V. L., ed. *ASM Handbook: Volume 6A Welding Fundamentals and Processes*. 1. vyd. Materials Park, OH: ASM International. 2011, 920 s. ISBN: 978-1-61503-133-7.
- [23] ZOBAČ M. Řízení a diagnostika elektronového svazku pro pokročilé technologie. Brno: Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, 2009. s. 158. Vedoucí dizertační práce: prof. RNDr. Bohumila Lencová, CSc.
- [24] SALH R. Defect related luminescence in silicon dioxide network: A review. In: BASU S., *Crystalline Silicon – Properties and Uses* [online]. Rijeka: InTech, 2011. s. 135-172 [cit. 2018-06-20]. ISBN: 978-953-307-587-7. Dostupné z: <http://www.diva-portal.org/smash/get/diva2:459874/FULLTEXT02>
- [25] PETROV P., GEORGIEV CH., PETROV G. Experimental investigation of weld pool formation in electron beam welding. *Vacuum*. 1998, vol. 51, no. 3, s. 339-343.
- [26] DILTHEY U. *Welding Technology 1: Welding and Cutting Technologies* [online]. 1. vydání. Aachen: der Augustinus-Buchh, 2005, 217 s [cit. 2018-07-23]. Dostupné z: <http://www4.hcmut.edu.vn/~dantn/WT/>
- [27] RAI R., BURGARDT P., MILEWSKI J. O., LIENERT T. J., DEBROY T. Heat transfer and fluid flow during electron beam welding of 21Cr-6Ni9Mn steel and Ti-6Al-4V alloy. *Journal of Physics D: Applied Physics*. 2009, vol. 42, no. 2, s. 1-12.
- [28] PHILIPS D. H. High Energy Density Welding Processes. In: *Welding Engineering: An Introduction* [online]. 1 vydání. John Wiley & Sons, Ltd. 2016, s. 114 – 122 [cit. 2018-07-13]. ISBN: 978-111-919-407. Dostupné z: <https://onlinelibrary.wiley.com/doi/pdf/10.1002/9781119191407.ch5>

- [29] LÖWER T. How to get an electron beam [disk]. Prezentováno: Electron-beam professional; pro-beam company workshop. 2015, květen 20-22; Bertingen [cit. 2018-07-30].
- [30] AKRAM H. M. Selection of Precise vacuum Pumps for the Systems with Diverse Vacuum Ranges. *Global Journal of Researches in Engineering: A Mechanical and Mechanics Engineering*. 2014, vol. 14, no. 2, s 1-7.
- [31] ARATA Y., TERA I K., MATSUDA S. Study on Characteristics of Weld Defect and Its Prevention in Electron Beam Welding (Report I) – Characteristics of Weld Porosities. *Transactions of JWRI*. 1973, vol. 2, no. 1, s. 103-112.
- [32] MLADENOV G., VUTOVA K., WOJCICKI S. Experimental investigation of the weld depth and thermal efficiency during electron beam welding. *Vacuum*. 1998, vol. 51, no. 2, s. 231-233.
- [33] KHAN M. M. A., ROMOLI L., FIASCHI M., SARRI F., DINI G. Experimental investigation on laser beam welding of martensitic steels in a constrained overlap joint configuration. *Journal of Materials Processing Technology*. 2010, vol. 210, s. 1340-1353.
- [34] HEMMER H., GRONG Ø. Prediction of penetration depths during electron beam welding. *Science and Technology of Welding and Joining*. 1999, vol. 4, no. 4, s. 219-225.
- [35] THOMAS G., RAMACHANDRA V., NAGARAJAN K. V., PANT B., SARKAR B. K., VASUDEVAN R. Electron Beam Welding Studies of 25-mm Thick Ti-6Al-4V Sections. *Welding Journal*. 1989, vol. 8, s. 336-341.
- [36] KRISHNAN A., PODURI A. R., REDDY S. A. Effect of beam current, weld speed and dissolution on mechanical and microstructural properties in electron beam welding. *International Journal of Research in engineering and Technology*. 2013, vol. 2, no. 6, s 1020-1029.
- [37] KOLEVA E. Electron beam weld parameters and thermal efficiency improvement. *Vacuum*. 2004, vol. 77, s. 413-421.
- [38] KIM S., JEONG Y., PARK J., LEE Y. Fundamental study on electron beam weld sections and strengths using AA6061-T6 aluminum plate. *Journal of Mechanical Science and Technology*. 2013, vol. 27, no. 10, s. 2935-2940.
- [39] WANG S., WU X. Investigation on the microstructure and mechanical properties of Ti-6Al-4V alloy joints with electron beam welding. *Materials and Design*. 2012, vol. 36, s. 663-670.
- [40] TRUSHNIKOV D. N., KOLEVA E. G., MLADENOV G. M. BELENKIY V. Y. Effect of beam deflection oscillations on the weld geometry. *Journal of Materials Processing Technology*. 2013, vol. 213, s. 1623-1634.
- [41] OLSHANSKAYA T. V., PERMYAKOV G. L., BELENKIY V. Y., TRUSHNIKOV D. N. The Influence of Electron Beam Oscillation on the Crystallization and Structure of Dissimilar Steel-Bronze Welds. *Modern Applied Science*. 2015, vol. 9, no. 6, s. 296-309.
- [42] MARA G. L., FUNK E. R., MCMASTER R. C., PENCE P. E. Penetration Mechanisms of Electron Beam Welding and the spiking Phenomenon. *Welding Research Supplement*. 1974, vol. 6, s. 246-251.

- [43] WEI P. S., CHUANG K. C., KU J. S., DEBROY T. Mechanisms of Spiking and Humping in Keyhole Welding. *IEEE Transactions on Components, Packaging and Manufacturing Technology*. 2012, vol. 2, no. 3, s. 383-394.
- [44] ARATA Y., MATSUDA F., MURAKAMI T. Some Dynamic Aspects of Weld Molten Metal in Electron Beam Welding. *Transactions of JWRI*. 1973, vol. 2, no. 2, s. 23-32.
- [45] LUO Y., LIU J., YE H. Bubble flow and the formation of cavity defect in weld pool of vacuum electron beam welding. *Vacuum*. 2011, vol. 86, s. 11-17.
- [46] JOSEPH B., KATHERASAN D., SATHIYA P., MURTHY C. V. S. Weld metal characterization of 316L(N) austenitic stainless steel by electron beam welding. *International Journal of Engineering, Science and Technology*. 2011, vol. 4, no. 2, s. 169-176.
- [47] SIERRA G., PEYERE P., DESCHAUX-BEAUME F., STUART D., FRAS G. Steel to aluminium key-hole laser welding. *Materials Science and Engineering*. 2007, vol. 447, s. 197-208.
- [48] MAGNABOSCO I., FERRO P., BONOLLO F., ARNBERG L. An investigation of fusion zone microstructures in electron beam welding of copper-stainless steel. *Materials Science and Engineering*. 2006, vol. 424, s. 163-173.
- [49] TOMASHCHUK I., SALLAMAND P., JOUVARD J. M., GREVEY D. The simulation of morphology of dissimilar copper-steel electron beam welds using level set method. *Computation Materials Science*. 2010, vol. 48, s. 827-836.
- [50] LIN Y. D., LEE H. T., KUO T. Y., JENG S. L., WU J. L. Effects of beam offset on mechanical properties and corrosion resistance of Alloy 690-SUS 304L EBW joints for nuclear power plant. *Journal of Nuclear Materials*. 2010, vol. 401, s. 78-85.
- [51] WESSEL J. K. *Handbook of advanced materials: enabling new design*. Hoboken, N.J.: Wiley-Interscience, 2004. ISBN 0-471-45475-3.
- [52] MATHERS G. *The welding of aluminium and its alloys*. Boca Raton, FL: CRC Press/Woodhead Publishing, 2005. ISBN 0-8493-1551-4.
- [53] ČSN EN 573-1. Hliník a slitiny hliníku – Chemické složení a druhy tvářených výrobků – Část 3: Číselné označování. Praha: Český normalizační institut, 2005. 12 s. Třídící znak 42 1401.
- [54] MAISONNETTE D., SUERY M., NELIAS D., CHAUDET P., EPICIER T. Effects of heat treatments on the microstructure and mechanical properties of a 6061 aluminium alloy. *Material Science and Engineering A*. 2011, vol. 528, s. 2718-2724.
- [55] OZTURK F., SISMAN A., TOROS S., KILIC S., PICU R.C. Influence of aging treatment on mechanical properties of 6061 aluminum alloy. *Material and Design*. 2010, vol. 31, s. 972-975.
- [56] DŘÍMAL D., KOLENIC F., KOVÁČ L. Mass production welding of die-cast aluminium alloys by electron beam. In *Electrotechnica & Electronica*. 108 "Rakovski" str., Sofia 1000, Bulgaria: The Union of Electronics, Electrical Engineering and Telecommunications /CEEC/, Bulgaria, 2018. s. 119-124. ISSN: 0861-4717.

- [57] EL-BATAHGY A., KUTSUNA M. Laser Beam Welding of AA5052, AA5083, and AA6061 Aluminum Alloys. *Advances in Materials Science and Engineering*. 2009, vol. 2009, 9s.
- [58] WANJARA P., BROCHU M. Characterization of electron beam welded AA2024. *Vacuum*. 2010, vol. 85, s. 268-282.
- [59] FUJII H., UMAKOSHI H., AOKI Y., NOGI K. Bubble formation in aluminium alloy during electron beam welding. *Journal of Materials Processing Technology*. 2004, vol. 155-156, s. 1252-1255.
- [60] ÇAM G., VENTYKE V., DOS SANTOS J. F., KOÇAK M., JENNEQUIN G., GONTHIER/MAURIN P. Characterisation of electron beam welded aluminium alloys. *Science and Technology of Welding and Joining*. 1999, vol. 4, no. 5, s. 317-323.
- [61] ALFIERIA V., CAIAZZO F., SERGI V. Autogenous laser welding of AA 2024 aluminium alloy: process issues and bead features. *Procedia CRIP* [online]. 2015, vol. 33, s. 406-411 [cit. 2018-07-25]. Dostupné z: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2212827115007374>
- [62] CICALĂ E., DUFFET G., ANDRZEJEWSKI H., GREVEY D., IGNAT S. Hot cracking in Al-Mg-Si alloy laser welding – operating parameters and their effects. *Materials Science and Engineering A*. 2005, vol. 395, s. 1-9.
- [63] CHENG C. M., CHOU C. P., LEE I. K., LIN H. Y. Hot cracking of welds on heat treatable aluminium alloys. *Science and Technology of Welding and Joining*. 2005, vol. 10, no. 3, s. 344-352.
- [64] MALARVIZHI S., RAGHUKANDAN K., VISWANATHAN N. Investigations on the influence of post weld heat treatment on fatigue crack growth behaviour of electron beam welded AA2219 alloy. *International Journal of Fatigue*. 2008, vol. 30, s. 1543-1555.
- [65] ARATA Y., OHSUMI M., HAYAKAWA Y. Electron Beam Welding of High Strength Aluminum Alloy. *Transactions of JWRI* [online]. 1975, vol. 5, no. 1, s. 19-25 [cit. 2018-07-26]. Dostupné z: https://ir.library.osaka-u.ac.jp/repo/ouka/all/12845/jwri05_01_019.pdf
- [66] DONACHIE M. J. *Titanium: a technical guide*. 1. vydání. Materials Park, OH: ASM International, 2000, 381 s. ISBN 978-0-87170-686-7.
- [67] LEYENS C., PETERS M. *Titanium and titanium alloys: fundamentals and applications*. Darmstadt: Wiley-VCH Verlag, 2003, 513 s. ISBN 3-527-30534-3.
- [68] AHMED T., RACK H. J. Phase transformations during cooling in $\alpha + \beta$ titanium alloys. *Materials Science and Engineering A*. 1998, vol. 242, s. 206-211.
- [69] STOLOFF N. S., SIKKA V. K. *Physical Metallurgy and processing of Intermetallic Compounds*. 1. vydání. New York: Chapman & Hall, 1996, 684 s. ISBN 978-0-412-98971-1.
- [70] IRISARRI A. M., BARREDA J. L., AZPIROZ X. Influence of the filler metal on the properties of Ti-6Al-4V electron beam weldments. Part I: Welding procedures and microstructural characterization. *Vacuum*. 2010, vol. 84, s. 393-399.

- [71] HUANG J. L., WARNKEN N., GEBELIN J.-Ch., STRANGWOOD M., REED R. C. On the mechanism of porosity formation during welding of titanium alloys. *Acta Materialia*. 2012, vol. 60, s. 3215-3225.
- [72] MOHANDS T., BANERJEE D., KUTUMBA RAO V. V. Fusion Zone Microstructure and Porosity in Electron Beam Welds of an $\alpha + \beta$ Titanium Alloy. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 1998, vol. 30, s. 789-798.
- [73] BARREDA J. L., SANTAMARÍA F., AZPIROZ X., IRISARRI A. M., VARONA J. M. Electron beam welded high thickness Ti6Al4V plates using filler metal of similar and different composition to the base plate. *Vacuum*. 2001, vol. 62, s. 143-150.
- [74] OH J., KIM N. J., LEE S., LEE E. W. Correlation of fatigue properties and microstructure in investment cast Ti-6Al-4V. *Materials Science and Engineering A*. 2003, vol. 340, s. 232-242.
- [75] RAGHAVAN V. Al-Ti (Aluminum-Titanium). *Journal of Phase Equilibria and Diffusion*. 2005, vol. 26, no. 2, s. 171-172.
- [76] CHEN S., LI L., CHEN Y., HUANG J. Joining mechanism of Ti/Al dissimilar alloys during laser welding-brazing process. *Journal of Alloys and Compounds*. 2011, vol. 509, s. 891-898.
- [77] ANAWA E. M., OLABI A. G., ELSHUKRI F. A. Modeling and optimization of tensile shear strength of Titanium/Aluminum dissimilar welded component. *Journal of Physics: Conference Series*. 2009, vol. 181, 10 s.
- [78] KATTNER U. R., LIN J. C., CHANG Y. A. Thermodynamic Assessment and Calculation of the Ti-Al System. *Metallurgical Transactions A*. 1991, vol. 23A, s. 2081-2090.
- [79] BATALU D., COȘMELEAȚĂ G., ALOMAN A. Critical analysis of the Ti-Al phase diagrams. *Scientific Bulletin of U.P.B., Series B* [online]. 2006, vol. 68, no. 4, s. 77-90. Dostupné z: https://www.scientificbulletin.upb.ro/rev_docs_arhiva/full48359.pdf
- [80] SONG Z., NAKATA K., WU A., LIAO J. Interfacial microstructure and mechanical property of Ti6Al4V/A6061 dissimilar joint by direct laser brazing without filler metal and groove. *Materials Science & Engineering A*. 2013, vol. 560, s 111-120.
- [81] DIN 50125:2009-7. Prüfung metallischer Werkstoffe - Zugproben. Berlin: DIN Deutsches Institut für Normung e.V., 2009. 14 s.
- [82] ČSN EN 573-3. Hliník a slitiny hliníku – Chemické složení a druhy tvářených výrobků – Část 3: Chemické složení a druhy výrobků. Praha: Český normalizační institut, 2014. 36 s. Třídící znak 42 1401.
- [83] ČSN EN 1011-7. Svařování – Doporučení pro svařování kovových materiálů – Část 7: Elektronové svařování. Praha: Český normalizační institut, 2005. 40 s.
- [84] ČSN EN ISO 13919-2. Svařování – Svarové spoje zhotovené elektronovým a laserovým svařováním – Směrnice pro určování stupňů jakosti – Část 2: Hliník a jeho svařitelné slitiny. Praha: Český normalizační institut, 2003. 10 s.

- [85] MANN V., HOFMANN K., SCHAUMBERGER K., WEIGERT T., SCHUSTER S., HAFENECKER J., HÜBNER S., LIPINSKI L., ROTH S., SCHMIDT M. Influence of oscillation frequency and focal diameter on weld pool geometry and temperature field in laser beam welding of high strength steels. *10th CRIP Conference on Photonic Technologies [LANE 2018]*. 2018, s. 470-474.
- [86] BERGER P., HÜGEL H. Fluid dynamic effects in keyhole welding – an attempt to characterize different regimes. *Physic Procedia*. 2013, vol. 41, s. 216-224.
- [87] PEDERSON R. Microstructure and Phase Transformation of Ti-6Al-4V. *Licentiate thesis*. Luleå University of Technology, Sweden, 2002. s. 1-31. ISSN: 1402-1757, ISRN: LTU-LIC—02/30.
- [88] ČSN EN 1412. Měď a slitiny mědi – Evropský systém číselného označování. Praha: Český normalizační institut, 2017. 12 s. Třídící znak 42 1308.
- [89] KOUKAL J., SCHWARZ D., HAJDÍK J. *Materiály a jejich svařitelnost*. 1. vydání. Ostrava: Český svářečský institut s.r.o., 2009, 240 s. ISBN 978-80-248-2025-5.
- [90] ZENG K., SCHMITD-FETZER R., HUNEAU B., ROGL P., BAUER J. The ternary system Al-Ni-Ti Part II: Thermodynamic assessment and experimental investigation of polythermal phase equilibria. *Intermetallics*. 1999, vol. 7, s. 1347-1359.
- [91] SCHMID-FETZER R. Al-Cu-Ti (Aluminium – Copper – Titanium). In: EFFENBERG G., ILYENKO S. *Landolt-Börnstein – group IV Physical Chemistry 11A2 (Light Metal Systems. Part 2): Selected Systems from Al-Cu-Fe to Al-Fe-Ti*. Berlin – Heidelberg: Springer-Verlag, 2005, s. 156-173. ISBN 978-3-540-23118-9.
- [92] DAS K., DAS S. A Review of the Ti-Al-Ta (Titanium-Aluminum-Tantalum) System. *Journal of Phase Equilibria and Diffusion*. 2005, vol. 26, no. 4, s. 322-329.
- [93] HAVLÍK P., DLOUHÝ I. Optimization of welding parameters of Ti6Al4V alloy using electron beam. *Materials Engineering – Materiálové Inžinierstvo (online version)*. roč. 23, č. 1, s. 11-19. ISSN: 1338-6174.
- [94] HAVLÍK P., KOUŘIL J., FORET R. Characterization of electron beam welds of precipitation hardened aluminium alloys. *Multi-Scale Design of Advanced Materials Conference Proceedings*. Brno 2016.
- [95] SARESH N., GOPALAKRISHNA PILLAI M., MATHEW J. Investigation into the effects of electron beam welding on thick Ti-6Al-4V titanium alloy. *Journal of Materials Processing Technology*. 2007, vol. 192-193, s. 83-88.

9. SEZNAM POUŽITÝCH ZKRATEK

α_{ac}	acikulární morfologie titanu	
α -Al	tuhý roztok hliníku	
α' -Al	přesycený tuhý roztok hliníku	
α_{EB}	úhel vyklonění svazku od svislé osy	[°]
α_l	teplotní koeficient délkové roztažnosti	[K ⁻¹]
α -Ti	nízkoteplotní tuhý roztok titanu s BCC mřížkou	
α' -Ti	primární martenzit Ti s HCP mřížkou	
α'' -Ti	druhý primární martenzit s přesycenou orthorombickou mřížkou	
β -Ti	vysokoteplotní tuhý roztok titanu s HCP mřížkou	
ε	poměrná deformace	[%]
η_e	koeficient energetických ztrát	[-]
η_t	tepelná účinnost	[-]
θ	nekoherentní precipitát Al ₂ Cu	
θ'	semikoherentní precipitáty Al-Cu	
λ	součinitel tepelné vodivosti	[W·m ⁻¹ ·K ⁻¹]
ρ	hustota	[kg·m ⁻³]
ρ_{eb}	plošná hustota dopadajícího svazku elektronů	[W·cm ⁻²]
σ_c	mez únavy	[MPa]
$\sigma(T)$	povrchové napětí taveniny při dané teplotě	[N·m ⁻¹]
τ	čas	[s]
\varnothing	průměr	[mm]
a	součinitel teplotní vodivosti	[mm ² ·s ⁻¹]
a_c	konstanta pro výpočet lokální rychlosti tuhnutí	[-]
A	tažnost	[%]
A_g	tažnost na mezi pevnosti	[%]
AA	umělé stárnutí (<i>Artificial Aging</i>)	
Al-BM	hliníkový základní materiál	
Al_{eq}	hliníkový ekvivalent	[hm. %]
Al-HAZ	tepelně ovlivněná oblast hliníku	
Al-WM	hliníkový svarový kov	
AW	tvářená hliníková slitina (<i>Aluminium Wrought</i>)	
b	offset svazku v kořeni svaru	[mm]
B	materiálová konstanta	[-]
BCC	kubická prostorově centrovaná mřížka (<i>Body Centered Cubic</i>)	
BSE	zpětně odražené elektrony (<i>Back-Scattered Electrons</i>)	
BM	základní materiál (<i>Base Material</i>)	
c	měrná tepelná kapacita	[J·kg ⁻¹ ·K ⁻¹]
C	materiálová konstanta	[-]
CCD	zařízení s vázanými náboji (<i>Charged-Coupled Device</i>)	
CNC	počítačové číslicové řízení (<i>Computer Numeric Control</i>)	
CP	komerčně čistá slitina (<i>Commercial Pure</i>)	
d_p	penetrační hloubka elektronového svazku	[mm]
d_{spot}	velikost spotu elektronového svazku	[mm]
$D_{X(L-Y)}$	difúzní koeficient prvku X v tavenině prvku Y	[m ² ·s ⁻¹]
E	modul pružnosti v tahu	[MPa]
EB	elektronový svazek (<i>Electron Beam</i>)	
EBW	svarování elektronovým svazkem	
EDS	energieově disperzní spektrometr	
ELI	nízký obsah intersticiálních prvků (<i>Extra Low Interstitial</i>)	

f	oscilační frekvence elektronového svazku	[Hz]
F	síla	[N]
FCC	kubická plošně centrovaná mřížka (<i>Face Centered Cubic</i>)	
FM	přídavný materiál (<i>Filler Metal</i>)	
F_w	plocha svarového spoje v příčném řezu	[mm ²]
GB	hranice zrn (<i>Grain Boundary</i>)	
GP	Gunierovy-Prestonovy zóny	
h	hloubka	[mm]
Δh	změna polohy fokusační roviny od povrchu svařovaného materiálu	[mm]
H_0	entalpie systému při pokojové teplotě	[J]
HAZ	tepelně ovlivněná oblast (<i>Heat Affected Zone</i>)	
HCP	šesterečná těsně uspořádaná mřížka (<i>Hexagonal Close Packed</i>)	
H_m	entalpie tavení	[J]
I_b	proud elektronů ve svazku	[mA]
I_f	fokusační proud	[mA]
I_h	topný proud	[mA]
IMC	intermetalická fáze	
j_{eb}	proudová hustota ve svazku elektronů	[A·cm ⁻²]
J	materiálová konstanta	[-]
k	materiálová konstanta	[-]
K	parametr termodynamické rovnováhy	[-]
K_0	materiálová konstanta pro výpočet parametru termodynamické rovnováhy	[-]
l	délka	[mm]
l_d	vzdálenost sekundárních os dendritů	[μm]
LBW	svařování laserovým svazkem (<i>Laser Beam Welding</i>)	
m_e	klidová hmotnost elektronu	[g]
M_s	teplota počátku martenzitické přeměny	[°C]
n	počet pórů	[-]
OP-S	koloidní suspenze křemíku pro finální leštění	
p	tlak	[Pa]
P_b	výkon svazku	[kW]
PLC	programovatelná řídicí jednotka (<i>Programmable Logic Controller</i>)	
PWHT	tepelné zpracování po svařování (<i>Post Weld Heat Treatment</i>)	
q_e	náboj elektronu	[C]
Q	aktivační energie	[J·mol ⁻¹]
Q_{eb}	množství tepla vneseného do materiálu na jednotku délky	[J·mm ⁻¹]
$r(h)$	poloměr keyhole v dané hloubce pod povrchem svařovaného materiálu	[mm]
R	univerzální plynová konstanta	[J·K ⁻¹ ·mol ⁻¹]
R_B	smluvní lomové napětí	[MPa]
R_m	mez pevnosti	[MPa]
$R_{p0,2}$	smluvní mez kluzu	[MPa]
RTG	rentgenové záření	
s	koeficient pro výpočet velikosti dopadajícího svazku	[-]
s_{spot}	tvar spotu elektronového svazku	[-]
SA	stabilizační žihání (<i>Stabilization Annealing</i>)	
SEM	rastrovací elektronový mikroskop (<i>Scanning Electron Microscopy</i>)	
S_p	plocha tekutého filmu	[mm ²]
SR	směsné rozhraní	
ST	rozpouštěcí žihání (<i>Solute Treatment</i>)	
SU	vychýlení svazku ve směru svařování	[mm]

<i>SURF</i>	zaostření elektronového svazku	[mA]
<i>t</i>	tloušťka	[mm]
<i>T</i>	teplota	[°C]
<i>T_β</i>	teplota překrytí β-Ti na α-Ti	[°C]
<i>T₀</i>	počáteční teplota	[°C]
TE	popouštění (<i>Tempering</i>)	
Ti-BM	titanový základní materiál	
TIGW	svařování netavící se wolframovou elektrodou (<i>Tungsten Inert Gas Welding</i>)	
Ti-HAZ	tepelně ovlivněná oblast titanu	
Ti-IMC	titanové intermetalické fáze	
Ti-WM	titanový svarový kov	
<i>T_l</i>	teplota likvidu	[°C]
<i>T_m</i>	teplota tavení	[°C]
TMZ	termomechanické zpracování	
<i>T_s</i>	teplota solidu	[°C]
<i>T_R</i>	pokojeová teplota	[°C]
<i>T_v</i>	bod varu	[°C]
TZ	tepelné zpracování	
<i>U_a</i>	urychlovací napětí	[kV]
<i>U_c</i>	kontrolní napětí	[kV]
<i>v</i>	rychlost svařování	[mm·s ⁻¹]
<i>v_e</i>	rychlost elektronů	[mm·s ⁻¹]
<i>V</i>	lokální rychlost tuhnutí	[°C·s ⁻¹]
<i>w</i>	šířka	[mm]
<i>w_v</i>	šířka vrstvy intermetalických fází na rozhraní	[mm]
WM	svarový kov (<i>Weld Metal</i>)	
<i>Z</i>	kontrakce	[%]