



VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V BRNĚ

BRNO UNIVERSITY OF TECHNOLOGY

FAKULTA STROJNÍHO INŽENÝRSTVÍ

FACULTY OF MECHANICAL ENGINEERING

ÚSTAV STROJÍRENSKÉ TECHNOLOGIE

INSTITUTE OF MANUFACTURING TECHNOLOGY

VÝVOJ MODELŮ CHOVÁNÍ AL SLITIN PRO APLIKACE V NUMERICKÝCH SIMULACÍCH SVAŘOVÁNÍ A TEPELNÉHO ZPRACOVÁNÍ

DEVELOPMENT OF MODELS OF AL ALLOYS BEHAVIOUR FOR APPLICATIONS IN NUMERICAL
SIMULATIONS OF WELDING AND HEAT TREATMENT

DIZERTAČNÍ PRÁCE

DOCTORAL THESIS

AUTOR PRÁCE

AUTHOR

Ing. Mojmír Vaněk

ŠKOLITEL

SUPERVISOR

doc. Ing. Ladislav Daněk, CSc.

BRNO 2017

ABSTRAKT

Dizertační práce se zabývá hledáním metodiky výpočetních přístupů pro numerické simulace svařování a tepelného zpracování hliníkových slitin. Práce popisuje zpřesnění současné metodiky řešení metalurgické části numerické analýzy svařování, na které závisí především výpočet velikosti tepelně ovlivněné oblasti (a také deformací). Zpřesnění bylo provedeno na základě CHD diagramu, který popisuje jednotlivé fáze precipitace a rozpouštění fází při plynulém ohřevu. V práci je dále popsáno množství provedených materiálových měření (měření chemického složení, dilatometrické testy, tahové zkoušky různých stavů materiálu při teplotách až do 500 °C a měření křivek stárnutí), které umožnilo výrazně zpřesnit výsledky analýz pro slitiny EN AW-5083 a EN AW-6082. Na základě vyhodnocení některých měření bylo také učiněno několik závěrů využitelných při vytváření materiálových databází dalších hliníkových slitin. Popsána je také kvantifikace závislosti mezi pevností a mezí kluzu na tvrdosti podle Vickerse pro různé stavy materiálu EN AW-6082. Dále byla nalezena metodika pro numerickou simulaci procesu tepelného zpracování vytvrditelných slitin, což je zcela nový přístup, který nebyl dosud nikde publikován. Vzhledem k tomu, že aplikace metody je možná na základě uživatelské změny materiálové databáze programu Sysweld a po relativně snadném změření křivek stárnutí, je možné metodu hodnotit jako perspektivní pro uplatnění v průmyslové praxi.

Klíčová slova:

Numerická simulace, hliník, svařování, tepelné zpracování, metoda konečných prvků, Sysweld

ABSTRACT

The thesis deals with methodology for computational approaches for numerical simulations of welding and heat treatment of aluminium alloys. The thesis describes improvement of the current methodology for metallurgical part of the numerical analysis of welding, which is important mainly for prediction of dimensions of the heat affected zone (and deformations). The improvement was carried out based on CHD diagram that describes precipitation and dissolution of phases during continuous heating. The thesis also describes carried material measurements (measurement of chemical composition, dilatometric tests, tensile tests of several conditions of materials at temperatures up to 500 °C and measurement of aging curves), which allowed to significantly refine analysis results for the alloys EN AW-5083 and EN AW-6082. Based on an evaluation of the measurements, several conclusions were made. They can be useful for creation of material databases of other aluminium alloys. The thesis also describes quantification of dependence between tensile strength and yield strength on the Vickers hardness for different conditions of EN AW-6082. There is also methodology for numerical simulation of the heat treatment process of heat treatable Al alloys in the dissertation. The methodology is completely new approach which has never been published so far. Application of this method is based on user changes of the material database in software Sysweld after relatively easy measurement of aging curves. Therefore, the methodology can be considered as promising for application in industrial practice.

Keywords:

Numerical simulation, aluminium, welding, heat treatment, finite element method, Sysweld

BIBLIOGRAFICKÁ CITACE

VANĚK, Mojmír. Vývoj modelů chování Al slitin pro aplikace v numerických simulacích svařování a tepelného zpracování. Brno: Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, Ústav strojírenské technologie, Odbor technologie svařování a povrchových úprav, 2017. 144 s. Vedoucí dizertační práce doc. Ing. Ladislav Daněk, CSc.

ČESTNÉ PROHLÁŠENÍ

Tímto prohlašuji, že předkládanou dizertační práci jsem vypracoval samostatně, s využitím uvedené literatury a podkladů, na základě konzultací a pod vedením vedoucího dizertační práce.

V Brně dne

.....
Ing. Mojmír Vaněk

PODĚKOVÁNÍ

Tímto děkuji především svému školiteli panu doc. Ing. Ladislavu Daňkovi, CSc., dále doc. Ing. Jaromíru Moravcovi, Ph.D. z Technické univerzity v Liberci a svým kolegům, jmenovitě především Ing. Marku Slováčkovi, Ph.D. a Ing. Josefu Tejcovi, za cenné připomínky a rady týkající se zpracování této dizertační práce. V neposlední řadě bych chtěl poděkovat firmě MECAS ESI s.r.o. za vstřícnost a poskytnutí prostředků bez nichž by nebylo možné provést materiálová měření, experimenty ani numerické analýzy v prezentovaném rozsahu.

OBSAH

OBSAH	6
ÚVOD	8
1 CÍLE DIZERTAČNÍ PRÁCE	9
2 HLINÍK A JEHO SLITINY	10
2.1 Dělení hliníkových slitin	10
2.1.1 Dělení a značení slitin podle ČSN EN.....	10
2.1.2 Dělení a značení slitin podle ČSN.....	11
2.1.3 Dělení slitin podle TNI CEN ISO/TR 15608	12
2.1.4 Dělení slitin podle vytvrditelnosti	12
2.2 Tepelné zpracování hliníkových slitin	13
2.2.1 Žitání	13
2.2.2 Vytvrzování.....	14
2.3 Svařitelnost hliníkových slitin.....	21
2.3.1 Oxidace hliníkových slitin	21
2.3.2 Pórovitost svarů	22
2.3.3 Trhlíny ve svarových spojích.....	22
2.3.4 Pokles pevnostních vlastností zpevněných hliníkových slitin.....	24
2.3.5 Předehřev	26
2.4 Technologie svařování hliníkových slitin	26
2.5 Charakteristika a vlastnosti hliníku a jeho slitin	28
2.5.1 Čistý hliník.....	28
2.5.2 Hliník technické čistoty – materiály řady 1000.....	29
2.5.3 Slitiny AlCu – materiály řady 2000.....	29
2.5.4 Slitiny AlMn – materiály řady 3000.....	30
2.5.5 Slitiny AlSi – materiály řady 4000	30
2.5.6 Slitiny AlMg – materiály řady 5000	32
2.5.7 Slitiny AlMgSi – materiály řady 6000.....	32
2.5.8 Slitiny AlZn – materiály řady 7000	33
2.5.9 Materiály řady 8000.....	33
3 NUMERICKÉ SIMULACE SVAŘOVÁNÍ A TEPELNÉHO ZPRACOVÁNÍ.....	35
3.1 Tepelná analýza.....	35
3.2 Metalurgická analýza	36
3.3 Mechanická analýza	38
3.4 Výpočet tvrdosti	38
3.5 Software pro simulace svařování a tepelného zpracování	40
3.5.1 Program EWI WeldPredictor.....	40
3.5.2 Program SORPAS	41
3.5.3 Program Sysweld.....	41
3.5.4 Program VFT.....	43
3.5.5 Program VrHeatTreat	44
3.5.6 Program VrWeld	44
3.5.7 Program Simufact.welding	45
4 POSTUP PRÁCE	48
4.1 Volba materiálů	48
4.1.1 Materiál EN AW-6082.....	48

4.1.2	<i>Materiál EN AW-5083</i>	49
4.1.3	<i>Přídavný materiál pro svařování</i>	50
4.2	Volba numerického přístupu k řešení.....	50
5	MĚŘENÍ VSTUPNÍCH DAT PRO NUMERICKÉ SIMULACE	52
5.1	Měření chemického složení.....	52
5.2	Dilatometrická měření.....	53
5.2.1	<i>Délková roztažnost materiálu EN AW-5083</i>	54
5.2.2	<i>Délková roztažnost materiálu EN AW-6082</i>	55
5.3	Zkoušky tahem	57
5.3.1	<i>Zkoušky tahem materiálu EN AW-5083</i>	58
5.3.2	<i>Zkoušky tahem materiálu EN AW-6082</i>	61
5.4	Měření křivek stárnutí	66
6	EXPERIMENTY PRO VYUŽITÍ V NUMERICKÝCH SIMULACÍCH	72
6.1	Svařovací experimenty	72
6.1.1	<i>Svařovací experiment 5083-1</i>	74
6.1.2	<i>Svařovací experiment 5083-2</i>	78
6.1.3	<i>Svařovací experiment 6082-1</i>	81
6.1.4	<i>Svařovací experiment 6082-2</i>	86
6.1.5	<i>Svařovací experiment 6082-3</i>	87
6.2	Experimenty tepelného zpracování	88
7	VÝVOJ NOVÝCH MATERIÁLOVÝCH MODELŮ PRO SVAŘOVÁNÍ.....	92
7.1	Simulace svařování materiálu EN AW-6082	93
7.1.1	<i>Kalibrační analýzy</i>	93
7.1.2	<i>Srovnávací analýza 6082-1-M01</i>	95
7.1.3	<i>Srovnávací analýza 6082-2-M01</i>	99
7.1.4	<i>Vývoj materiálového modelu – verifikační a validační analýzy</i>	101
7.2	Simulace svařování materiálu EN AW-5083	108
7.2.1	<i>Kalibrační analýzy</i>	108
7.2.2	<i>Srovnávací analýza 5083-1-M01</i>	110
7.2.3	<i>Srovnávací analýza 5083-2-M01</i>	112
7.2.4	<i>Vývoj materiálového modelu – verifikační a validační analýzy</i>	114
7.3	Diskuse výsledků simulací svařování	116
8	VÝVOJ NOVÝCH MATERIÁLOVÝCH MODELŮ PRO TEPELNÉ ZPRACOVÁNÍ.....	120
8.1	Rozpouštěcí žíhání	120
8.2	Kalení	121
8.3	Stárnutí	122
8.4	Validační analýza	123
8.5	Diskuse výsledků simulací tepelného zpracování.....	126
9	SHRNUTÍ PROVEDENÝCH PRACÍ	128
10	PŘÍNOS DIZERTAČNÍ PRÁCE	132
	TVŮRČÍ ČINNOST AUTORA	133
	POUŽITÁ LITERATURA.....	136
	SEZNAM POUŽITÝCH SYMBOLŮ A ZKRATEK.....	142

ÚVOD

Svařování a pájení jsou způsoby spojování materiálů, které lidstvo využívá již od starověku. Ve Starém Egyptě byly nalezeny spájené zlaté šperky vyrobené před pěti tisíci lety, před čtyřmi tisíci lety se lidé naučili pájet olovo cínovou pájkou a první doklady svařovaných nástrojů vyrobených z železa jsou z doby před třemi tisíci let. Přestože se především ve středověku svařování dále rozvíjelo, až do 19. století můžeme hovořit pouze o svařování kovářském. Teprve po objevu elektrického oblouku kolem roku 1800, vyvinutí způsobu výroby acetylenu a rozvoji generátorů el. proudu se mohly v druhé polovině 19. stol. začít rozvíjet další technologie svařování: plamenem, elektrickým obloukem a elektrickým odporem. [29], [58]

V našich zemích se začalo využívat svařování elektrickým obloukem kolem roku 1900 ve Vítkovických železárnách a v plzeňských Škodových závodech. V nich byl již roku 1930 vyroben most s rozpětím 49,2 m, tehdy největší svařovaný most na světě. V této době však měly ve výrobě stále ještě silné zastoupení jiné technologie spojování součástí a k jejich významnému nahrazení došlo až s uplatněním svařování ve zbrojní výrobě během druhé světové války. Např. ještě ve Strojně technické příručce z roku 1938 [15] se píše: „*Jest dosti těžký úkol podati přehled různých způsobů spojování strojních částí tak, aby jejich vzájemný poměr, hodnota a použitelnost dokonale vysvítala. Jedny způsoby jsou čistě sestrujné: namáhání na střih (a ohyb, tah apod.). Jiné jsou na tření. Třetí skupina jest založena na přilnavosti. Sem patří tmely a lepidla, pak spájení a sváření. Tyto dva poslední způsoby jsou uváděny na konci knihy v části technologické, a to z toho důvodu, že jejich provádění má svoje těžiště v jakosti práce, jež jest druhu metalurgického, jejíž ovládnutí má jiné problémy než zpracování za studena obráběním apod.*“ [29], [50], [60]

Zmíněné problémy jsou způsobeny především skutečností, že svařování je velmi komplexním procesem, který zahrnuje jevy z řady fyzikálních odvětví, které se velmi obtížně předpovídají. Pro ověření navržené technologie svařování je proto zpravidla nutné provést experiment. Jsou ovšem oblasti, kde je provedení experimentu obtížné, nebo přímo nemožné, a ve kterých by případná chyba mohla vést ke značným ekonomickým ztrátám, jako jsou odvětví těžkého průmyslu a energetiky. Především v těchto případech nacházejí od 70. let 20. století svoje uplatnění numerické simulace svařování pracující na základě metody konečných prvků. Ty umožňují technologům porovnat navržené technologie především z hlediska výsledných vlastností svarového spoje, deformací či nebezpečí vzniku vad při svařování. Jsou používány např. pro volbu technologií pro svařování rotorů turbín, jejich následné opravy, svařování částí parogenerátorů, jaderných reaktorů, turbokompresorů apod. [12]

V současné době jsou zvládnuty přístupy, které umožňují numericky velmi dobře řešit svařování nízko a středně legovaných ocelí a v uspokojivé míře též ocelí vysoko legovaných. Numerická simulace nachází svoje omezení při simulacích svařování neželezných kovů, a to především hliníkových slitin, kde současné přístupy nedosahují uspokojivých výsledků. Uvedené simulace však v současnosti stále více poptávají firmy především z oblasti výroby kolejových vozidel a z leteckého průmyslu.

1 CÍLE DIZERTAČNÍ PRÁCE

Cílem předkládané dizertační práce je reagovat na aktuální potřeby průmyslu a zlepšit výpočetní přístupy, které popisují chování hliníkových slitin při svařování a tepelném zpracování v numerických simulacích zmíněných procesů.

Dílejší cíle jsou následující:

- 1) Provést volbu materiálů pro následný výzkum
- 2) Zvolit numerický přístup k řešení dané problematiky
- 3) Opatřit vstupní data nezbytná k provedení numerických analýz za použití literatury a materiálových měření
- 4) Stanovit plán materiálových měření k zajištění vstupních dat pro numerické analýzy a provést jejich využití
- 5) Stanovit plán svařovacích experimentů k ověření výsledků numerických analýz
- 6) Porovnat výsledky numerických analýz svařování při použití zvoleného současného přístupu k řešení s experimentálními výsledky
- 7) Zlepšit současný výpočetní přístup řešení numerických analýz svařování Al slitin, nebo vyvinout přístup nový
- 8) Stanovit plán experimentů tepelného zpracování k ověření výsledků numerických analýz
- 9) Zlepšit současný výpočetní přístup řešení numerických analýz tepelného zpracování Al slitin, nebo vyvinout přístup nový
- 10) Na základě numerických analýz ověřit zlepšené (nebo nové) přístupy k řešení popsané problematiky
- 11) Při práci zohledňovat uplatnitelnost získaných poznatků a navržených přístupů v průmyslové praxi – jak při samotných numerických analýzách, tak i při získávání vstupních dat pro předpokládané numerické analýzy dalších hliníkových slitin.

2 HLINÍK A JEHO SLITINY

Hliník je v současnosti nejpoužívanějším neželezným kovem a slitiny hliníku patří k nejpoužívanějším kovovým konstrukčním materiálům. Pro své vlastnosti nacházejí široké uplatnění například v konstrukci letadel, kolejových vozidel a v chemickém průmyslu.

2.1 DĚLENÍ HLINÍKOVÝCH SLITIN

Jedním ze základních kritérií dělení jakýchkoliv slitin je rozdělení do skupin na základě chemického složení. Na uvedeném principu dochází k označování hliníkových slitin podle platných norem.

2.1.1 Dělení a značení slitin podle ČSN EN

Hliník a slitiny hliníku ke tváření se označují dle normy ČSN EN 573-1: Hliník a slitiny hliníku - Chemické složení a druhy tvářených výrobků - Část 1: Číselné označování [18]. Značení spočívá v kombinaci čtyř písmen a čtyř číslic, např. EN AW-5052. Význam znaků je následující:

EN určuje značení dle evropské normy

A značí hliník, respektive hliníkovou slitinu

W značí tvářené výrobky

Za spojovací čárkou následují čtyři číslice, které označují chemické složení. První číslice značí dominantní slitinový prvek, na základě kterého se hliníkové slitiny dělí následovně:

Řada 1000 – technicky čistý hliník

Řada 2000 – slitina AlCu

Řada 3000 – slitina AlMn

Řada 4000 – slitina AlSi

Řada 5000 – slitina AlMg

Řada 6000 – slitina AlMgSi

Řada 7000 – slitina AlZn

Řada 8000 – slitina Al s různými prvky

Řada 9000 – nepoužívaná skupina

Další tři číslice značí konkrétní hliníkovou slitinu.

Označení je možné doplnit chemickým složením, např. EN AW-5052 [AlMg2.5] dle ČSN EN 573-2: Hliník a slitiny hliníku - Chemické složení a druhy tvářených výrobků - Část 2: Označování chemickými značkami. [19]

Seznam hliníkových slitin pro tváření je uveden v normě ČSN EN 573-3: Hliník a slitiny hliníku - Chemické složení a druhy tvářených výrobků - Část 3: Chemické složení a druhy výrobků. [20]

Za tímto základním značením může následovat označení tepelného zpracování dle ČSN EN 515: Hliník a slitiny hliníku - Výrobky tvářené - Označování stavů [17]. Toto označení se odděluje pomlčkou a skládá se vždy z jednoho písmene charakterizujícího základní stav a případně jedné, nebo více číslic, které se charakterizují postup zpracování. Pro označení základního stavu tepelného zpracování je možné použít následující písmena:

- F Z výroby (Označuje stav bez řízených tepelných podmínek či deformačního zpevnění, bez specifikovaných mezí mechanických vlastností.)
- O Žíhaný (Za písmenem může následovat číslice.)
- H Deformačně zpevněný (Za písmenem následují vždy nejméně dvě číslice, kdy první označuje typ tepelného zpracování a druhá stupeň deformačního zpevnění.)

- W Po rozpouštěcím žíhání (Jedná se o označení nestabilního stavu. Používá se pro slitiny, u kterých probíhá přirozené stárnutí.)
- T Tepelně zpracovaný k získání stabilních stavů jiných než F, O, H (Po písmenu vždy následuje jedna, nebo více číslic, které charakterizují postup zpracování.)

Systému číselného označení se detailně věnuje norma ČSN EN 515. Následovat budou příklady některých typických stavů tepelného zpracování:

- O1 Vysokoteplotně žíhaný a pomalu ochlazený
- O3 Homogenizovaný
- T4 Po rozpouštěcím žíhání a přirozeném stárnutí
- T6 Po rozpouštěcím žíhání a umělém stárnutí

Hliník a slitiny hliníku na odlitky se označují dle normy ČSN EN 1706: Hliník a slitiny hliníku - Odlitky - Chemické složení a mechanické vlastnosti [22]. Značení spočívá v kombinaci čtyř písmen a pěti číslic, např. EN AC-44000. Význam znaků je následující:

- EN určuje značení dle evropské normy
- A značí hliník, respektive hliníkovou slitinu
- C značí odlitky

Za spojovací čárkou následuje pět číslic, které označují chemické složení. Podobně jako u tvářených slitin označuje první číslice dominantní slitinový prvek, na základě kterého se slévárenské slitiny dělí následovně:

- Řada 10000 – technicky čistý hliník s nejméně 99 % Al
 - Řada 20000 – slitina AlCu
 - Řada 30000 – slitina AlMn
 - Řada 40000 – slitina AlSi
 - Řada 50000 – slitina AlMg
 - Řada 60000 – slitina AlMgSi
 - Řada 70000 – slitina AlZn
 - Řada 80000 – slitina Al s různými prvky
- Další čtyři číslice značí konkrétní hliníkovou slitinu.

Označení je opět možné doplnit chemickým složením, např. EN AC-44000 [AlSi11]. Seznam hliníkových slitin pro odlitky je uveden v normě ČSN EN 1706: Hliník a slitiny hliníku - Odlitky - Chemické složení a mechanické vlastnosti [22].

2.1.2 Dělení a značení slitin podle ČSN

V České republice je stále platné označování hliníkových slitin dle ČSN 42 0055: Neželezné kovy. Číselné označování těžkých a lehkých neželezných kovů. Označení se skládá z písmen ČSN a šestimístného číselného označení. Pro hliníkové slitiny:

ČSN 42 4XXX

- Kde:
- 1. a 2. číslice: Třída norem (42 – hutnictví)
 - 3. číslice: 4 – Lehké kovy
 - 4. číslice: Pro hliník a jeho slitiny jsou vyhrazeny číslice 0 až 5
Sudá číslice – kovy a slitiny pro tváření (0 hliník tvářený, 2 a 4 slitiny hliníku tvářené)

	Lichá čísllice – slévárenské slitiny (1 hliník na odlitky, 3 a 5 slitiny hliníku na odlitky)
5. číslice:	Dvojčíslí ze 4. a 5. číslice určuje skupinu kovů a slitin.
6. číslice:	Pořadová číslice

Číselné označení lze doplnit i chemickým označením, např. ČSN 42 4400 AlMg1Si1Mn. [16]

2.1.3 Dělení slitin podle TNI CEN ISO/TR 15608

Dokument TNI CEN ISO/TR 15608: Svařování - Směrnice pro zařazování kovových materiálů do skupin [105] je technická normalizační informace, která nahradila normu ČSN 05 0323. Dokument poskytuje systém pro zařazování kovových materiálů do skupin pro účely svařování. V tomto systému se využívá obsah prvků, ze kterého se vychází též při označování slitin.

Pro rozdělení hliníku a hliníkových slitin jsou využity skupiny 21 až 26. Do skupin 21 až 23 jsou zařazeny materiály tvářené a do skupin 24 až 26 materiály odlévané.

Do skupiny 21 je zařazen čistý hliník s maximálním obsahem 1 % nečistot či legur.

Do skupiny 22 jsou zařazeny tepelně nevytvrditelné tvářené slitiny. Tato skupina se dále dělí na čtyři podskupiny: Do podskupiny 22.1 patří slitiny Al a Mn, do podskupiny 22.2 slitiny Al a Mn s $Mg \leq 1,5 \%$, do podskupiny 22.3 slitiny Al a Mn s $1,5 \% < Mg \leq 3,5 \%$ a do podskupiny 22.4 slitiny Al a Mn s $Mg > 3,5 \%$.

Do skupiny 23 jsou zařazeny tepelně vytvrditelné tvářené slitiny. Tato skupina se dále dělí na dvě podskupiny: Do podskupiny 23.1 patří slitiny Al, Mg a Si, do podskupiny 23.2 slitiny Al, Zn a Mg.

Do skupiny 24 jsou zařazeny odlévané slitiny Al a Si s $Cu \leq 1 \%$. Tato skupina se dále dělí na dvě podskupiny: Do podskupiny 24.1 patří slitiny Al a Si s $Cu \leq 1 \%$ a $5 \% < Si \leq 15 \%$, do podskupiny 24.2 slitiny Al, Si a Mg s $Cu \leq 1 \%$, $5 \% < Si \leq 15 \%$ a $0,1 \% < Mg \leq 0,8 \%$.

Do skupiny 25 jsou zařazeny odlévané slitiny Al, Si a Cu s $5 \% < Si \leq 14 \%$, $1,0 \% Cu \leq 5,0 \%$ a $Mg \leq 0,8 \%$.

Do skupiny 26 jsou zařazeny odlévané slitiny Al a Cu s $2 \% Cu \leq 6 \%$.

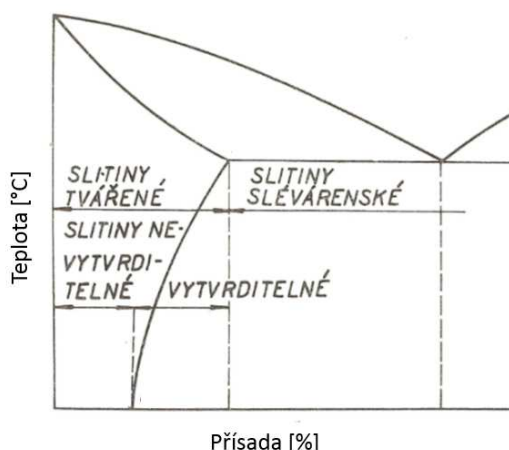
2.1.4 Dělení slitin podle vytvrditelnosti

Dalším významným způsobem dělení hliníkových slitin je podle schopnosti slitin zvýšit svoje mechanické vlastnosti a tvrdost tepelným zpracováním. Pokud použijeme uvedené vlastnosti materiálů, můžeme hliníkové slitiny rozdělit do dvou skupin na nevytvrditelné a vytvrditelné.

Mezi nevytvrditelné slitiny patří čistý hliník včetně všech typů technicky čistého hliníku, tedy řady 1000, slitiny řad 3000 (AlMn) a 5000 (AlMg), dále některé slitiny řady 7000 (AlZn) a některé slitiny řady 4000 (AlSi). Mechanické vlastnosti těchto materiálů je možné zvýšit pouze pomocí deformačního zpevnění. Jedinou formou tepelného zpracování aplikovatelného na tyto typy slitin je žíhání (rekrytalizační, žíhání naměkko). Dochází při něm ke vzniku nové rekrytalizované struktury ze struktury deformované. Dojde tím ke zvýšení plastických vlastností materiálu, ale také ke snížení jeho pevnostních charakteristik. [72], [92], [106], [107]

Mezi vytvrditelné slitiny patří slitiny z řad 2000 (AlCu), 6000 (AlMgSi), většina slitin řady 7000 (AlZn) a dále některé slitiny řady 4000 (AlSi). U těchto typů slitin je možnost změny jejich vlastností pomocí žíhání, ale nejčastěji se uplatňuje tepelné zpracování zvané vytvrzování. Základní podmínkou vytvrditelnosti slitin je, že tyto slitiny mají v rovnovážném diagramu výraznou změnu rozpustnosti legujícího prvku v závislosti na teplotě (obr. 2.1). [72], [92], [106]

Vytvrzování se skládá ze tří po sobě následujících úkonů: Rozpouštěcího žíhání, rychlého ochlazení (kalení) a stárnutí. [72], [92], [106], [107]



Obr. 2.1 Obecný rovnovážný diagram Al-přísada [92]

2.2 TEPELNÉ ZPRACOVÁNÍ HLINÍKOVÝCH SLITIN

Tepeelné zpracování je proces, při kterém je výrobek (nebo jeho část) v tuhém stavu vystaven nejméně jedné změně teploty v určitém rozmezí v závislosti na čase. Mezi tepelným zpracováním slitin Al pro tváření a pro odlévání není větší rozdíl. Když hovoříme o tepelném zpracování hliníku či jeho slitin, jedná se zpravidla o žíhání či vytvrzování (precipitační zpevnění). [72], [92]

2.2.1 Žíhání

Žíhání se provádí z toho důvodu, aby se soustava co nejvíce přiblížila rovnovážnému stavu. Výše žíhací teploty závisí na druhu slitiny a na jejím stavu před žíháním. Na rozdíl od slitin železa se tedy teplota žíhání nedá jednoznačně určit podle křivek změny rozpustnosti v rovnovážném diagramu slitiny. Další rozdíl spočívá v tom, že rozsah žíhacích teplot je u slitin hliníku podstatně nižší než u slitin železa. Žíhání se tedy provádí v pecích s přesnou regulací teplot, přičemž jsou přípustné výchyly ve velmi malých mezích. [92]

U hliníku se nejčastěji používají tyto způsoby žíhání:

- Rekrystalizační
- Stabilizační
- Ke snížení zbytkových napětí
- Homogenizační

Rekrystalizační žíhání

Tento způsob žíhání se uplatňuje u součástí tvářených za studena a dochází při něm ke vzniku nové rekrystalizované struktury z původní deformované struktury. Nejčastěji se tedy zařazuje jako mezioperace při tváření za studena, ale při požadavku na vysokou tvárnost výrobku může být i operací konečnou. Dochází při něm ke zvýšení plastických vlastností materiálu, ale také ke snížení jeho pevnostních charakteristik. Z tohoto důvodu bývá v literatuře (např. [41], [72]) někdy označováno jako žíhání naměkko. Probíhá zpravidla při teplotách 300–450 °C a trvá několik hodin. Teplota žíhání závisí na chemickém složení slitiny, rozměru polotovaru a na rozsahu předchozí deformace. [66], [72], [96]

Z hlediska průběhu žíhacího procesu se musí pamatovat na to, že slitiny schopné vytvrzování je nutné ochlazovat pomalu, aby nebezpečí přesycení tuhého roztoku.

Po určité době by došlo ke stárnutí, a tedy ke zvýšení pevnostních vlastností. Naopak slitiny, které vytvrzování schopny nejsou, mohou být ochlazovány na vzduchu. [72], [92]

Stabilizační žíhání

Stabilizačně se žíhají slitiny, které mají pracovat za vyšších teplot. Žíhá se při teplotách vyšších, než je předpokládaná provozní teplota (zpravidla 240–350 °C) a doba žíhání může v některých případech dosáhnout i několik desítek hodin. Cílem je stabilizace struktury, mechanických vlastností, tvaru a rozměrů výrobku. Nejčastěji se takto žíhají odlitky, u tvářených slitin se toto zpracování provádí méně často. [66], [72], [92], [96]

Žíhání ke snížení zbytkových napětí

Vysoké hladiny zbytkových napětí se vyskytují u odlitků, svařenců, tvarově komplikovaných tvářených výrobků a součástí tvářených za tepla.

Michna a kol. [72] definuje žíhání ke snížení zbytkových napětí jako tepelné zpracování s ohřevem pod rekrytalizační teplotu do pásma 300–400 °C, výdrž na této teplotě a následné řízené ochlazování nejméně do teploty 200 °C.

Ptáček a kol. [96] ovšem uvádí, že k poklesu zbytkových napětí dochází již od teploty 200 °C. Píšek a kol. [92] uvádí dvě žíhací pásma: Při žíhání na 200–250 °C lze zbytkové napětí snížit, u odlitků se však neodstraní chemická heterogenita ani nerovnoměrně vyvinuté zrno. Většího snížení hladiny zbytkových napětí lze podle autora dosáhnout při žíhání v pásmu 250–350 °C s následným volným ochlazováním. Při tomto žíhání však může dojít k určitému poklesu pevnostních charakteristik.

Homogenizační žíhání

Po primární krystalizaci mohou být některé slitiny v nerovnovážném stavu, který je způsoben jejich chemickou heterogenitou. Tyto slitiny se mohou homogenizovat tak, že se žíhají nad teplotou změny rozpustnosti přísady. [66], [92]

Délku výdrže na žíhací teplotě ovlivňuje zejména druh slitiny a její stav. Jestliže u jemnozrnných tvářených výrobků proběhne homogenizace za několik desítek minut, slévárenské slitiny je nutné žíhat několik hodin (až 16). Ale vzhledem k tomu, že při žíhání hrubne zrno, je vhodné, aby se doba výdrže na teplotě zbytečně neprodlužovala. Pokud se po žíhání slitina ochlazuje volně na vzduchu, bude po skončení procesu v rovnovážném stavu s velmi malým zbytkovým napětím. Někdy se ale po homogenizaci provádí rychlejší ochlazování, aby naopak rovnovážný stav nevznikl. Tím se docílí toho, že zůstane zachován přesycený homogenní tuhý roztok a nečistoty, které hliník obsahuje, v tomto roztoku zůstanou. Tím se zlepší vzhled a zvýší se odolnost slitiny proti korozi. [92]

Homogenizace může být prováděna i dvoustupňově, kdy se aplikují dvě různé po sobě následující teploty. [72]

2.2.2 Vytvrzování

Základní podmínkou vytvrditelnosti slitin je, že tyto slitiny mají v rovnovážném diagramu dostatečně výraznou změnu rozpustnosti legujícího prvku v závislosti na teplotě (obr. 2.1). Změna rozpustnosti je totiž základním předpokladem vzniku přesyceného tuhého roztoku, jehož další přeměna vede ke změně mechanických a fyzikálních vlastností těchto slitin. [72], [92]

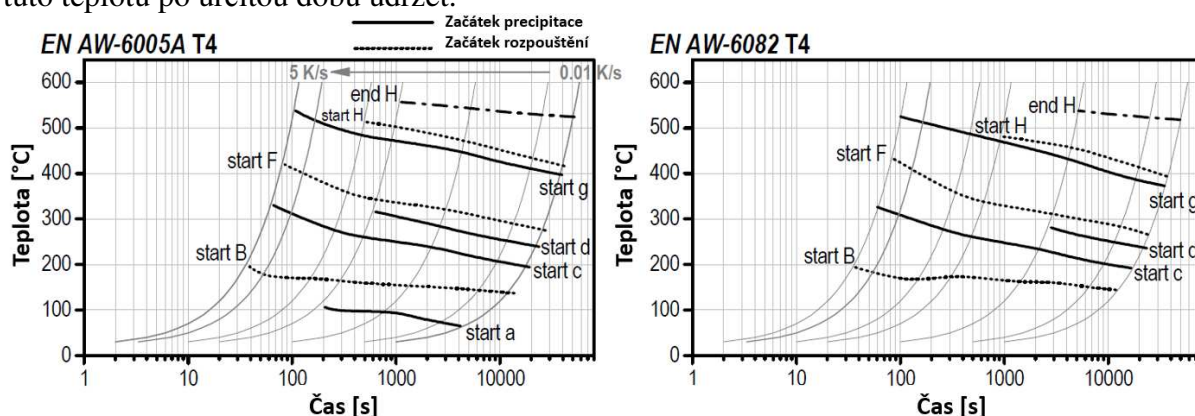
Vytvrzování se skládá ze dvou po sobě následujících úkonů:

- Rozpouštěcí žíhání
- Stárnutí

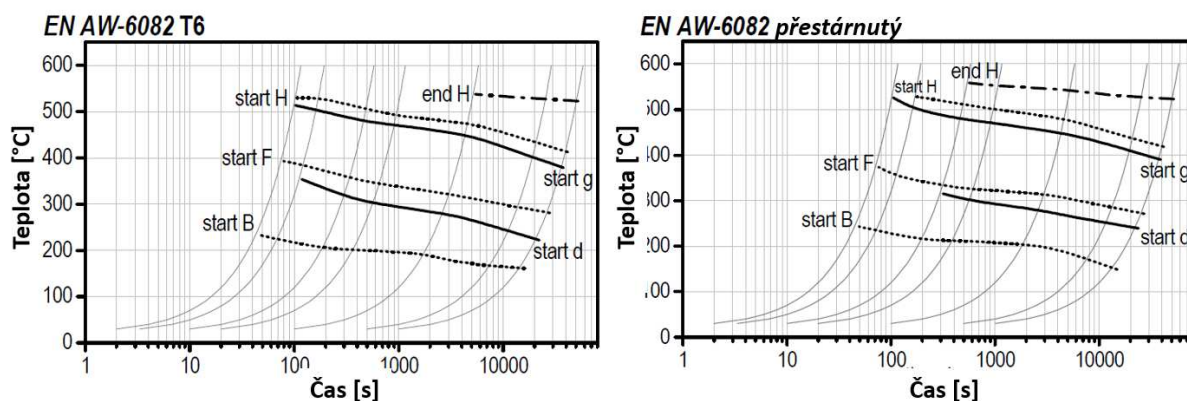
Rozpouštěcí žíhání

Rozpouštěcí žíhání spočívá v ohřevu do oblasti homogenního tuhého roztoku (výskytu jedné fáze v rovnovážném diagramu), dostatečně dlouhé výdrže na této teplotě (aby došlo k rozpuštění precipitátů) a následujícího rychlého ochlazení do oblasti výskytu dvou fází. Rychlé ochlazení zabrání rovnovážné precipitaci a vznikne přesycený tuhý roztok. [64], [72], [92]

Ohřev je prvním stupněm procesu rozpouštěcího žíhání. Chování materiálu při ohřevu lze odvodit z diagramů označovaných jako CHD (Continuous Heating Dissolution, překlad autora: diagram rozpouštění při plynulém ohřevu). CHD diagramy vybraných hliníkových slitin řady 6000 publikuje Osten [90] a některé z nich jsou na obr. 2.2 a 2.3. Diagramy popisují jednotlivé fáze precipitace a rozpouštění fází při ohřevu z 20 °C na 600 °C pro rychlosti ohřevu od 0,01 °C.s⁻¹ do 5 °C.s⁻¹. Z diagramů lze odečíst teploty i časy počátku rozpouštění GP zón, fáze β (Mg₂Si), počátky precipitace i rozpouštění metastabilních fází jako např. β' a β''. Z technologického hlediska má největší význam křivka označená jako „end H“, která značí konečné rozpuštění všech zbývajících fází a vznik homogenního tuhého roztoku. Jak je z diagramů zřejmé, křivka „end H“ se vyskytuje až mezi teplotou změny rozpustnosti a teplotou solidu. Křivka je v CHD diagramech zobrazena jen pro menší rychlosti ohřevu. Lze tedy učinit závěr, že při pouhém ohřevu nedojde za všech podmínek k dokonalému rozpuštění všech fází a po dosažení teploty rozpouštěcího žíhání je nezbytné tuto teplotu po určitou dobu udržet.



Obr. 2.2 CHD diagramy materiálů EN AW-6005A T4 a EN AW-6082 T4 [90]



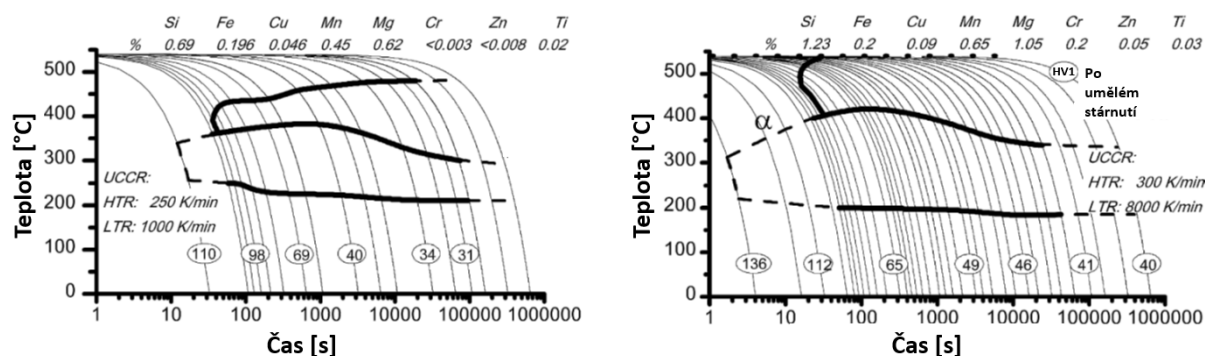
Obr. 2.3 CHD diagramy materiálů EN AW-6082 T6 a EN AW-6082 po přestárnutí [90]

Po ohřevu je druhým významným faktorem výše teploty rozpouštěcího žíhání. Vzhledem k tomu, že je tepelný interval mezi čarou změny rozpustnosti a teplotou solidu často velmi malý, je kladen důraz na dodržení správné výše teploty rozpouštěcího žíhání. Požadavkem bývá zpravidla dodržení teploty lázně nebo pece v rozmezí ± 5 °C, přičemž horní hranice

teplot bývá asi 10 °C pod teplotou solidu dané slitiny. Při překročení této horní hranice již může dojít k tavení na hranicích zrn (v oblastech obohacených druhou komponentou v důsledku nerovnovážné krystalizace) a následnému hrubnutí zrna, jehož důsledkem je úplné znehodnocení slitiny. Naopak při ohřevu pod spodní hranici teploty nedojde k dokonalému rozpuštění precipitátů a očekávané zlepšení mechanických vlastností se nedostaví. [92]

Délka výdrže na teplotě musí být dostatečná, aby došlo k úplnému rozpuštění precipitátů, ale zároveň musí být co nejkratší, aby nedošlo k hrubnutí krystalické struktury. Výdrž na teplotě závisí na tloušťce zpracovávaných kusů, předchozím tepelném zpracování, velikosti a druhu fází, které je nutné rozpustit apod. [92]

Ochlazení (některými autory je označováno jako kalení) se provádí kritickou nebo nadkritickou rychlostí. Kritická rychlost je nejmenší rychlost ochlazování, při které nenastane precipitace a tedy rozpad přesyceného tuhého roztoku. Chování hliníkových slitin během ochlazování z teploty rozpouštěcího žíhání popisují diagramy označované zkratkou CCP (Continuous Cooling Precipitation, překlad autora: diagram precipitace při plynulém ochlazování) a lze z nich snadno určit kritickou rychlost ochlazování. Na obr. 2.4 jsou CCP diagramy dvou vzorků slitiny EN AW-6082, které se liší chemickým složením v rámci povoleného rozsahu stanoveného normou ČSN EN 573-3. Podmínky rozpouštěcího žíhání byly 540 °C po 20 min. V CCP diagramech je pro některé ochlazovací křivky uvedena tvrdost. V tomto případě se ovšem nejedná o tvrdost po ochlazení, jako v případě ARA diagramů ocelí, ale jedná se o tvrdost dosaženou po umělém stárnutí. Po provedení ochlazení z teploty rozpouštěcího žíhání byly vzorky ochlazené různými rychlostmi, ponechány 7 minut na teplotě 25 °C a následně podrobeny umělému stárnutí na teplotě 180 °C po 4 hodiny. Z výsledků je patrný významný vliv rychlosti ochlazení na vlastnosti materiálu po umělém stárnutí. [13], [74], [75], [63], [116]

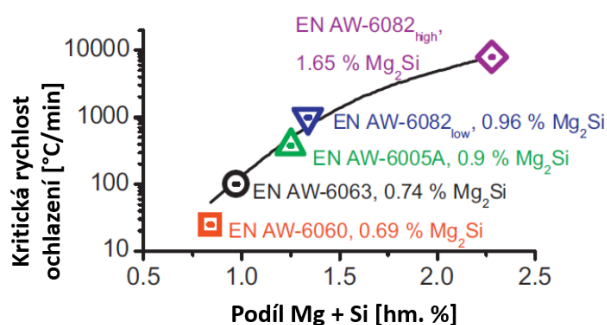


Obr. 2.4 CCP diagramy dvou vzorků materiálu EN AW-6082 [75]

Diagramy CCP tohoto typu lze pro různé hliníkové slitiny najít např. v pracích Milkereita [74], [75] nebo Zhanga [116]. Diagramy CCP publikovali např. i Cavazos [13] či Li [63], kteří však studovali pouze procesy při vlastním ochlazování a jejich diagramy tedy neobsahují úroveň tvrdosti po stárnutí.

Na základě studia pěti Al slitin řady 6000 učinil Milkereit [75] mimo jiné tyto závěry:

- Se zvyšující se rychlostí ochlazování se zvětšuje dosažená tvrdost po stárnutí.
- Při ochlazování slitin Al-Mg-Si začíná precipitační proces dříve u slitin s větším obsahem Si a Mg.
- S rostoucím obsahem Si a Mg též roste velikost kritické rychlosti ochlazení. Uvedená závislost je zřejmá z obr. 2.5.



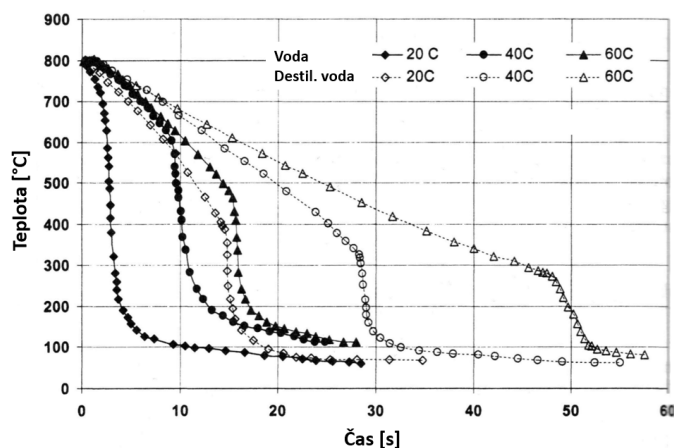
Obr. 2.5 Závislost kritické rychlosti ochlazování na obsahu Si + Mg [75]

Ochlazování z teploty rozpouštěcího žíhání se provádí zpravidla do vody o teplotě 20 °C. Tvarově komplikované výrobky, tlustostěnné kusy apod. se můžou ochlazovat ve vodě o teplotě někdy až 80 °C, ve vodní mlze, oleji či lázních na bázi NaCl, NaOH apod. Slitiny s vysokou stabilitou tuhého roztoku se mohou ochlazovat i na vzduchu. V tab. 2.1 jsou uvedeny ochlazovací rychlosti pro různá média při nulové rychlosti proudění. [72], [92]

Tab. 2.1 Vliv teploty vody na rychlost ochlazování [106]

Kalicií médium	Rychlost ochlazování [$^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$] v intervalu 300–200 °C
Voda 18 °C	600
Voda 26 °C	500
Voda 50 °C	100
10 % vodní roztok NaOH	1 200
10 % vodní roztok NaCl	1 100
Olej 18 °C	~ 100

Na obr. 2.6 a v tab. 2.2 jsou hodnoty rychlostí ochlazování hliníku při různých teplotách a v závislosti na teplotě ochlazovacího média.



Obr. 2.6 Porovnání rychlostí ochlazování pro různé teploty ochlazovacích médií [106]

Tab. 2.2 Vliv teploty vody na rychlost ochlazování [106]

Teplota vody [°C]	Teplota dosažení maximální rychlosti ochlazování [°C]	Maximální rychlost ochlazování [°C.s ⁻¹]	Rychlost ochlazování [°C.s ⁻¹]		
			při 704 °C	při 343 °C	při 232 °C
40	535	153	60	97	51
50	542	137	32	94	81
60	482	115	20	87	46
70	448	99	17	84	47
80	369	79	15	77	47
90	270	48	12	26	42

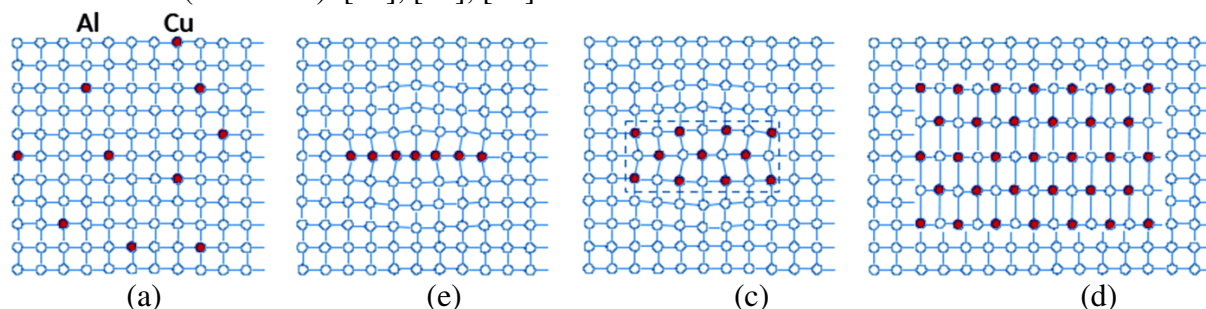
Po provedení rozpouštěcího žhání s ochlazením nadkritickou rychlostí je slitina v nerovnovázném stavu a je tvořena přesyceným tuhým roztokem. [92]

Stárnutí

Přesycený tuhý roztok vzniklý během předchozích operací je termodynamicky nestabilní, případně metastabilní. Stárnutí je souborné označení pro rozpad přesyceného tuhého roztoku, které u některých slitin probíhá přirozeně při pokojové teplotě, u některých slitin dochází ke stárnutí až za zvýšených teplot (umělé stárnutí). [95], [96]

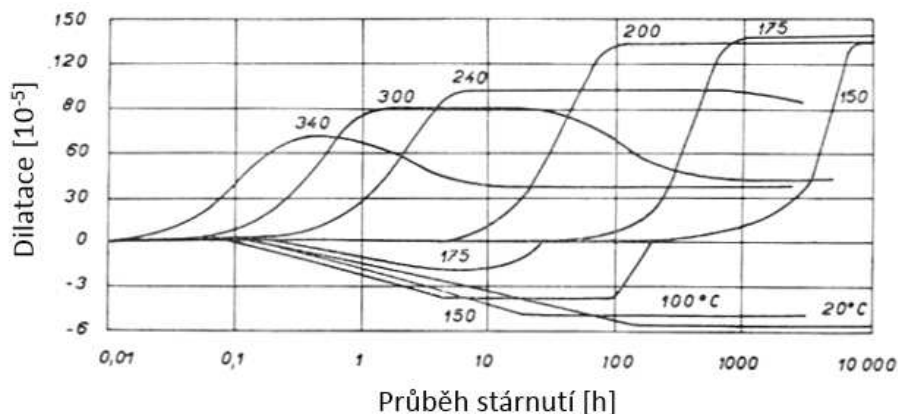
Rozpad přesyceného roztoku probíhá precipitačním mechanismem. V místech koncentračních rozdílů probíhá nukleace nové fáze bohatší na přísadu, než je základní tuhý roztok. Růstem těchto zárodků vznikají koherentní metastabilní precipitáty, které se rozrůstají. Vzniklé precipitáty o velikosti několika nanometrů se nazývají Guinier-Prestonovy zóny (GP zóny) a tvoří se uvnitř zrn. U slitin Al-Mg jsou tyto zóny kulové, u slitin Al-Cu jsou diskové a u slitin Al-Mg-Si jehlicové. [64], [95]

Jako příklad je možné uvést slitiny typu Al-Cu (obr. 2.7 a), u kterých vznikají dva typy GP zón. Diskové zóny GP1 mají tloušťku jedné až dvou atomových rovin (obr. 2.7 b), průměr mezi 5 a 10 nm a vznikají již při pokojové teplotě asi po 15 minutách. V další fázi precipitace vznikají zóny GP2, které mají tloušťku 1 až 10 nm, tedy už několika vrstev atomů. Jejich průměr je 10 až 40 nm, jsou koherentní s původní mřížkou (obr. 2.8 c), ale mají v jednom směru menší vzdálenost vrstev, než je parametr základní mřížky. Velikost GP2 závisí na teplotě stárnutí. Při zvýšené teplotě a delší výdrži dosáhne GP2 určité velikosti a dojde k částečné ztrátě koherence a vzniku přechodového precipitátu Θ' . Jeho růst je doprovázen rozpouštěním GP zón. V další fázi (při vyšší teplotě a dlouhé výdrži) dochází k přeměně Θ' na stabilní precipitát Θ , Al₂Cu, který má tetragonální mřížku a je s původní mřížkou zcela nekoherentní (obr. 2.7 d). [64], [92], [95]



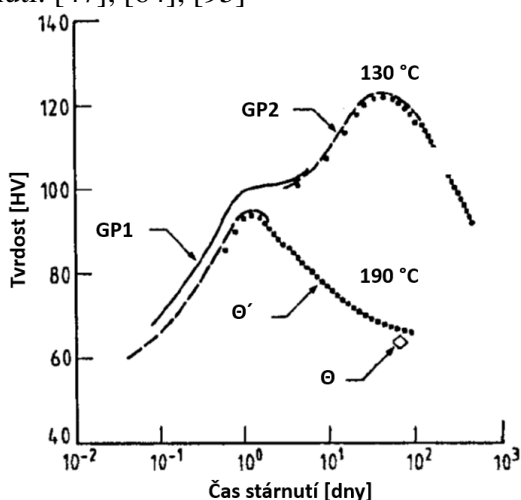
Obr. 2.7 Znárodnění jednotlivých precipitačních stavů: (a) přesycený tuhý roztok, (b) zóna GP1 (c) koherentní zóna GP2 (d) nekoherentní precipitát Θ [46]

Píšek [92] uvádí, že v průběhu výdrže na teplotě stárnutí dochází k dilataci, nebo ke kontrakci materiálu. Kontrakce ukazuje na vznik koherentních precipitátů a dilatace je spojena se vznikem nekoherentních precipitátů, jak je možné vidět na obr. 2.8.



Obr. 2.8 Dilatace materiálu během stárnutí [92]

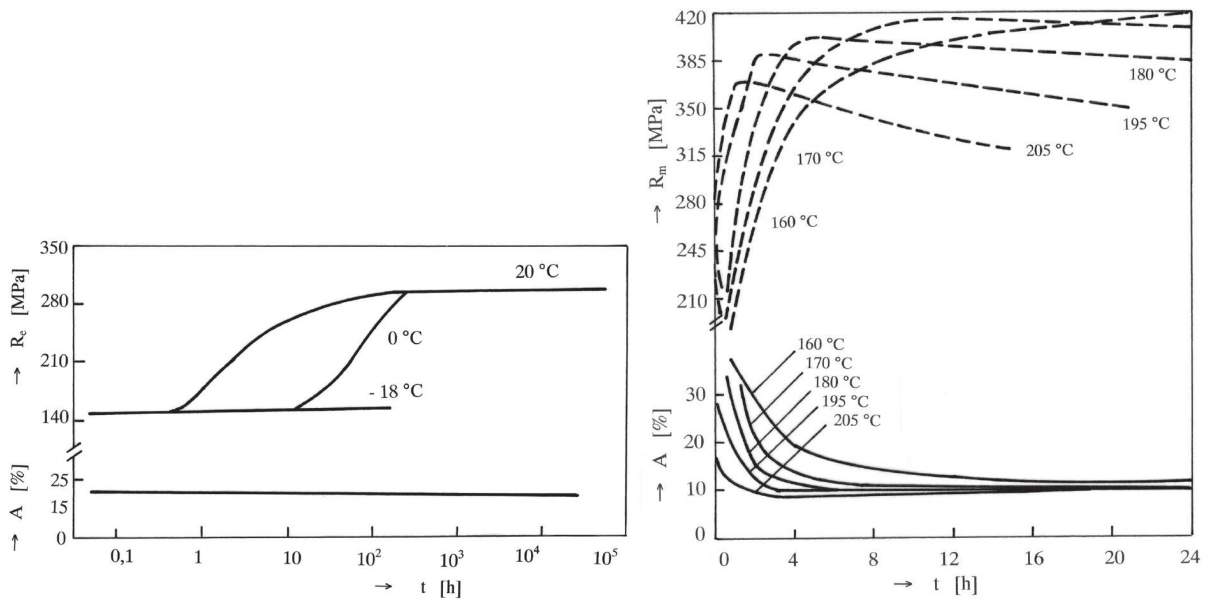
Zóny GP1 a GP2 mají významný vliv na zvýšení pevnosti a tvrdosti (obr. 2.9). Během vzniku přechodového precipitátu dojde v první fázi k maximálnímu zpevňujícímu účinku. V následujících fázích, kdy se zvýší objem částečně koherentního precipitátu a potom především při vzniku stabilního precipitátu, dojde ke snížení mechanických vlastností označovanému jako přestárnutí. [47], [64], [95]



Obr. 2.9 Vliv teploty a času na průběh precipitace a vývoj tvrdosti slitiny Al-4Cu [47]

Kromě již uvedeného růstu tvrdosti a pevnosti se rozpad přesyceného tuhého roztoku projevuje např. snižováním tvárnosti. Změny fyzikálních, mechanických, korozních a technologických vlastností se nazývají kinetikou rozpadu, někdy také křivkami stárnutí. Z technologického hlediska je znalost křivek stárnutí různých slitin důležitá, protože podle nich lze zjistit přesnou teplotu a čas stárnutí nutné pro získání požadovaných vlastností. Změny vlastností, a především tvrdosti, jsou velmi důležité i z vědeckého hlediska, kdy umožňují sledovat průběh precipitace především v počátečních stádiích, kdy ještě nevznikají částice nové fáze a přímé metalografické pozorování přeměn není možné. [72], [91], [96]

Z obr. 2.10 vlevo je zřejmá kinetika rozpadu slitiny EN AW-2024 na bázi Al-Cu-Mg pro přirozené stárnutí. Na obr. 2.10 vpravo jsou potom křivky kinetiky rozpadu této slitiny pro umělé stárnutí.

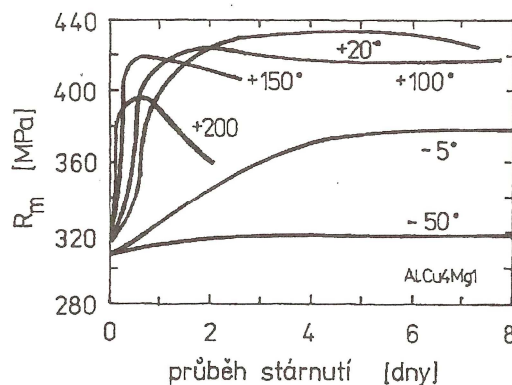


Obr. 2.10 Křivky stárnutí slitiny EN AW-2024 pro přirozené stárnutí (vlevo) a umělé stárnutí (vpravo) [72]

Z těchto křivek lze odvodit zákonitosti platné pro všechny slitiny hliníku podrobené umělému stárnutí: [72]

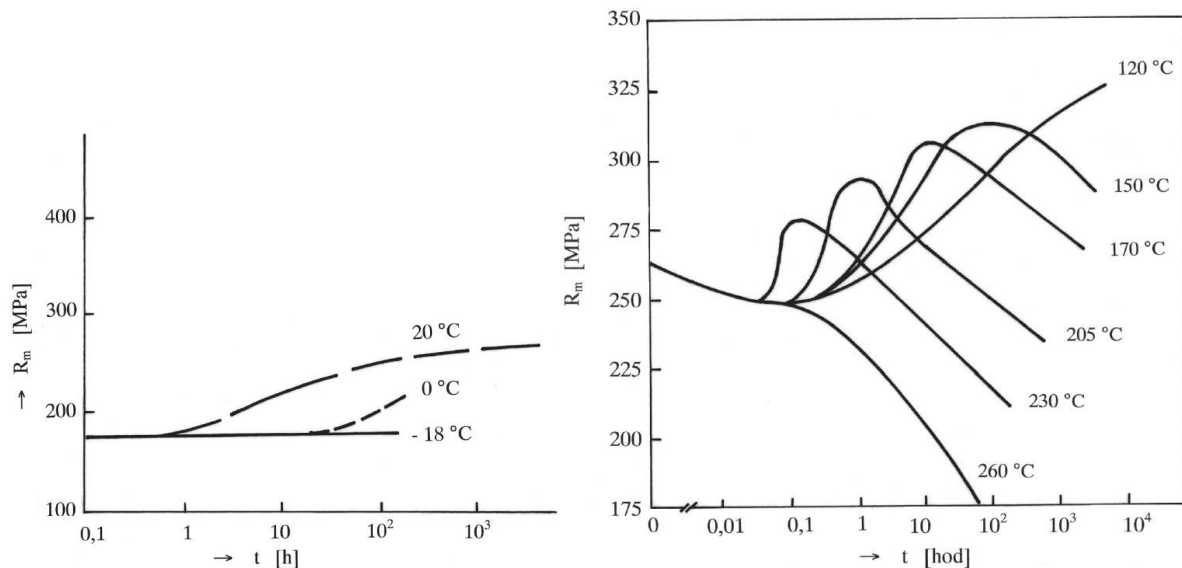
- Čím je teplota umělého stárnutí vyšší, tím dříve se dosáhne maximálních pevnostních hodnot dosažitelných při dané teplotě.
- Čím je teplota umělého stárnutí vyšší, tím nižší jsou maximální dosažitelné pevnostní hodnoty.
- Volbou teploty a času umělého stárnutí můžeme měnit mechanické vlastnosti dle potřeby. Toto nelze uskutečnit při přirozeném stárnutí, protože při něm jsou mechanické vlastnosti určeny jednoznačně s ukončením tohoto procesu při pokojové teplotě.

Na obr. 2.11 je vliv teploty a doby stárnutí na mez pevnosti v tahu duralu AlCuMg1. [72], [92], [96]



Obr. 2.11 Vliv teploty a doby stárnutí na R_m duralu AlCu4Mg1 [96]

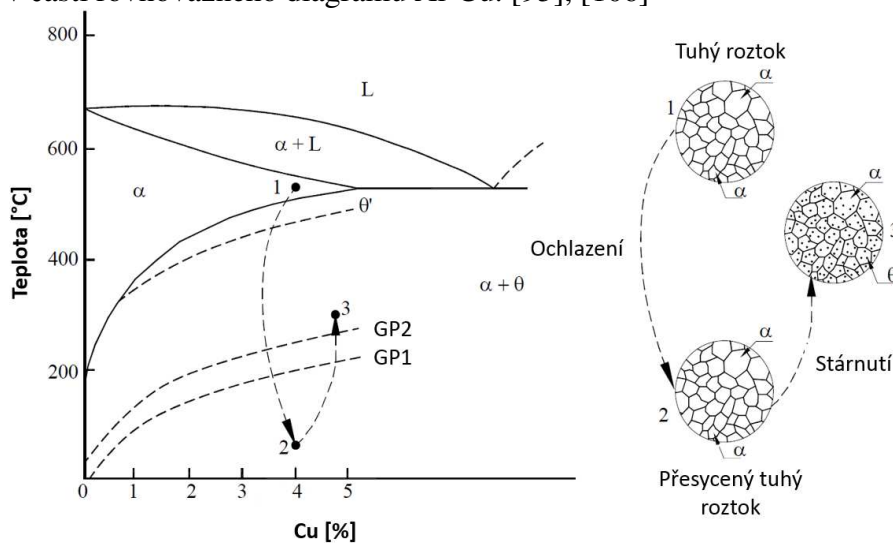
Z obr. 2.11 je zřejmé, že u slitin na bázi Al-Cu-Mg se dosáhne nejvyšších pevnostních charakteristik přirozeným stárnutím při teplotě 20 °C. Naopak přirozeným stárnutím slitin na bázi Al-Mg-Si nelze dosáhnout vysokých pevnostních vlastností. U těchto slitin se tedy vždy uplatňuje umělé stárnutí. Na obr. 2.12 vlevo můžeme srovnat kinetiku rozpadu přesyceného tuhého roztoku slitiny EN AW-6262 pro přirozené stárnutí. Na obr. 2.12 vpravo je potom kinetika rozpadu přesyceného tuhého roztoku stejné slitiny pro umělé stárnutí. [72]



Obr. 2.12 Kinetika rozpadu přesyceného tuhého roztoku slitiny EN AW-6262 pro přirozené stárnutí (vlevo) a pro umělé stárnutí (vpravo) [72]

Z uvedeného je zřejmé, že každý typ slitin hliníku má osobitou charakteristiku rozpadu přesyceného tuhého roztoku. [72]

Při ohřevu nad křivku změny rozpustnosti (solvus) se GP zóny a částečně koherentní precipitáty zpětně rozpouštějí v tuhém roztoku. Na obr. 2.13 jsou křivky solvů GP1, GP2 a θ' znázorněné v části rovnovážného diagramu Al-Cu. [95], [106]



Obr. 2.13 Křivky solvů GP1, GP2 a θ' v části rovnovážného diagramu Al-Cu. [3]

2.3 SVAŘITELNOST HLINÍKOVÝCH SLITIN

Svařitelnost hliníku je ovlivněna především vytvářením oxidické vrstvy Al_2O_3 na povrchu materiálu. Dalším problémem je pórovitost svarů, náchylnost svarových spojů na vznik horkých trhlin a pokles pevnosti svarového spoje u vytvrditelných slitin. [14], [40]

2.3.1 Oxidace hliníkových slitin

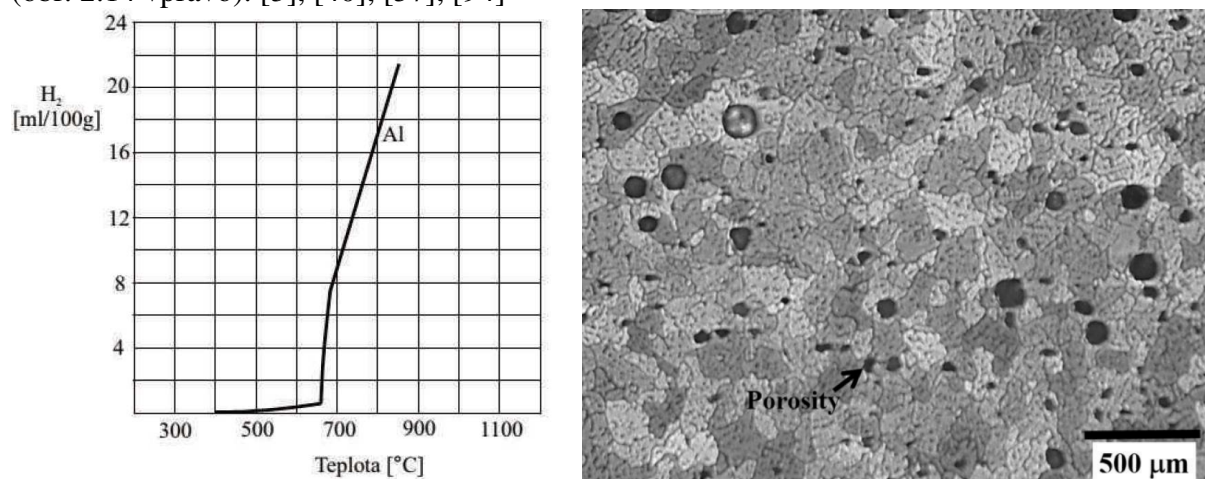
Na povrchu svařovaných materiálů se vytváří vrstva Al_2O_3 , jejíž teplota tavení je $2050\text{ }^\circ\text{C}$, zatímco teplota tavení hliníku je $658\text{ }^\circ\text{C}$. Tato vrstva sice zajišťuje korozní odolnost materiálu, ale vzhledem k velmi vysoké teplotě tavení samozřejmě negativně ovlivňuje svařitelnost hliníku. Po jejím odstranění se na povrchu začíná okamžitě tvořit vrstva nová. Tloušťka

oxidické vrstvy je asi 0,01 μm , ale vlivem vyšší teploty může dosáhnout tloušťky až 0,1 μm . [14], [40], [48], [54], [59], [67]

Pro vytvoření kvalitního svarového spoje je nutné tuto vrstvu odstranit v šířce nejméně 15 mm od svarových ploch na obou stranách. Toho lze docílit chemicky před i během svařování, případně přímým účinkem elektrického oblouku v ochranné atmosféře Ar, kdy se využívá tzv. čistící účinek argonu. Lze svařovat technologiemi 131, tedy obloukovým svařováním tavící se elektrodou v inertním plynu (MIG) a 141, tedy obloukovým svařováním netavící se (wolframovou) elektrodou v inertním plynu (TIG), při kterých dojde k rozrušení oxidického filmu. Při svařování metodou 111 (ručním obloukovým svařováním obalenou elektrodou – MMA) se používají svařovací elektrody s obalovými materiály, které rozpouštějí oxid hliníkový, případně snižují jeho bod tavení. Při svařování plamenem (metoda 311 – tavné svařování kyslíko-acetylenovým plamenem) nebo pod tavidlem (metoda 121 – svařování pod tavidlem drátovou elektrodou, SAW) je nutné použití vhodných tavidel, která rozpouštějí Al_2O_3 . [14], [40], [48], [111]

2.3.2 Pórovitost svarů

Při krystalizaci svarového kovu prudce klesá rozpustnost vodíku v hliníku (obr. 2.14 vlevo). Část vodíku proto zůstává během krystalizace ve svaru a k jeho vyloučení dojde až pod teplotou solidu. Tento jev se může projevit vznikem necelistvostí – pórů a bublin (obr. 2.14 vpravo). [3], [40], [57], [94]



Obr. 2.14 Rozpustnost vodíku v hliníku (vlevo) [73] a porozita slitiny EN AW-6061 T6 svařované technologií 131 (MIG) [3]

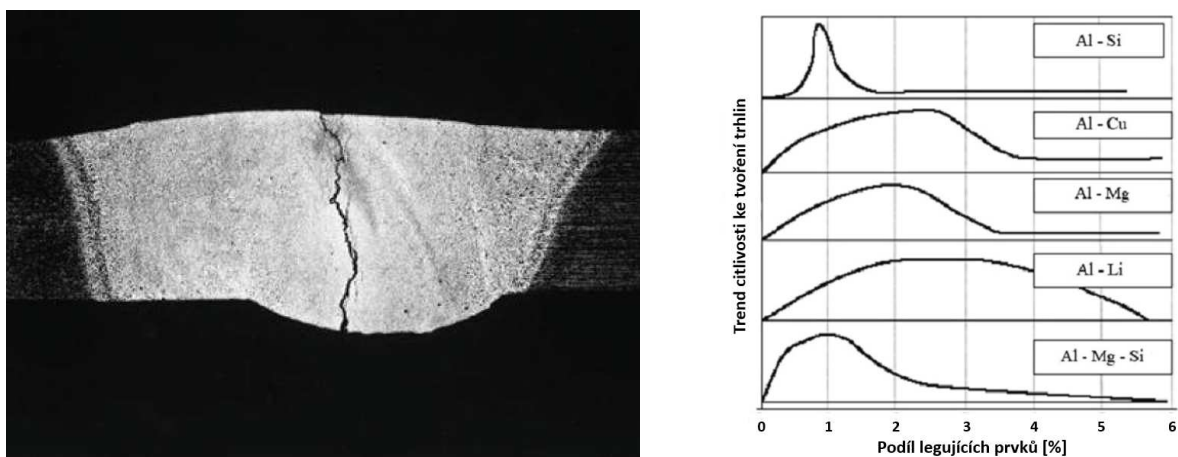
Nepříznivý vliv vodíku lze snížit minimalizováním vodíku v přídavném materiálu, základním materiálu a především v jeho povrchové vrstvě před svařováním. Další možností je zkrácení času přímého tavení svarového kovu, zajištění rychlé krystalizace a zabránění jeho přehřátí. Toho se docílí svařováním metodou 141, tedy obloukovým svařováním netavící se elektrodou v inertním plynu (TIG), s použitím pulzního proudu. Dalším předpokladem je použití vysoké čistoty inertních ochranných plynů (dle Foldyny a kol. [40] min. 99,9 % Ar, podle Zmydleného [117] nejméně 99,996 % a optimálně 99,998 %), případně vhodné struskové nebo tavidlové ochrany tavné lázně. [40], [117]

2.3.3 Trhliny ve svarových spojkách

V hliníkových slitinách se mohou vyskytovat horké i studené trhliny. Studené trhliny mohou vznikat v některých typech slitin, které se vyznačují sníženou pevností již při mírně zvýšených teplotách. Příkladem jsou slitiny typu Al-Cu-Mg a Al-Zn-Mg, kdy jsou studené

trhliny iniciovány v tepelně ovlivněné oblasti (TOO) svarového spoje a při teplotách 200 až 400 °C. [40], [57], [94]

Častěji se při svařování hliníku vyskytují horké trhliny (obr. 2.15 vlevo), které mohou vzniknout jak v TOO, tak i přímo ve svarovém kovu. Vznik trhlín závisí na chemickém složení dané slitiny a s ním souvisejícím intervalem tuhnutí (slitiny s větším intervalem tuhnutí jsou náchylnější ke vzniku trhlín), na typu a podmínkách krystalizace, na typu a množství eutektické fáze. Pokud je objem eutektika malý a nedostatečně vyplňuje prostor mezi rostoucími dendrity, vyskytuje se nebezpečí vzniku trhlín. Jedná se především o slitiny vytvrditelné na bázi Al-Cu-Mg, Al-Mg-Si a Al-Zn-Mg, dále jsou to nízkolegované slitiny na bázi Al-Mg a potom slitiny znečištěné železem a křemíkem. Při sledování náchylnosti slitin na vznik trhlín můžeme pozorovat jev, kdy pro každý legující prvek existuje kritická hodnota obsahu tohoto prvku, při které je sklon ke vzniku horkých trhlín největší. Po překročení této kritické hodnoty koncentrace sklon ke vzniku trhlín opět klesá, jak můžeme vidět na obr. 2.15 vpravo. [40], [55], [72]



Obr. 2.15 Horká trhlina ve svarovém spoji Al slitiny (vlevo) a trend náchylnosti k tvoření trhlín za tepla v závislosti na obsahu legujícího prvku (vpravo) [55]

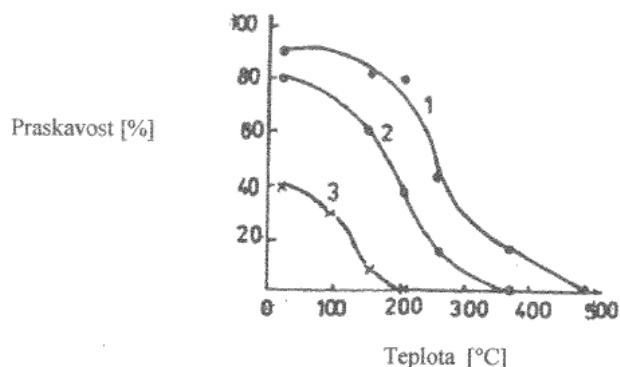
Vzhledem k tomu, že největší náchylnost ke vzniku trhlín za tepla je při obsahu 0,75 % Si a 1,5 % Mg používají se například pro svařování nízkolegovaných slitin na bázi Al-Mg a vytvrditelných slitin na bázi Al-Mg-Si přídatné materiály s 5 % Mg nebo s 5 % Si. [72]

Doporučené přídatné materiály pro jednotlivé slitiny hliníku jsou v tab. 2.3.

Tab. 2.3 Přídatné materiály pro jednotlivé slitiny hliníku pro technologie MIG a TIG [40], [94]

Základní materiál		Přídatný materiál	Orientační mez pevnosti spoje [MPa]
Druh	Stav		
Al 99,5	žíhaný	Al 99,5	70
AlMg3	žíhaný	AlMg5	180
	tvrdý	AlMg5	190
AlMg5	žíhaný	AlMg5	240
	tvrdý	AlMg5	250
AlMgSi	žíhaný	AlMg5, AlSi5	110
	vytvrzený	AlMg5	110–20
AlZn4Mg1	vytvrzený	AlMg5	250–280

Náchylnost ke vzniku trhlin lze tedy snížit vhodnou volbou přídatného materiálu, technologií a zvolenými parametry svařování a především předehřevem. Vliv teploty předehřevu na nebezpečí vzniku trhlin pro různé materiály je na obr. 2.16. [40], [57], [94]

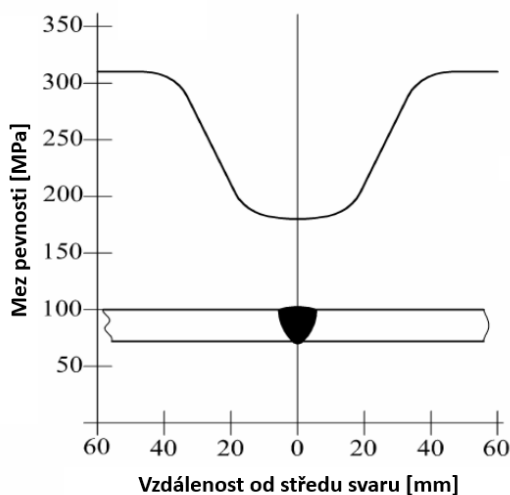


Obr. 2.16 Vliv teploty předehřevu na nebezpečí vzniku trhlin při svařování slitiny AlMg2 přídatnými materiály: 1) AlMgMn; 2) AlMg2,5; AlMg3,5 [40], [57], [94]

Je vhodné zvolit technologie umožňující vysokou rychlost svařování a dále se doporučuje nesvařovat v tuhém upnutí. [40]

2.3.4 Pokles pevnostních vlastností zpevněných hliníkových slitin

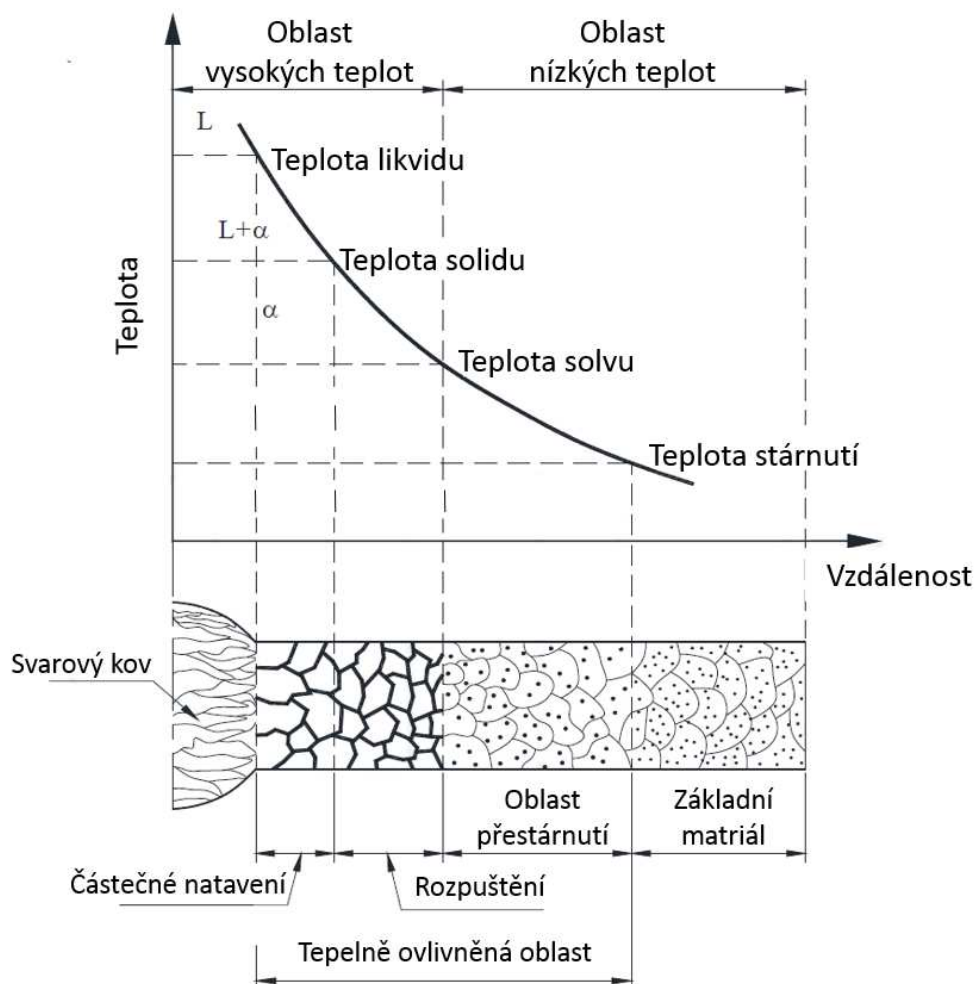
Pokud svařujeme slitiny na bázi Al-Cu-Mg, Al-Zn-Mg nebo Al-Mg-Si ve vytvrzeném stavu, vykazují tyto slitiny výrazný pokles pevnosti v celém svarovém spoji, jak můžeme vidět na příkladu slitiny EN AW-6082 na obr. 2.17. Podobně reagují i slitiny tvářené za studena. Pevnost může dosáhnout i úrovně pevnosti žíhaného materiálu, a kromě změny mechanických vlastností dochází i ke změně korozní odolnosti. [40], [42], [67], [72], [88]



Obr. 2.17 Mez pevnosti EN AW-6082 v TOO [42]

Vysvětlení uvedeného chování uměle vytvrzených slitin je schematicky znázorněno na obr. 2.18. V oblastech svaru, kde došlo k ohřevu nad teplotu umělého stárnutí, dochází ke zvětšování objemu částečně koherentního precipitátu a ke vzniku stabilního precipitátu. Jedná se o jev, který je označován jako přestárnutí a je charakterizován snížením mechanických vlastností. V oblastech, které byly ohřaty nad teplotu solvu, tedy teplotu změny rozpustnosti, dojde k procesu obdobnému jako při rozpouštěcímu žíhání – rozpuštění precipitátů a vzniku

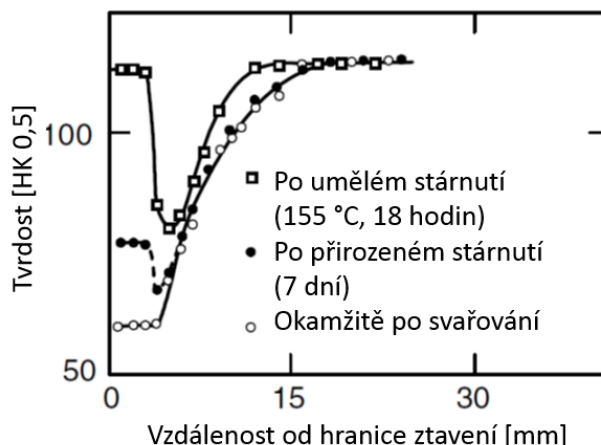
přesyceného tuhého roztoku při rychlém ochlazení. Proces však významně závisí na tvaru teplotního cyklu v daném místě TOO. K úplnému rozpuštění precipitátů dojde pouze, pokud byla oblast ohřáta nad teplotu solvu po dostatečně dlouhou dobu. Na rychlosti ochlazení potom závisí, do jaké míry nastane precipitace, a tedy rozpad přesyceného tuhého roztoku, jak bylo vysvětleno v kapitole 2.2.2. [3]



Obr. 2.18 Schéma mikrostruktury svarového spoje po svařování v závislosti na maximální teplotě svařovacího cyklu v daném místě svaru [3]

Rozpuštěním precipitátů lze vysvětlit také pokles mechanických vlastností v TOO slitin po přirozeném stárnutí. Pokles mechanických vlastností hliníkových slitin ve stavu po deformačním zpevnění je možné vysvětlit ohřevem TOO nad teplotu rekrystalizačního žhání. Čím je místo v TOO blíže svarovému kovu, tím je maximální dosažená teplota vyšší a materiál zůstane nad rekrystalizační teplotou delší čas. Pevnost a tvrdost slitiny klesá s rostoucí teplotou a časem. [56]

Jak bylo uvedeno, na základě tvaru konkrétního teplotního cyklu zpravidla dojde v TOO ke vzniku určitého podílu přesyceného tuhého roztoku, který je schopen přirozeného, nebo umělého stárnutí po svařování. Změna vlastností TOO po svařování je zřejmá z obr. 2.19. [3], [8], [56]



Obr. 2.19 Tvrdost TOO materiálu EN AW-6061 T6 po svařování a stárnutí [56]

Problém poklesu tvrdosti v TOO se dosud nepodařilo úspěšně vyřešit, ale pro zmírnění uvedeného procesu se doporučuje dodržení několika zásad. První z nich je využití technologií svařování s vysokým gradientem teplot v lokální oblasti svaru, příkladem je bodové odporové svařování s tvrdým režimem. Dále je vhodné použít technologií s nižší pracovní teplotou, než je teplota stability vytvrzitelných slitin. Po svařování se také může použít doplňkové tepelné zpracování spočívající ve vytvrzení oblasti svarového spoje, případně je možné vytvrdit celý svařenec. [40], [67], [72]

2.3.5 Předehřev

Při svařování tenkých plechů se předehřev nepoužívá, protože zbytečně zvětšuje šířku TOO a může snížit velikost mechanických vlastností svarových spojů některých slitin. Při svařování tlustých plechů je však předehřev nutný z důvodu intenzivního odvodu tepla ze svarové lázně a nebezpečí vzniku neprůvarů. Běžně se předehřívá na teplotu 150 až 200 °C. U vícevrstvých svarů je tedy nutné dodržovat teplotu interpass minimálně 150 °C. Je ale nutné pamatovat na to, že u vytvrzitelných slitin může předehřev způsobit tzv. přestárnutí, tedy pokles pevnostních vlastností. [40], [48], [94], [111]

2.4 TECHNOLOGIE SVAŘOVÁNÍ HLINÍKOVÝCH SLITIN

Obecně se dá říci, že slitiny hliníku lze svařovat elektrickým obloukem (metody 1 dle ČSN EN ISO 4063), elektrickým odporem (metody 2) a plamenem (3). Z méně běžných metod lze využít svařování plazmové (15), ultrazvukem (41), technologií FSW (43), výbuchem (441), je možné využít samozřejmě i difuzního svařování (45), svařuje se tlakem za studena (48), elektronovým paprskem (51) nebo např. laserem (52). [23], [40], [72]

Michna a kol. [72] uvádí přehled vhodnosti jednotlivých metod svařování pro různé druhy slitin hliníku, který je shrnutý v tab. 2.4.

Svařování plamenem se v současnosti používá pouze pro svařování tenkých plechů (obvykle tloušťky pod 1 mm) převážně z technického hliníku a ze slitin na bázi Al-Mg a Al-Mn. Svařuje se neutrálním kyslíko-acetylenovým plamenem, případně je možno použít plamen s malým přebytkem acetyleny v poměru $O_2:C_2H_2 = 0,9-1,0$. Při svařování plamenem dochází ke vzniku široké TOO, což vyvolává velké deformace a zbytková napětí, která mohou vést u vytvrzených slitin ke vzniku trhlin za studena. Svarové spoje musejí být dobře přístupné ze všech stran z důvodu nutnosti odstranění strusky a tavidla. Používaná tavidla jsou na bázi chloridů a fluoridů. Touto technologií se nesvařují koutové svary a přeplátované spoje. [40], [57], [94]

Tab. 2.4 Hodnocení svařitelnosti hliníkových slitin pro různé svařovací technologie [72]

Způsob svařování	Tvářené slitiny												Slévárenské slitiny															
	Al99,98 až Al99		AlMn		AlMg		AlMgSi		AlCuMg Al-CuSiMn		AlZnMg		AlZnMgCu		AlSi		AlSiMg		AlSiCu		AlMg		AlCuTi		AlZnMg			
	AlMnMg		AlMgMn																AlMgSi									
	A	B	A	B	A	B	A	B	A	B	A	B	A	B	A	B	A	B	A	B	A	B	A	B	A	B	A	B
Svařování plynem	2	2	2	2	3	3	-	2	-	4	-	3	-	4	4	4	4	4	4	4	4	4	4	-	4	-	4	
Obloukové svařování	-	4	-	4	-	4	-	4	-	4	-	4	-	4	-	3	-	3	-	3	-	4	-	4	-	4	-	4
Svařování TIG	1	1	1	1	1	1	-	1	-	4	-	2	-	4	1	1	1	1	2	2	1	1	-	3	-	1	-	1
Svařování MIG	-	1	-	1	-	1	-	1	-	4	-	1	-	4	-	1	-	1	-	2	-	1	-	3	-	1	-	1
Plazmové svařování	1	1	0	0	1	1	-	1	-	4	-	1	-	4	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
Svařování laserem	1	-	0	-	1	-	0	-	0	-	0	-	0	-	0	-	0	-	0	-	0	-	0	-	0	-	0	-
Svařování elektronovým paprskem	1	0	1	0	1	0	3	0	3	0	3	0	3	0	(1)	0	1	0	2	0	(1)	0	(2)	0	(2)	0	0	0
Svařování pod práškem	-	(3)	-	0	-	(2)	-	0	-	0	-	(3)	-	0	-	0	-	0	-	0	-	0	-	0	-	0	-	0
Elektrostruskové svařování	-	(4)	-	0	-	(3)	-	0	-	0	-	(4)	-	0	-	0	-	0	-	0	-	0	-	0	-	0	-	0

A – bez přidávaného materiálu, B – s přidávaným materiálem

Stupnice relativního hodnocení: 1 = nejlepší, 4 = nejhorší, - = z důvodu materiálu nebo způsobu svařování není možné svařovat, 0 = nejsou informace, údaje v závorkách značí hodnocení na základě laboratorních pokusů.

Svařování obalenou elektrodou nenašlo širšího uplatnění z důvodu relativně malé ochrany svarového spoje. Vzhledem k jednoduché manipulaci se používá zejména při opravách. Nedoporučuje se používat pro svařování mechanicky namáhaných součástí a tato technologie také není vhodná pro svařování součástí pracujících v agresivním korozním prostředí. [40], [57], [69], [94]

Technologie 131, tedy obloukové svařování tavící se elektrodou v inertním plynu (MIG), se používá pro svařování plechů o tloušťkách nad 2 až 3 mm. Jedná se o vysoce produktivní metodu vhodnou pro automatizované i robotické svařování: Jestliže se rychlosti svařování při ručním vedení hořáku pohybují mezi 7,6 a 15,2 mm.s⁻¹, při mechanickém vedení mohou přesáhnout i 42 mm.s⁻¹. Svařuje se v ochranné atmosféře argonu, jehož čistota je nejméně 99,9 %. Pro svařování plechů větších tlouštěk se častěji používají inertní směsi, jejichž složení závisí na tloušťce svařovaného materiálu. Směsi mohou obsahovat 70 % Ar a 30 % He, 50 % Ar a 50 % He a nejsilnější materiály se svařují v atmosférách obsahujících 70 % He a 30 % Ar. Důvodem je to, že helium zvyšuje tepelný výkon oblouku. Ojedinele se využívá směs Ar + 1–3 % O₂, což zabezpečuje vyšší stabilitu oblouku a pravidelnější přenos kovu. Svařuje se s nepřímou polaritou. Příklady svařovacích parametrů pro jednotlivé tloušťky plechu jsou v tab. 2.5. [8], [40], [48], [117]

Tab. 2.5 Doporučené parametry pro svařování hliníkových plechů technologií 131 (MIG) [40], [57]

Tloušťka plechu [mm]	Ø přidávaného materiálu [mm]	Svařovací proud [A]	Napětí [V]
2–5	0,8–1,2	80–150	21–24
1,5–10	1,2–1,6	50–80	18–24
5–30	1,2–2,4	180–300	24–29
> 20	2,4–3,6	350–650	24–30
> 30	4,0–6,0	> 500	28–34

Nejčastější technologií používanou při svařování hliníkových slitin je technologie 141, tedy obloukové svařování netavící se (wolframovou) elektrodou v inertním plynu (TIG). Tato technologie je použitelná pro svařování plechů tlouštěk od 1 do 10 mm. Přestože lze v literatuře [8] nalézt informace, že je možné tuto technologii použít i pro svařování plechů do 150 mm, pro tloušťky nad 10 mm se používá výjimečně. Na ochranný argonový plyn je požadavek spočívající ve vysoké čistotě. Je též možné použití směsného plynu o složení Ar

a He o složení 50 % Ar a 50 % He, případně směsí o poměrech složek 30:70 respektive 70:30 opět v závislosti na tloušťce plechu. V obou těchto případech se svařuje střídavým proudem. Jeho výhodou je tzv. čistící účinek, který spočívá v mechanickém porušování tvořící se vrstvičky Al_2O_3 , k čemuž dochází působením iontů vždy v okamžiku, kdy je elektroda zapojena na plus pól. Svařovací proces probíhá při opačné polaritě. Pokud se zvolí svařování tenkých plechů stejnosměrným proudem, je nutné použít jako ochranný plyn pouze helium, což se však využívá výjimečně. [8], [40], [48], [59], [117]

Svařování hliníkových slitin technologií 52 (laserem) se potýká s problémem vysoké odrazivosti hliníku, která dosahuje asi 90 %. Pro použití této technologie je tedy nutné nanesení matného laku, zdrsnění povrchu, případně je nutné svařovat laserem s vysokou energií. [8], [40]

Svařování technologií 51 (elektronovým paprskem) je výhodné především z důvodu velké hloubky protavení a úzké TOO, která zachová vysokou pevnost svarových spojů z vytvrzených materiálů. Tato technologie je vhodná pro většinu hliníkových slitin, ale někdy mohou vznikat ve svaru trhliny a póry. Trhliny se vyskytují při svařování slitin hliníku s prvky Mg, Cu a Zn. Póry vznikají při vysoké rychlosti svařování z důvodu vypařování některých prvků ze slitiny. [8], [40]

Mezi intenzivně se rozvíjející technologie pro svařování hliníkových slitin patří technologie 43 (FSW – Friction Stir Welding). Vzhledem k nízké teplotě během procesu jí lze svařovat materiály, které se tavným svařováním zpravidla nesvařují, např. slitiny na bázi Al-Cu-Mg. [69], [72]

2.5 CHARAKTERISTIKA A VLASTNOSTI HLINÍKU A JEHO SLITIN

Protože slévárenské hliníkové slitiny se v praxi svařují zřídka, bude v této kapitole věnována pozornost charakteristice čistého hliníku a slitin hliníku pro tváření.

2.5.1 Čistý hliník

Hliník je lehký kov bílé barvy s vysokou tepelnou a elektrickou vodivostí. Na jeho povrchu vzniká vrstva Al_2O_3 o tloušťce 5 až 20 nm, což způsobuje jeho dobrou odolnost proti korozi. Jeho mechanické vlastnosti jsou relativně nízké, má dobrou tvařitelnost za tepla i za studena. Výhodná kombinace těchto a dalších vlastností umožňuje využití hliníku v mnoha oblastech lidské činnosti. [72], [92]

Hliník má fcc mřížku, což způsobuje jeho dobré plastické vlastnosti za tepla i za studena. Přehled některých jeho fyzikálních vlastností je v tab. 2.6. [72]

Tab. 2.6 Přehled fyzikálních vlastností hliníku [72]

Vlastnost	Hodnota
Hustota při 20 °C	2,6989 g.cm ⁻³
Teplota tavení	660,4 °C
Teplota varu	2494 °C
Tepelná vodivost při 25 °C	247 W.m ⁻¹
Měrné skupenské teplo tavení	397 kJ.kg ⁻¹
Měrné skupenské teplo varu	10 780 kJ.kg ⁻¹
Objemová změna při krystalizaci	6,5 %

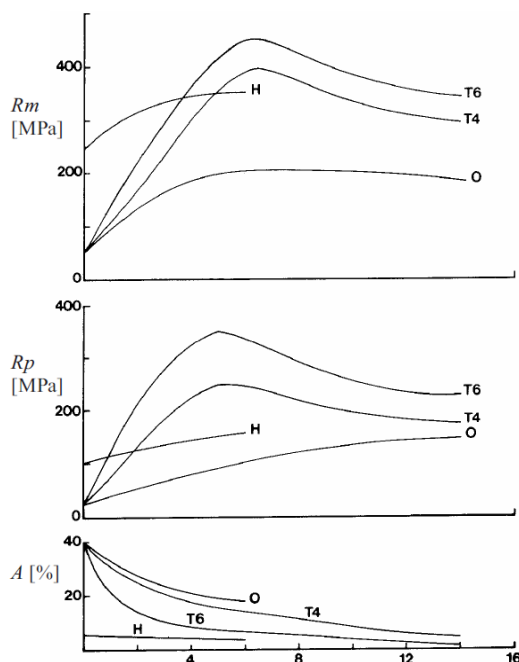
2.5.2 Hliník technické čistoty – materiály řady 1000

Materiály řady 1000 zahrnují technicky čistý hliník s nejméně 99 % Al. Poslední dvě číslice označují obsah hliníku nad 99 %, tedy např. slitiny EN AW-1060 obsahuje 99,60 % Al. Norma ČSN EN 573-3: Hliník a slitiny hliníku – Chemické složení a druhy tvářených výrobků – Část 3: Chemické složení a druhy výrobků stanoví maximální obsahy dalších jednotlivých prvků. Pouze jediná normovaná slitina, EN AW-1100 má uvedený legující prvek. Slitina musí obsahovat 0,05 až 0,20 % Cu. Z hlediska chování při tepelném zpracování jsou slitiny řady 1000 tepelně nevytvrditelné materiály a jejich mechanické vlastnosti mohou být zvýšeny pouze deformačním zpevněním. [20], [47], [52], [51]

Dle normy ČSN EN 573-3 jsou slitiny řady 1000 dostupné nejčastěji jako dráty; plechy, pásy a desky. Materiály uvedené v normě ČSN EN 573-3 jsou ve shodě s normou ČSN EN 602, a je tedy možné použít je v potravinářství. Vzhledem ke svým vlastnostem, tedy malé pevnosti, vysoké odolnosti proti korozi a elektrické vodivosti nacházejí uplatnění také v elektrotechnice a v chemickém průmyslu. [20], [47], [52]

2.5.3 Slitiny AlCu – materiály řady 2000

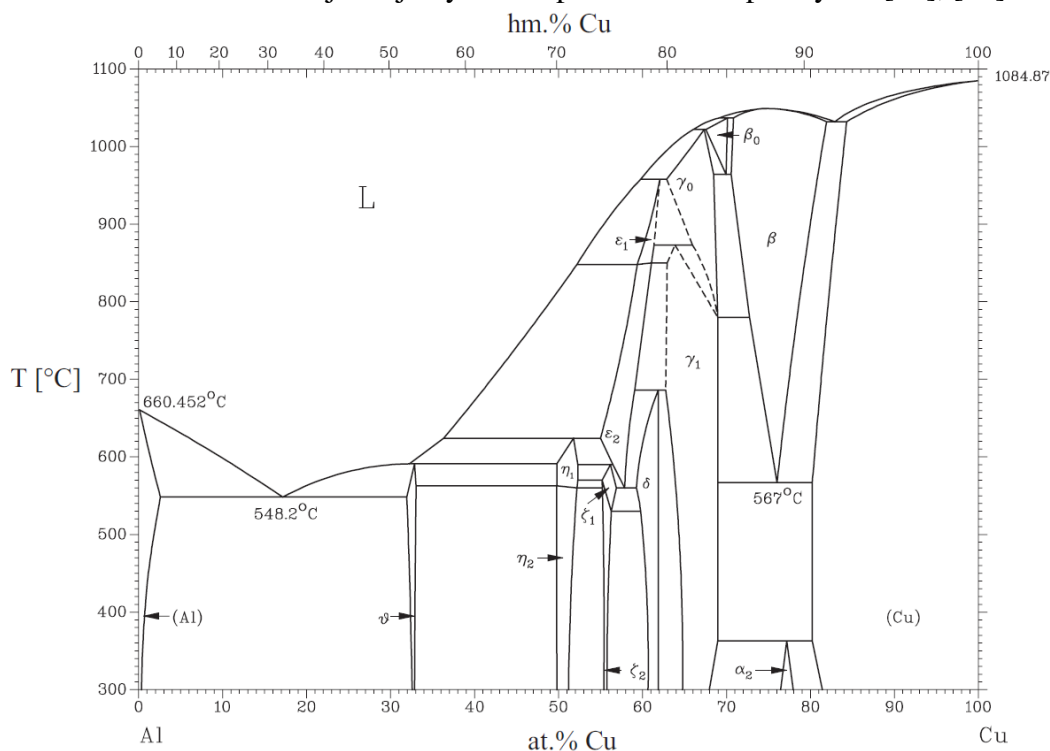
Měď je obvyklou přísadou v hliníku. Přidává se za účelem zvýšení pevnosti a tvrdosti, zároveň však snižuje tvárnost. Snižuje také odolnost proti korozi. Vliv množství Cu v hliníku na mez pevnosti, kluzu a na prodloužení je na obr. 2.20. [72], [92]



Obr. 2.20 Mechanické vlastnosti hliníku v závislosti na množství Cu: H – mechanicky zpevněný, O – žíhaný, T4 – kalený a přirozeně stárnutý, T6 – kalený a uměle stárnutý [72]

Rovnovážný binární diagram Al-Cu je na obr. 2.21. Přestože je uvedený fázový diagram značně komplikovaný, jsou v něm slitiny řady 2000 soustředěny ve velmi úzké oblasti s nominální hodnotou mědi od 2,3 do 6,3 % Cu. Dalšími legujícími prvky ve slitině bývají Mg, Si a Mn. Slitiny jsou charakteristické schopností výrazně zvýšit svoje mechanické vlastnosti během přirozeného i umělého stárnutí, zařazují se tedy mezi tepelně vytvrditelné slitiny. [20], [52], [51], [68], [71]

Materiály uvedené v normě ČSN EN 573-3 nejsou ve shodě s normou ČSN EN 602, není je tedy možné použít v potravinářství. Přes svou ne příliš dobrou odolnost proti korozi a obtížnou svařitelnost nacházejí svoje využití např. v leteckém průmyslu. [20], [52]



Obr. 2.21 Fázový diagram Al-Cu [6], [72]

2.5.4 Slitiny AlMn – materiály řady 3000

Mangan se přidává do slitin pro tepelné vytvrzování, kde zjemňuje zrna, brzdí jeho růst při ohřevu a zvyšuje mechanické vlastnosti. Přidává se i do slitin tepelně nezpevňovaných. Zvyšuje odolnost proti korozi a pevnost. Zvýšení pevnosti ve srovnání s nelegovaným hliníkem je až 20 %. [52], [68], [72], [92]

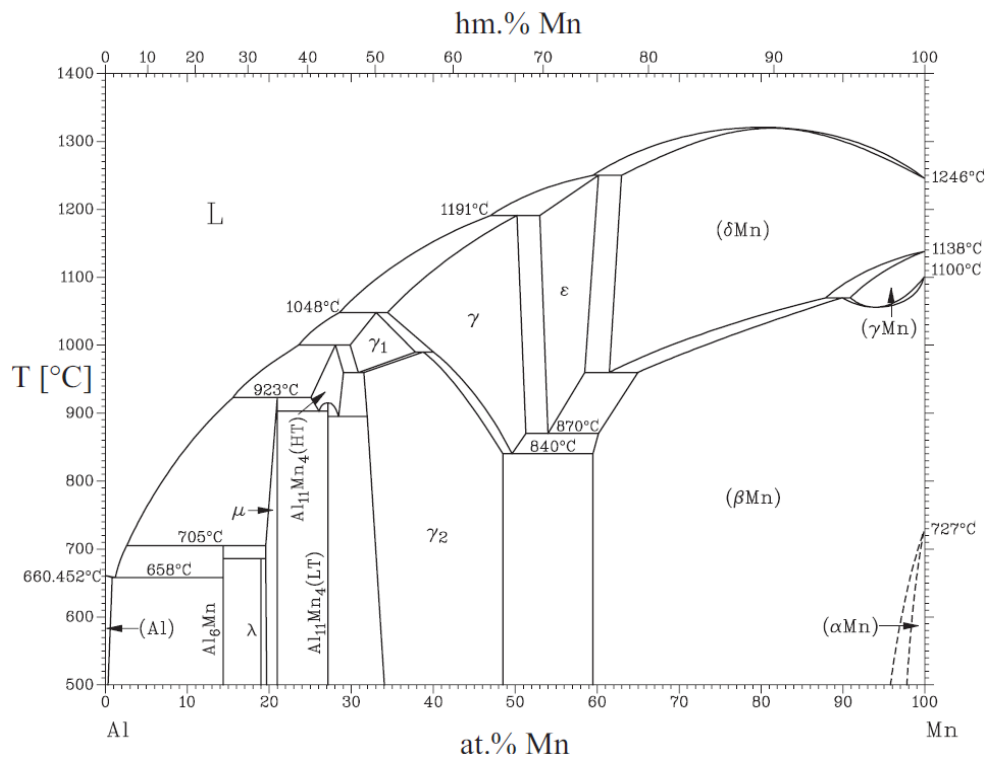
Fázový diagram Al-Mn je na obr. 2.22. Slitiny řady 3000 jsou charakteristické dobrou tvařitelností. Obsah Mn v nich nebývá vyšší než 1,5 %, protože nad tuto hodnotu dochází ke zvýšenému výskytu křehké fáze Al_6Mn . Slitiny řady 3000 tepelně nevytvrditelné materiály a jejich mechanické vlastnosti mohou být zvýšeny pouze deformačním zpevněním. [20], [52], [68]

Dle normy ČSN EN 573-3 jsou slitiny řady 3000 dostupné nejčastěji jako plechy, pásy a desky. Některé materiály řady 3000 uvedené v normě ČSN EN 573-3 je možné použít v potravinářství. Vzhledem ke své korozní odolnosti nacházejí uplatnění např. v architektuře. [20], [52]

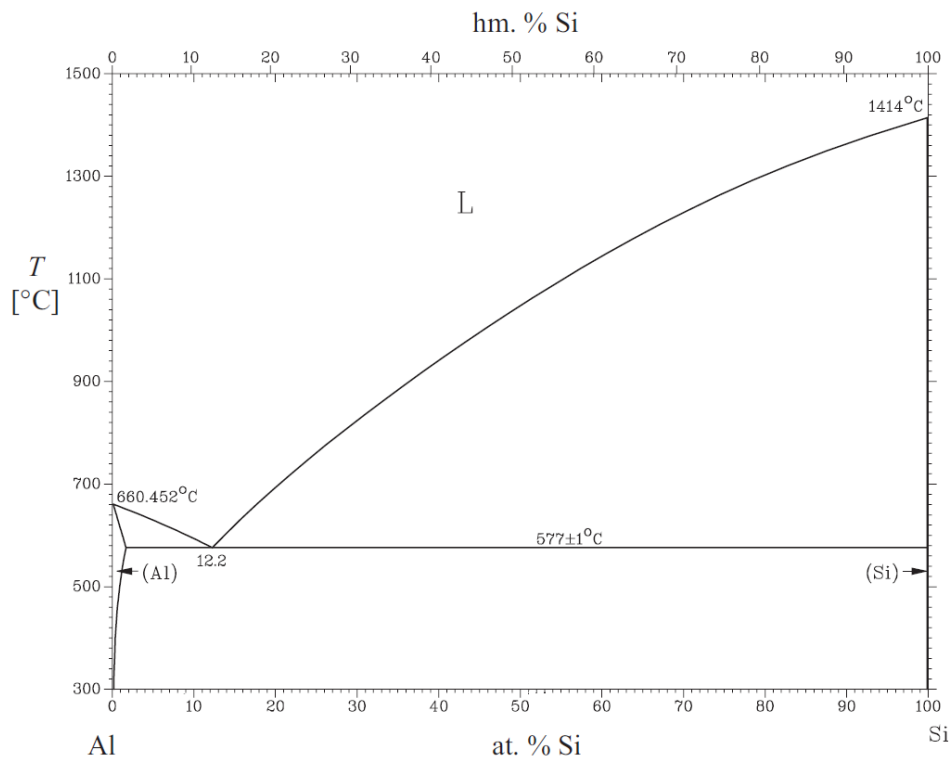
2.5.5 Slitiny AlSi – materiály řady 4000

Křemík je v hliníku přítomen téměř vždy. Je to hlavní legující prvek pro slévárenské slitiny siluminy. U tvářených slitin snižuje teplotu tavení, což je vlastnost využitelná při svařování. Např. materiál EN AW-4043 se používá k výrobě svařovacích drátů. [20], [52], [72], [92]

Fázový diagram systému Al-Si je na obr. 2.23. Ve slitinách pro tváření se obsah křemíku pohybuje mezi 1 a 12,5 %. Slitiny dále obsahují další legující prvky jako Mg, Fe, Mn či Cu. V závislosti na obsahu Si a dalších prvků se některé materiály řady 4000 zařazují mezi vytvrditelné a jiné mezi nevytvrditelné slitiny. V potravinářství je též možné použít jen některé slitiny. [20], [52]



Obr. 2.22 Fázový diagram Al-Mn [6], [72]

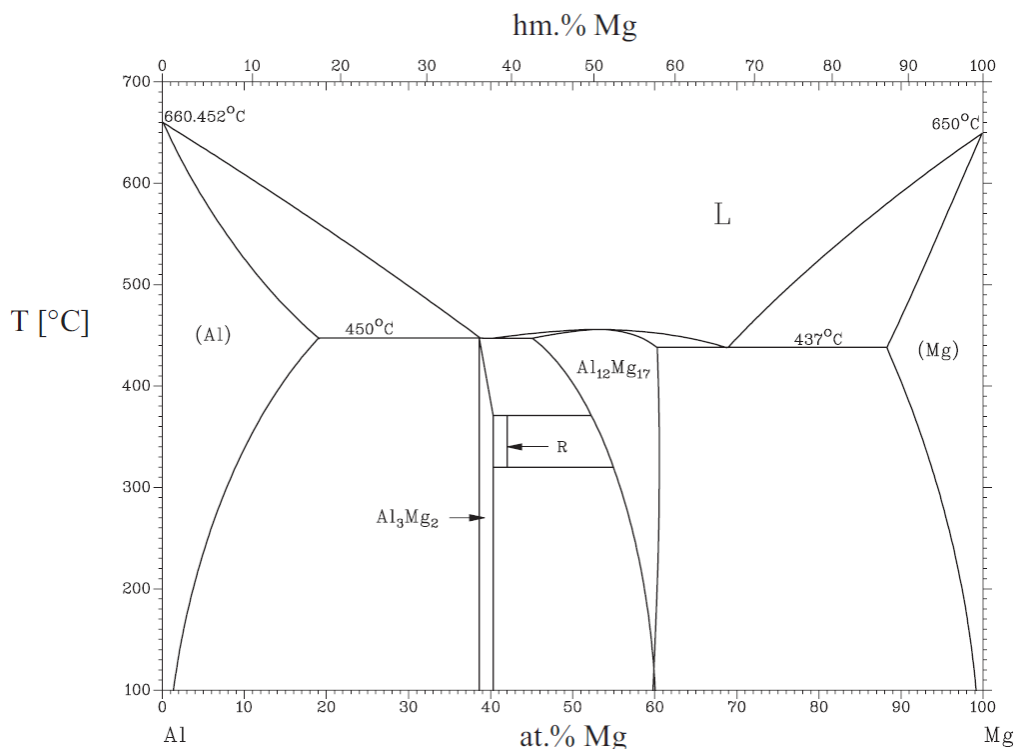


Obr. 2.23 Fázový diagram Al-Si [6], [72]

2.5.6 Slitiny AlMg – materiály řady 5000

Hořčík se v malém množství objevuje téměř ve všech slitinách hliníku. Fázový diagram Al-Mg je na obr. 2.24. V binárních slitinách s hořčíkem se projevuje stárnutí při obsahu Mg nad 7 %. Ve slitinách pro tváření řady 5000 však nebývá více než 6 % Mg, protože jeho vyšší obsah snižuje odolnost proti korozi a zejména tvárnost. Slitiny řady 5000 jsou tedy tepelně nevytvrditelné a lze je zpevnit pouze za pomoci deformačního zpevnění. [52], [72], [92]

S ohledem na obsah legujících prvků je možné využít v potravinářství většinu slitin řady 5000. Vzhledem k vysoké pevnosti a korozní odolnosti svarových spojů je využití těchto slitin velmi široké a zahrnuje svařovací dráty, oblasti lodního průmyslu, svařovaných konstrukcí s požadavky na vysokou pevnost, skladovací nádrže, tlakové nádoby apod. [20], [52]



Obr. 2.24 Fázový diagram Al-Mg [6], [72]

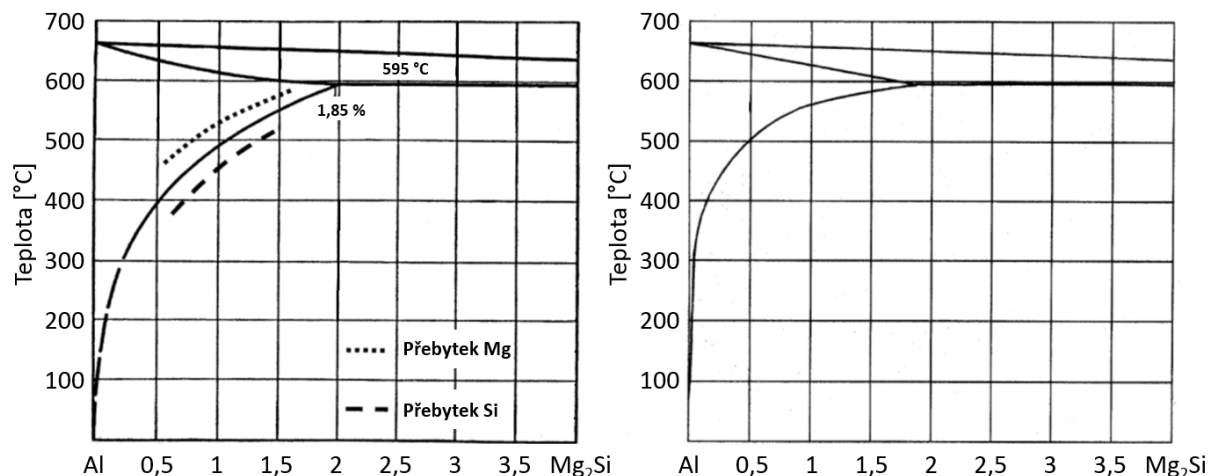
2.5.7 Slitiny AlMgSi – materiály řady 6000

Materiály řady 6000 jsou nejpoužívanějšími tepelně vytvrditelnými slitinami. Proces vytvrzování je spojen s tvorbou fáze Mg₂Si, pro kterou je výhodný rozsah chemického složení od 0,3 do 1,5 hm. % Mg a 0,2 až 1,6 hm. % Si. Obsah dalších prvků bývá do 1,0 hm. % Mn a do 0,35 hm. % Cr. Toto složení zabezpečuje obsah 0,40 až 1,60 obj. % Mg₂Si v pseudobinárním diagramu Al-Mg₂Si (obr. 2.25 vlevo). [52], [68]

Z diagramu je však zřejmé, že teplota změny rozpustnosti popsaná křivkou solvu není konstantní. Vysvětlení této skutečnosti je následující: Každá slitina řady 6000 má dle normy ČSN EN 573-3 vždy určitý rozsah chemického složení. Pro vzorek jedné slitiny tedy může nastat situace, kdy je ve slitině buď přebytek Mg, anebo Si, které nejsou vázané na fázi Mg₂Si. Přebytek jednoho či druhého prvku způsobuje poměrně značný rozsah teploty změny rozpustnosti pro danou koncentraci Mg₂Si. Tato skutečnost způsobovala komplikace při určování rozmezí teplot rozpouštěcího žíhání, a proto byl vytvořen tzv. inženýrský pseudobinární diagram Al-Mg₂Si (obr. 2.25 vpravo), kde je křivka změny rozpustnosti tvořena křivkou solvu pro maximální možný přebytek Mg ve slitině. Určení minimální teploty

rozpuštěcího žíhání za použití inženýrského diagramu zaručí dokonalé rozpuštění precipitátů při jakémkoliv chemickém složení slitiny v rozsahu stanoveném normou ČSN EN 573-3. [2]

V závislosti na obsahu legujících prvků je možné využít v potravinářství jen některé slitiny. Vzhledem k velmi dobré pevnosti i korozní odolnosti je však využití velmi široké a zahrnuje např. oblasti leteckého či automobilového průmyslu. [20], [52]



Obr. 2.25 Pseudobinární fázový diagram systému Al-Mg₂Si: klasický (vlevo) a inženýrský (vpravo) [2]

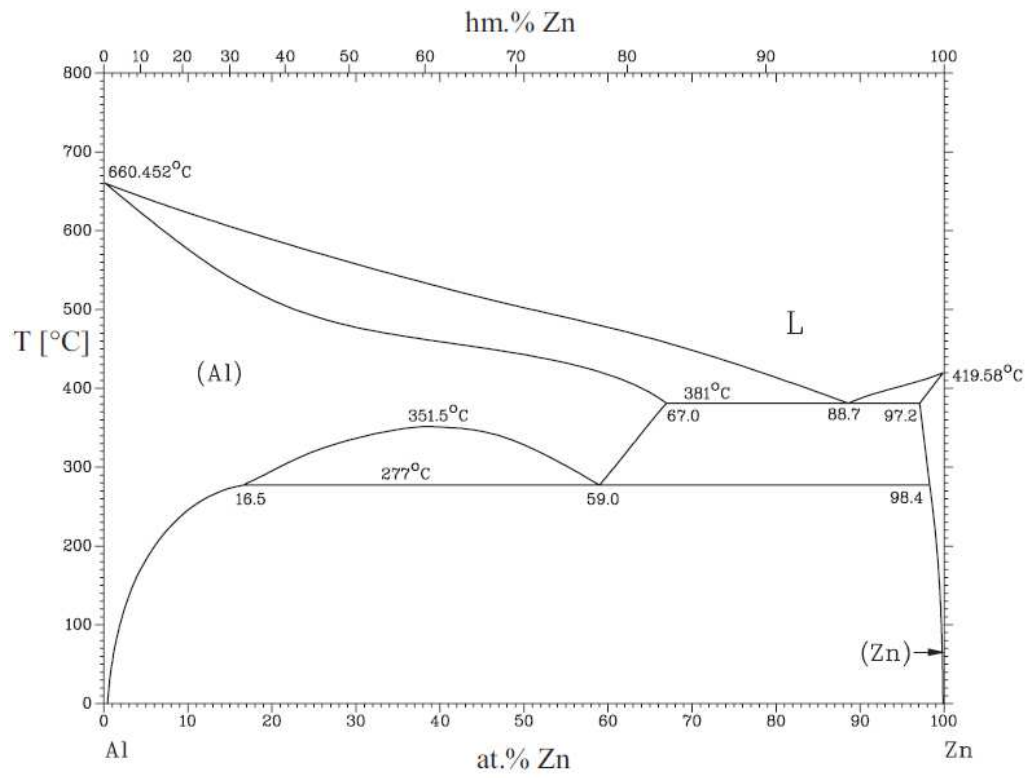
2.5.8 Slitiny AlZn – materiály řady 7000

Hlavním legujícím prvkem ve slitinách řady 7000 je zinek, který způsobuje vysoký nárůst pevnosti. Fázový diagram Al-Zn je na obr. 2.26. Do skupiny patří dva hlavní typy slitin: materiály Al-Zn-Mg, jako např. EN AW-7005, a Al-Zn-Mg-Cu, jako např. EN AW-7075. Slitiny řady 7000 jsou tepelně vytvrditelnými materiály. Do skupiny patří nejpevnější normovaná slitina hliníku, EN AW-7178, s minimální pevností v tahu 580 MPa ve stavu T6. [51], [52]

Materiály řady 7000 uvedené v normě ČSN EN 573-3 nejsou ve shodě s normou ČSN EN 602 a není je tedy možné použít v potravinářství. Nacházejí svoje uplatnění např. v leteckém či automobilovém průmyslu. [20], [52]

2.5.9 Materiály řady 8000

Řada 8000 je skupina různorodých materiálů, které nelze zařadit do předchozích skupin. Mezi legující prvky patří např. Fe či Ni, které zvyšují pevnost bez významné ztráty elektrické vodivosti. Tyto materiály nacházejí uplatnění např. jako elektrické vodiče, jako např. EN AW-8017. Slitina EN AW-8090 na bázi Al-Li s vysokou pevností má využití v leteckém průmyslu. Některé materiály ze skupiny lze použít v potravinářství. [20], [52]



Obr. 2.26 Fázový diagram Al-Zn [72]

3 NUMERICKÉ SIMULACE SVAŘOVÁNÍ A TEPELNÉHO ZPRACOVÁNÍ

Jestliže se v této práci hovoří o simulacích procesu svařování či tepelného zpracování, jedná se vždy o simulace založené na fyzikálních či empirických modelech, které slouží k popisu chování materiálů během daných technologických operací a které jsou založeny na tzv. transientní analýze. Při vývoji takových modelů chování je nezbytné uvědomit si komplexnost procesu svařování, kdy dochází k interakci mezi jednotlivými fyzikálními procesy. Mezi tyto jevy patří např. přenos tepla a hmoty, fázové transformace, elektromagnetické jevy, přetvoření, reakce s okolím a další. Každý z těchto jevů ovlivňuje ostatní a naopak je ovlivněn ostatními.

Pro přehlednost bude princip transientních numerických simulací rozdělen do podkapitol věnovaných tepelné analýze, metalurgické, mechanické analýze a výpočtu tvrdosti a bude nastíněn vztah mezi nimi. Elektromagnetické jevy, proudění roztaveného kovu v tavné lázni a vlivy velikosti austenitického zrna nebudou v této práci uvažovány, protože by jejich popis překročil rozsah práce. Ze stejného důvodu bude popsán pouze princip řešení pomocí nepoužívanější transientní metody a méně používané přístupy, jako např. metoda smrštění ani lokálně-globální přístup nebudou uvažovány. Na konci kapitoly bude provedena rešerše dostupných počítačových programů pro transientní numerické simulace svařování. [9], [35]

3.1 TEPELNÁ ANALÝZA

Naznačený přístup k řešení začíná obvykle tepelnou analýzou, jejíž podstatou je model přenosu tepla, pomocí kterého dochází k výpočtu rozložení teplot v prostoru a čase, které lze zapsat jako $T = f(x, y, z, t)$.

Výsledky závisí na termofyzikálních vlastnostech materiálu (koeficientu tepelné vodivosti, měrné tepelné kapacitě a hustotě); geometrii svařence ovlivňující odvod tepla z tavné lázně a tepelných okrajových podmínkách (respektive koeficientech přestupu tepla mezi svařencem a okolím), kdy bývá uvažován přestup tepla vedením, prouděním a sáláním. Tyto procesy mohou být vypočítány snadno pomocí známých fyzikálních rovnic pro přenos tepla. Výsledky rozložení teplot ale závisí také na parametrech vlastního svařovacího procesu. Základním předpokladem výpočtu je stanovení přenosu tepla do materiálu během svařování. [9], [44]

Pro zjednodušené výpočty je možné uvažovat klasický Rosenthalův bodový či přímkový zdroj tepla, ovšem interakce mezi tavnou lázní a skutečným zdrojem tepla (elektrickým obloukem, elektronovým paprskem, paprskem laseru apod.) je mnohem komplexnější a teplo při něm nevychází z jednoho nekonečně malého bodu či přímky. Mezi komplexnější modely lze zařadit tzv. diskové modely, které uvažují Gaussovo rozložení tepelného toku do materiálu z povrchu tělesa. Takový zdroj matematicky popsal nejdříve Pavelic a alternativní rovnice představili Friedman, Krutz a Segerlind. Jejich modely zdrojů jsou zpravidla dostačující pro simulace technologií s malou hloubkou protavení. V ostatních případech je nutné simulovat tepelný tok do materiálu i pod povrchem tělesa, což umožňuje např. tzv. polokulový model zdroje uvažující Gaussovo rozložení tepelného toku i ve třetím směru. Vzhledem k tomu, že skutečný tvar lázně bývá polokulový jen zřídka, byl vytvořen komplikovanější zdroj elipsoidní a následně realističtější model dvouelipsoidní. [44]

Goldakův dvouelipsoidní model teplotního zdroje zpravidla velmi dobře simuluje skutečný tepelný zdroj technologií svařování elektrickým obloukem. Teplotní gradient v přední části teplotního zdroje je totiž mnohem strmější, než jaký popisují jiné modely, např. polokulový nebo elipsoidní. V zadní části je naopak mnohem pozvolnější. Goldakův model můžeme pomyslně rozdělit na přední a zadní část, kdy je každá popsána jinou rovnicí. Zatímco tepelný tok v přední části modelu popisuje rovnice 3.1, tepelný tok v jeho zadní části musí být popsán rovnicí 3.2. [9], [44]

$$q(x, y, z, t) = \frac{6 \cdot \sqrt{3} \cdot f_f \cdot Q}{a \cdot b \cdot c \cdot \pi \cdot \sqrt{\pi}} \cdot e^{-\frac{3 \cdot x^2}{a^2}} \cdot e^{-\frac{3 \cdot y^2}{b^2}} \cdot e^{-\frac{3(z-v(\tau-t))^2}{c^2}} \quad (3.1)$$

$$q(x, y, z, t) = \frac{6 \cdot \sqrt{3} \cdot f_r \cdot Q}{a \cdot b \cdot d \cdot \pi \cdot \sqrt{\pi}} \cdot e^{-\frac{3 \cdot x^2}{a^2}} \cdot e^{-\frac{3 \cdot y^2}{b^2}} \cdot e^{-\frac{3(z-v(\tau-t))^2}{d^2}} \quad (3.2)$$

- Kde:
- q [$\text{W} \cdot \text{m}^{-2}$]: Tepelný tok do materiálu
 - Q [W]: Vstupní energie
 - a, b, c, d [m]: Parametry zdroje popisující tvar elipsoidů
 - f_f, f_r [-]: Poměry intenzity toku energie v přední a zadní části zdroje
 - τ [s]: Celková doba svařování

příčemž platí:

$$f_f + f_r = 2 \quad (3.3)$$

Goldakův model teplotního zdroje lze obtížně použít pro simulace technologií svařování, u kterých vzniká tavná lázeň výrazně jiného než elipsoidního tvaru. Toto platí zejména pro technologie s vysokou koncentrací energie, jako je svařování svazkem elektronů nebo laserovým paprskem. Pro tyto technologie se často používá kónický model zdroje.

Vypočtené teplotní cykly bývají základem pro výpočet mikrostrukturních přeměn během metalurgické analýzy. Změna mikrostruktury také zpětně ovlivňuje výpočty tepelné analýzy, kdy se musejí uvažovat latentní tepla fázových transformací a fakt, že jednotlivé struktury mohou mít výrazně odlišné termofyzikální vlastnosti (např. ferit ve srovnání s austenitem). Z tohoto důvodu probíhá v některých programech výpočet tepelné a metalurgické analýzy současně.

Tepelné procesy mají významný vliv i na mechanické chování materiálu řešené během mechanické analýzy. Změny teplot způsobují změny objemu materiálu, které vedou k deformacím a generují napětí v materiálu. Při dlouhé výdrži na zvýšené teplotě také dochází k projevům creepového chování. Z tohoto důvodu obvykle dochází k výpočtu mechanické analýzy až po provedení analýzy tepelné. Mechanická analýza může zpětně ovlivnit i analýzu tepelnou, neboť během plastické deformace dochází ke generování tepla. Tento jev se však v praxi často zanedbává.

V neposlední řadě pak výsledky tepelné analýzy ovlivňují výpočet tvrdosti, protože výsledná hodnota tvrdosti bývá funkcí rychlosti ochlazení. [9], [35]

3.2 METALURGICKÁ ANALÝZA

Řešení často pokračuje metalurgickou analýzou (pokud není řešena současně s analýzou tepelnou), jejíž podstatou je model transformačních přeměn, pomocí kterého dochází k výpočtu rozložení jednotlivých fází (respektive mikrostruktur) v prostoru a čase, který lze zapsat jako fáze = $f(x, y, z, T, t)$.

Výsledky závisí na chemickém složení materiálu, podmínkách austenitizace a velikosti austenitického zrna. Tyto jevy ovlivňují vzhled transformačních diagramů, kterými jsou u ocelí diagramy ARA a IRA. Na výsledcích tepelné analýzy pak závisí, který z diagramů bude pro výpočet aktivován a jaké budou výsledné hodnoty rozložení mikrostruktur. V počítačových programech však nebývají uvedené diagramy uloženy v grafickém formátu, jak je známe z literatury, ale pro vyčíslení metalurgických pochodů během svařování se používají modely popisující kinetiku transformačních přeměn. Tyto modely jsou často odvozeny z Johnson-Mehl-Avramiho zákona: [9], [10], [35]

$$P_i(T, t) = P_m (1 - \exp(-(ft)^n)) \quad (3.4)$$

- Kde:
- P_i [-]: Podíl metalurgické fáze
 - P_m [-]: Maximální podíl metalurgické fáze při dané teplotě
 - t [s]: Čas
 - T [°C]: Teplota
 - f, n [-]: Parametry určené z IRA diagramu při dané teplotě

Johnson-Mehl-Avramiho zákon popisuje kinetické zákonitosti při fázových transformacích a určuje podíl vznikající struktury, který je funkcí teploty a času. Zákon byl pro účely použití v simulačních programech upraven Leblondem o časové zpoždění transformačních jevů oproti rovnovážnému stavu. Leblondovu úpravu Johnson-Mehl-Avramiho zákona lze vyjádřit takto: [35], [62]

$$\frac{dP(T)}{dt} = f(\dot{T}) \frac{P_{eq}(T) - P(T)}{\tau(T)} \quad (3.5)$$

- Kde:
- P [-]: Podíl metalurgické fáze
 - P_{eq} [-]: Podíl metalurgické fáze P v rovnovážném stavu
 - τ [s]: Časové zpoždění
 - T [°C]: Teplota
 - \dot{T} [°C.s⁻¹]: Rychlost změny teploty

Ze vztahu je zřejmé, že parametry v rovnici nejsou konstantní, ale jsou závislé na teplotě, nebo na rychlosti její změny. Uvedená rovnice se standardně používá pro popis transformačních přeměn při ochlazování oceli z austenitické oblasti. Pro fázové přeměny, které probíhají při konstantních teplotách, byla sestavena rovnice v následujícím tvaru: [35], [36]

$$P = P_{eq} \left[1 - \exp\left(-\frac{t}{\tau}\right) \right] \quad (3.6)$$

- Kde:
- P [-]: Podíl metalurgické fáze
 - P_{eq} [-]: Podíl metalurgické fáze P po nekonečně dlouhé výdrži na dané teplotě
 - t [s]: Čas
 - τ [s]: Časové zpoždění

Martenzitická přeměna, což je přeměna bezdifuzní, je popsána Koistinen-Marburgerovou rovnicí: [33], [35], [53]

$$m(T) = 1 - \exp(-B(MS - T)) \quad (3.7)$$

- Kde:
- m [-]: Podíl martenzitu
 - MS [°C]: Teplota martenzit start
 - B [°C⁻¹]: Koistinen-Marburgerův koeficient
 - T [°C]: Teplota

Metalurgické procesy mají významný vliv na mechanické chování materiálu řešené během mechanické analýzy. Jednotlivé struktury mají rozdílné mechanické vlastnosti (např. ferit ve srovnání s martenzitem) a během transformačních přeměn vznikají napětí a přetvoření.

Mechanická analýza může zpětně ovlivnit i analýzu metalurgickou, neboť v některých případech může dojít k transformačním přeměnám deformačním mechanismem. Tento jev se však při simulacích často zanedbává.

Výsledky metalurgické analýzy ovlivňují také výpočet tvrdosti, neboť výsledná hodnota tvrdosti bývá funkcí podílu jednotlivých strukturních složek. [9], [35]

3.3 MECHANICKÁ ANALÝZA

Dalším krokem řešení bývá zpravidla mechanická analýza, kdy dochází k výpočtu deformací (respektive posuvu jednotlivých bodů), napětí a přetvoření v prostoru a čase, což lze zapsat jako $\text{posuv} = f(x, y, z, t)$, $\sigma = f(x, y, z, t)$, případně $\varepsilon = f(x, y, z, t)$.

Tato část výpočtu obvykle navazuje na tepelně-metalurgickou část řešení a využívá některé její výstupy. Kromě výsledků tepelně-metalurgické části analýzy jsou pro účely mechanické analýzy dalšími vstupními hodnotami mechanické vlastnosti materiálu. Jedná se především o popis teplotní roztažnosti, hodnoty modulu pružnosti (který je většinou výrazně závislý na teplotě) a Poissonovy konstanty v oblasti platnosti Hookova zákona. Dále je nutné zadat hodnoty meze kluzu, a to jak v závislosti na teplotě, tak pro jednotlivé typy struktur (protože mez kluzu materiálu je silně závislá na typu mikrostruktury). Vzhledem k tomu, že analýza deformací a napětí je obvykle řešena v nelineární elasto-plastické oblasti chování materiálu, využívají se kompletní plastické části tahové křivky. Zadávají se celé sady těchto křivek, a to nejen pro různé teploty, ale také pro jednotlivé struktury. Podíl jednotlivých materiálových struktur podstatně ovlivňuje výsledné mechanické vlastnosti, které jsou pro každý bod svařence stanoveny z mechanických vlastností jednotlivých materiálových struktur a jejich podílů. Výsledky závisí také na geometrii svařence a mechanických okrajových podmínkách (způsob upnutí, případně zatížení vnějšími silami a tlaky). [9], [35]

Jak bylo uvedeno, analýza deformací a napětí je obvykle řešena v nelineární elasto-plastické oblasti chování materiálu. V počítačových programech proto bývají k dispozici některé z následujících modelů mechanického chování: Ideální plasticita; plasticita s kinematickým modelem zpevnění materiálu; plasticita s izotropním modelem zpevnění materiálu; plasticita s kombinovaným modelem zpevnění a někdy též viskoplastický model. Z uvedeného seznamu se běžně používá model plasticity s izotropním zpevněním materiálu. [35]

3.4 VÝPOČET TVRDOSTI

Ve svařování se klade důraz na určování tvrdosti TOO. Proto je užitečné předpovědět tvrdost materiálu po svařování ještě před začátkem vlastního svařovacího procesu. Výpočty často probíhají na základě empirických rovnic, které v první řadě uvažují chemické složení materiálu. Hrivňák [49] uvádí několik rovnic založených na výzkumu různých autorů, pomocí kterých je možné určit maximální tvrdost TOO nelegovaných konstrukčních ocelí:

$$HV_{\max} = 90 + 1050C + 47Si + 75Mn + 30Ni + 31Cr \quad (3.8)$$

$$HV_{\max} = 1200 \left(C + \frac{Mn}{6} + \frac{Mo}{4} + \frac{Ni}{15} + \frac{Cr}{5} \right) - 200 \quad (3.9)$$

Další rovnice je aplikovatelná pro speciální případ svařování plechů tloušťky 20 mm příkonem $1700 \text{ J} \cdot \text{mm}^{-1}$:

$$HV_{\max} = 666 \left(C + \frac{Mn}{6} + \frac{Mo}{4} + \frac{Ni}{40} + \frac{Cr}{5} + \frac{V}{14} + \frac{Si}{24} \right) + 40 \quad (3.10)$$

Hrivňák dále uvádí, že skutečná tvrdost v TOO je závislá na rychlosti ochlazování. Vzhledem k relativně obtížné zjistitelnosti rychlosti ochlazování se ve svařovací praxi mnohem častěji určuje čas ochlazování $t_{8/5}$, což je doba ochlazování mezi 800 °C a 500 °C. Maximální hodnota tvrdosti vzniká v materiálu při krátkých časech $t_{8/5}$, při kterých se tvoří 100% martenzitická struktura. Následně jsou uvedeny tři rovnice pro výpočet tvrdosti martenzitické struktury a jedna pro výpočet tvrdosti bainitu: [49]

$$HV_{martenzit} = 292 + 812C \quad (3.11)$$

$$HV_{martenzit} = 305 + 802C \quad (3.12)$$

$$HV_{martenzit} = 287 + 884C \quad (3.13)$$

$$HV_{bainit} = 350 \left(C + \frac{Si}{11} + \frac{Mn}{8} + \frac{Cu}{9} + \frac{Ni}{17} + \frac{Cr}{5} + \frac{V}{3} + \frac{Mo}{6} \right) + 101 \quad (3.14)$$

Podobného principu využívají i počítačové programy pro numerické simulace procesů svařování a tepelného zpracování, ve kterých dochází k výpočtu rozložení tvrdosti v prostoru, který lze zapsat jako $HV = f(x, y, z)$.

Programy často určují tvrdost materiálu tím způsobem, že vypočítají tvrdost jednotlivých materiálových struktur, tedy u ocelí tvrdost martenzitu, bainitu a feriticko-perlitické struktury na základě chemického složení daného materiálu a rychlosti ochlazování podle následujících empirických rovnic: [5], [35]

$$HV_{martenzit} = 127 + 949C + 27Si + 11Mn + 8Ni + 16Cr + 21 \log V_R \quad (3.15)$$

$$HV_{bainit} = -323 + 185C + 330Si + 153Mn + 65Ni + 144Cr + 191Mo + \log V_R (89 + 53C - 55Si - 22Mn - 10Ni - 20Cr - 33Mo) \quad (3.16)$$

$$HV_{ferit} = 42 + 223C + 53Si + 30Mn + 12,6Ni + 7Cr + 1Mo + \log V_R (10 - 19Si + 4Ni + 8Cr + 130V) \quad (3.17)$$

kde: V_R [°C.h⁻¹] - Rychlost ochlazování při 700 °C

Platnost uvedených rovnic je omezena chemickým složením materiálu. Rovnice jsou platné, jestliže jsou splněny následující podmínky: 0,1 < % C < 0,5; % Si < 1; % Mn < 2; % Ni ≤ 4; % Cr ≤ 3; % Mo ≤ 1; % V < 0,2; % Cu < 0,5; 0,01 < % Al < 0,05. [35]

Z uvedeného je zřejmé, že chemické složení materiálu musí být známo. Rychlost ochlazování každého uzlu výpočtového modelu je určena během tepelné části numerické analýzy. Program dále postupuje tím způsobem, že v každém uzlu vypočítá množství jednotlivých materiálových struktur v metalurgické části numerické analýzy. Výsledná tvrdost je poté určena na základě tvrdosti jednotlivých struktur a množství podílu těchto struktur v každém výpočtovém uzlu, respektive v každém místě svařence. [33], [35]

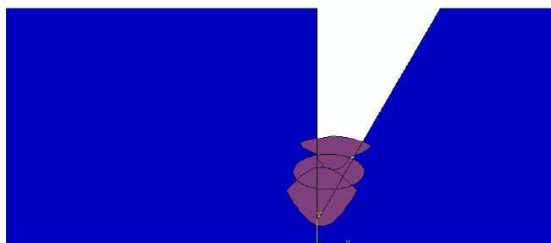
3.5 SOFTWARE PRO SIMULACE SVAŘOVÁNÍ A TEPELNÉHO ZPRACOVÁNÍ

V kapitole bude provedena rešerše dostupných počítačových programů, které slouží k popisu chování materiálů během procesů svařování nebo tepelného zpracování a pracují na základě transientní analýzy. Bude proveden krátký popis možností těchto programů s důrazem na přístup k řešení svařování hliníkových slitin, pokud takové výpočty dané programy umožňují.

3.5.1 Program EWI WeldPredictor

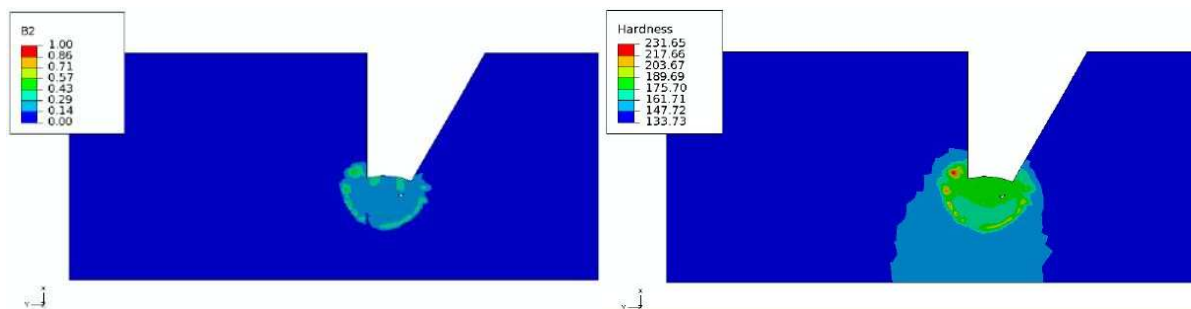
EWI Weld Predictor je online softwarový nástroj vyvíjený od roku 2007 firmou Edison Welding Institute (EWI) se sídlem v Ohio v USA. [37], [113]

Základem struktury řešení je počítačový program Abaqus s uživatelsky definovanými subrutinami pro svařovací aplikace. Zákazník však nemá k tomuto programu přímý přístup. Uživatelským rozhraním je internetový prohlížeč, ve kterém se zadají základní informace o geometrii (obr. 3.1), svařovacích parametrech a použitých materiálech. Tvorba sítě konečných prvků a následný výpočet proběhne automaticky u poskytovatele služby. [37], [113], [114]



Obr. 3.1 Uživatelsky vytvořený model [37]

Výstup je uživateli poskytnut ve formě automaticky vygenerovaného formuláře ve formátu *.pdf. Výstupem simulace jsou teplotní cykly v uživatelem předem definovaných bodech, a další informace vykreslené pro poslední časový okamžik výpočtu: mikrostruktury (rozložení feritu, bainitu a martenzitu, obr. 3.2 vlevo), deformace, rozložení zbytkových napětí a tvrdosti (obr. 3.2 vpravo). [37], [38], [113], [114]



Obr. 3.2 Vlevo příklad výsledného rozložení bainitu [-] a vpravo příklad výsledné tvrdosti [HV] po svařování [37]

Ovládání programu je z uživatelského hlediska velmi snadné a rychlé, z vysoké úrovně automatizace však plynou značná omezení. Je možné provádět simulace svařování nejvýše dvou kusů polotovarů ve tvaru desky, nebo trubky. Je možné provádět návar na desku, svařovat tupé, nebo T-spoje. Jiné polotovary ani typy spojů se nepředpokládají. Jako základní i přídatné materiály lze vybrat různé typy ocelí z databáze. Počítačový program uvažuje tzv.

Goldakův dvouelipsoidní zdroj tepla, uvažují se tedy pouze následující technologie svařování elektrickým obloukem: MIG (131), MAG (135), TIG (141), svařování automatem pod tavidlem (121) a ručně obalenou elektrodou (111). [37], [38], [113], [114]

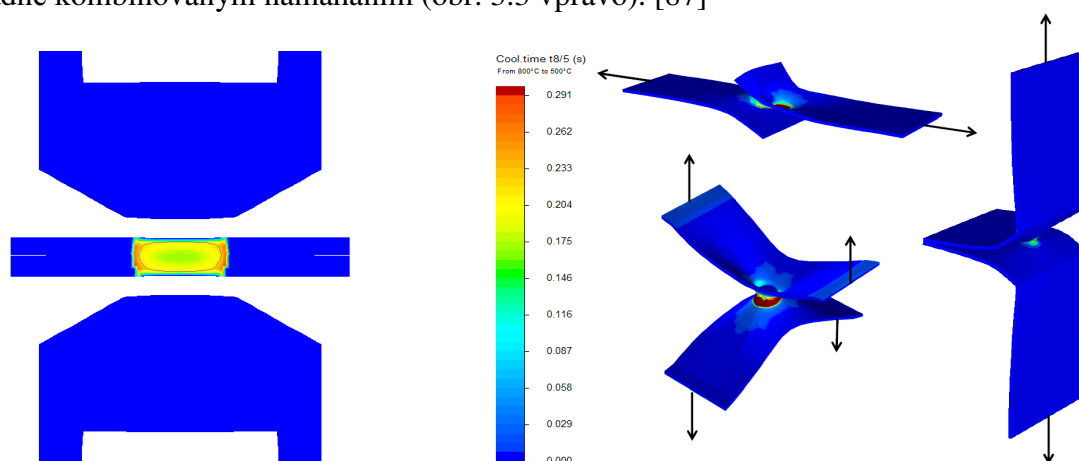
3.5.2 Program SORPAS

SORPAS (Simulation and Optimization of Resistance Projection And Spot welding processes) je softwarový nástroj specializovaný na simulace odporového svařování. Program je vyvíjený od roku 1997 firmou SWANTEC (Scientific Welding And Numerical TECHNOlogy) se sídlem v Kongens Lyngby v Dánsku. [102]

Základem řešení pomocí tohoto softwaru založeného na metodě konečných prvků je sdružená tepelně-elektro-mechanická analýza s volitelným metalurgickým modelem a výpočtem tvrdosti. Program neobsahuje matematické modely tepelného zdroje uváděné v kapitole 3.1, ale je schopen určit množství tepla vygenerovaného při průchodu elektrického proudu materiálem. Z tohoto důvodu je možné simulovat většinu technologií svařování elektrickým odporem. [87], [102]

Výstupy jsou uživateli poskytnuty v grafickém rozhraní programu, které umožňuje zobrazit rozložení teplot, rychlostí ochlazení, časů $t_{8/5}$ (obr. 3.3 vlevo) mikrostruktur, proudů, deformací, přetvoření a zbytkových napětí. Program je také schopen automaticky vygenerovat výstupní zprávu ve formátu vhodném k archivaci. [102]

Po provedení výpočtu je možné analyzovat namáhání spojů tahem, krutem, stříhem, případně kombinovaným namáháním (obr. 3.3 vpravo). [87]



Obr. 3.3 Vlevo příklad zobrazení časů $t_{8/5}$ [s] [101] a vpravo příklad namáhání spojů [87]

Simulační program existuje ve dvou verzích, a to pro 2D a 3D výpočty. Při pohledu na uživatelské prostředí je zřetelná snaha o maximální zjednodušení ovládání a automatizaci. V programu jsou předdefinovány jak geometrie polotovarů, tak i elektrod dle ISO 5821. Je také možná uživatelská definice jiných typů geometrie s následnou automatickou tvorbou sítě konečných prvků. Program umožňuje pouze simulace svařování ocelí a dalším omezením je fakt, že metalurgická analýza není sdružená s analýzou mechanickou. Program tedy zanedbává změny mechanických vlastností při změnách mikrostruktury a zbytková napětí vznikající při fázových transformacích. [65], [102]

3.5.3 Program Sysweld

Sysweld je pokročilý počítačový program specializovaný na analýzy svařování a tepelného zpracování vyvíjený už od roku 1975. Program nabízí společnost ESI Group se sídlem v Paříži ve Francii. [12]

Základem řešení je sdružená tepelně-metalurgická analýza, na ni navazující analýza mechanická a též výpočet tvrdosti. Vzhledem k přítomnosti databáze matematických modelů tepelného zdroje je možné simulovat všechny technologie svařování elektrickým obloukem, elektronovým či laserovým paprskem, plazmatem či plamenem. Pro simulace svařování elektrickým odporem je možné tepelně-metalurgickou analýzu sdružit s analýzou elektromagnetickou a pro simulace FSW s analýzou mechanickou. Program umožňuje v popsané konfiguraci řešit též technologie pájení a tepelného zpracování (kalení, žíhání a popouštění). Při zapojení difuzního modulu je možné simulovat chemicko-tepelné zpracování (cementaci a nitridaci) a případně difuzi vodíku. Po svaření je možno analyzovat namáhání dílů konstantními i proměnnými silami, tlaky a vyhodnotit životnost. [12]

Výstupem simulace je např. rozložení teplotních polí, podílů struktur, velikost austenitického zrna, velikosti deformací, napětí, přetvoření, tvrdosti, velikost meze kluzu v celé oblasti svaru, hodnoty kritéria životnosti atd. Výsledky je možné zobrazit nejen na konci procesu, ale i v jakémkoliv zvoleném časovém okamžiku.

Program lze použít pro simulaci svařování všech druhů ocelí, titanu, slitin niklu a chromu (tzv. inconelů) atd. Pro výpočet tepelného zpracování hliníkových slitin jsou v současnosti v programu Sysweld zahrnuty dva metalurgické modely: pro rekrystalizaci a pro rozpouštění precipitátů. [34]

První model je určený pro materiály, které mohou být vytvrzovány pomocí tepelného zpracování. V literatuře [34] se jako příklady těchto materiálů uvádějí hliníkové slitiny řad 2000, 6000 a 7000. Model umožňuje simulaci kinetiky rozpouštění precipitátů a má následující tvar:

$$x = \left(\frac{t}{t_r^*}\right)^n \exp\left[\left(\frac{Q_s}{R} + \frac{nQ_d}{R}\right)\left(\frac{1}{T_r} - \frac{1}{T}\right)\right] \quad (3.18)$$

- Kde:
- x [-]: Podíl rozpuštěných precipitátů
 - t [s]: Čas
 - T [K]: Teplota
 - R [J.K⁻¹.mol⁻¹]: Univerzální plynová konstanta
 - t_r^{*} [s]: Čas nezbytný k úplnému rozpuštění precipitátů na teplotě T_r
 - Q_s [J]: Entalpie metastabilního tuhého roztoku
 - Q_d [J]: Aktivační energie difuze
 - n [-]: Parametr závislý na x, přičemž n(x) = 0,5 - a.x^b

Druhý model je určený pro materiály, které bývají podrobeny deformačnímu zpevnění. V literatuře [34] se jako příklady těchto materiálů uvádějí hliníkové slitiny řad 1000, 3000, 4000 a 5000. Model umožňuje simulaci kinetiky rekrystalizace a má následující tvar:

$$x = 1 - \exp\left[-\left(lt \exp\left(-\frac{Q_r}{RT}\right)\right)^\beta\right] \quad (3.19)$$

- Kde:
- x [s⁻¹]: Rychlost rekrystalizace
 - t [s]: Čas
 - T [K]: Teplota
 - R [J.K⁻¹.mol⁻¹]: Univerzální plynová konstanta
 - T_{min} [K]: Minimální teplota, při které dochází k rekrystalizaci
 - Q_r [J]: Aktivační energie rekrystalizace
 - l [-]: Parametr
 - β [-]: Parametr

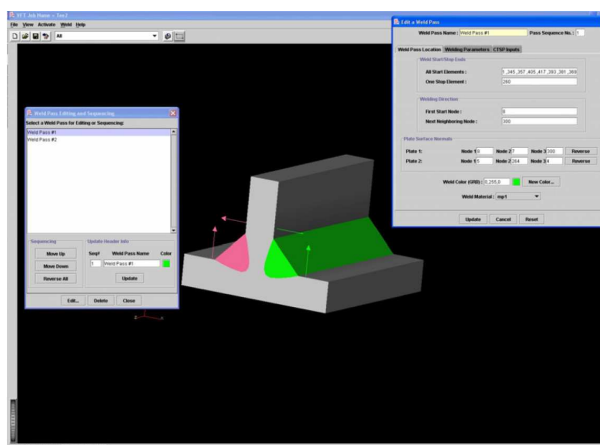
Výpočet jiných druhů tepelného zpracování není v současné době možný. Pokud jde o výpočet tvrdosti, v současné době neexistuje v programu žádný matematický model pro výpočet tvrdosti hliníkových slitin po svařování, ani po tepelném zpracování. [34]

Kromě uvedeného přístupu je možné simulovat proces degradace mechanických vlastností v TOO na základě rovnice (3.5). V současné době se v databázi programu nacházejí dva materiály, které je možné použít pro takovouto orientační simulaci svařování hliníkových slitin. První z materiálů zastupuje hliníkové slitiny řady 6000 (na bázi AlMgSi) a druhý z nich slitiny řady 5000 (na bázi AlMg). Současný matematický model uvažuje proces degradace mechanických vlastností v TOO, u materiálu AlMgSi ze stavu T6 na stav T4 a u materiálu AlMg ze stavu po deformačním zpevnění na stav rekrystalizovaný. U části TOO, která byla ohřáta nad 550 °C, je dále definována přeměna na materiál, který prošel natavením. Všechny uvedené metalurgické pochody jsou popsány pomocí rovnice (3.5). Nedostatkem databáze v uvedené formě je fakt, že metalurgické parametry obou uvedených materiálů jsou definovány na základě stejných vstupních parametrů pro uvedené rovnice. Metalurgické transformace tedy nezohledňují skutečné úrovně teplot rozpouštění precipitátů, teploty solidu ani likvidu uvedených materiálů. Materiálové databáze se liší pouze vstupními daty pro mechanickou část numerické analýzy.

3.5.4 Program VFT

VFT (Virtual Fabrication Technology) je program pro simulaci svařování vyvíjený od roku 1995 Battelle Memorial Institute společně s Caterpillar Inc. v USA.

Základem řešení je počítačový program Abaqus s uživatelsky definovanými rutinami pro svařovací aplikace a vlastním grafickým uživatelským rozhraním (obr. 3.4). [28], [115]



Obr. 3.4 Grafické uživatelské rozhraní programu VFT [28]

Uživatelské rozhraní slouží k definici materiálových vlastností, svařovacích parametrů a geometrie housenek na 3D či skořepinových modelech. Rozhraní následně vygeneruje vstupní soubory pro tepelnou analýzu, která je řešena v tzv. CTSP solveru vyvinutým firmou Battelle. CTSP solver nepracuje na základě numerického, nýbrž analytického řešení tepelných procesů známých konfigurací svarových spojů. Výhodou analytického způsobu řešení je rychlost výpočtu, nevýhodou omezení řešení na známé typy svarových spojů. Další částí řešení je vyvinutá uživatelská subrutina UMAT35-Weld, která umožňuje simulaci chování materiálu za vysokých teplot a uvažuje jevy jako zpevnění materiálu, fázové transformace či žhání. K subrutině UMAT35-Weld nemá uživatel přístup a např. vstupní data pro žhání se zadávají pomocí uživatelského rozhraní, kdy je nutné zadat určité charakteristické teploty a určit, zda bude žhání probíhat mírně či progresivně. UMAT35-Weld následně vygeneruje soubory pro mechanickou analýzu, která proběhne v programu Abaqus.

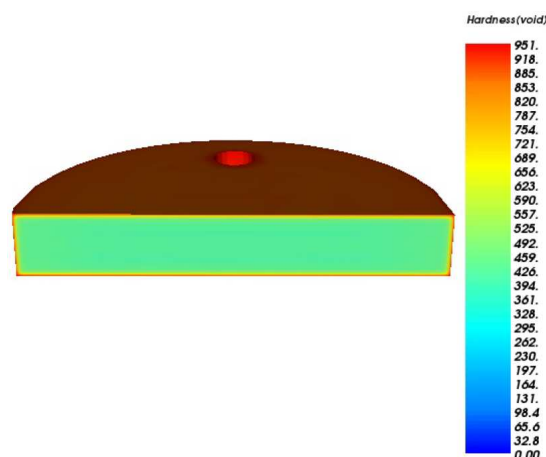
Pomocí standardního uživatelského rozhraní programu Abaqus probíhá také zobrazování výsledků mechanické analýzy. Zobrazení výsledků tepelné analýzy však neproběhne automaticky, musí dojít k jejich výpočtu pomocí subrutiny CTSP-Temp nezávisle na mechanické analýze.

Program VFT umožňuje řešit technologie svařování elektrickým obloukem, laserem a elektronovým paprskem ocelí. [28], [115]

3.5.5 Program VrHeatTreat

VrHeatTreat Software je počítačový program vyvinutý firmou Goldak Technologies Inc. Software je určen pro numerické simulace tepelného a chemicko-tepelného zpracování.

V programu je možné simulovat chování materiálu při ohřevu v peci, při cementaci a při kalení. Výstupem je rozložení teplot a koncentrace uhlíku v prostoru a čase a také vývoj mikrostruktur. Dochází k simulaci austenitizace feriticko-perlitické struktury a následně její přeměna při kalení na bainit a martenzit, přičemž je zohledněna změna obsahu uhlíku v materiálu po cementaci. (Materiál s vyšším obsahem uhlíku má nižší teplotu martenzit start.) Popsaná tepelně-metalurgická analýza je sdružena s analýzou mechanickou, takže zároveň probíhá výpočet velikosti zbytkových napětí a deformací. Výstupem simulace je predikce mikrostruktury, tvrdosti (obr. 3.5), deformace a zbytkových napětí. [45]



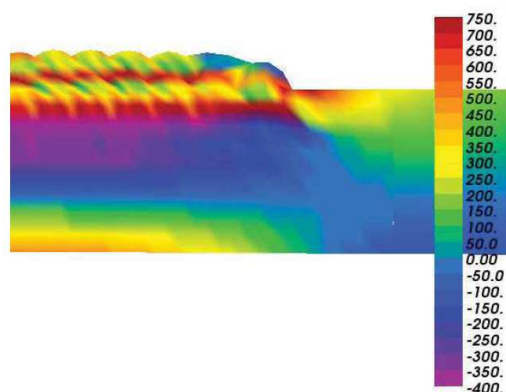
Obr. 3.5 Příklad výsledné tvrdosti [HV] v řezu diskem po tepelném zpracování [45]

3.5.6 Program VrWeld

VrWeld je počítačový program založený na metodě konečných prvků určený pro simulace svařování. Software byl vyvinut firmou Goldak Technologies Inc.

V počítačovém programu je možné simulovat pouze svařování ocelí. Simulace zohledňuje chemické složení a tepelnou závislost tepelných i mechanických vlastností základního i přídatného materiálu, svařovací parametry a uvažuje pohybující se dvouelipsoidní model tepelného zdroje. Je možné simulovat jednovrstvé i vícevrstvé svařování.

Výstupem simulace je rozložení teplotních polí v čase, vývoj mikrostruktury, deformací, zbytkových napětí (obr. 3.6) a přetvoření. [4], [43]

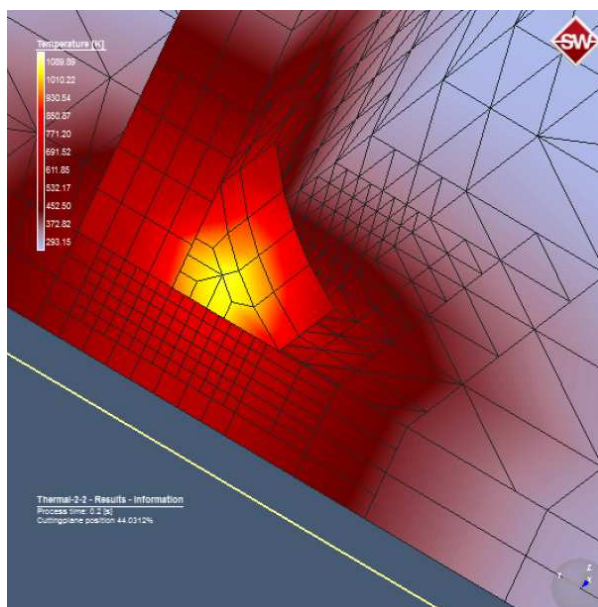


Obr. 3.6 Příklad výstupu numerické simulace: Zbytkové napětí [MPa] po navaření dvouvrstvého návaru [43]

3.5.7 Program Simufact.welding

Program Simufact.welding je počítačový program založený na metodě konečných prvků pro simulace svařování, který nabízí společnost Simufact Engineering GmbH se sídlem v Hamburku v Německu. Program využívá možností dvou řešičů: MSC.Marc Solver a IFE WELDSIM Solver. Řešič WELDSIM se původně vyvíjel od roku 1997 jako samostatný počítačový program. [98], [99]

Program umožňuje při tepelné analýze využití Goldakova dvouelipsoidního zdroje tepla, kónického zdroje a povrchového zdroje s Gaussovým rozložením tepla. V programu je tedy možné simulovat technologie svařování elektrickým obloukem, laserem a elektronovým paprskem. Výstupem je zobrazení teplotních polí (obr. 3.7). Ve zvláštním modulu je pak možné simulovat svařování elektrickým odporem. Metalurgická analýza uvažuje fázové transformace na základě ARA či IRA diagramů a výstupem mechanické analýzy jsou pak velikosti zbytkových napětí a deformací. [98], [99]



Obr. 3.7 Příklad teplotního pole při svařování [99]

Výrobce uvádí, že v programu je možné provádět simulace svařování ocelí, hliníkových, titanových a niklových slitin. [100]

Pro hliníkové slitiny jsou v současnosti v řešiči WELDSIM zahrnuty následující metalurgické modely: Pro rozpouštění precipitátů a pro precipitaci ve slitinách řady 6000,

model pro výpočet jejich stárnutí a tvrdosti. V programu je také uvažován model popisující rozpouštění precipitátů ve slitinách řady 7000. V následujících odstavcích bude nastíněn pouze způsob řešení zmíněných procesů ve slitinách řady 6000. [39]

V modelu rozpouštění precipitátů je možné vyčíslit koncentraci prvku A pomocí rovnice 3.20 a následně koncentraci prvku B pomocí rovnice 3.21: [39]

$$[C_A] = \frac{\exp(\Delta S^0/xR)}{[C_B]^{y/x}} \cdot \exp\left[-\frac{1}{xRT}(\Delta H^0 - x\Omega)\right] \quad (3.20)$$

$$[C_B] = C_B^0 - \gamma \frac{y}{x} (C_A^0 - [C_A]) \quad (3.21)$$

- Kde:
- $[C_A]$ [hm %]: Rovnovážná koncentrace prvku A v tuhém roztoku
 - $[C_B]$ [hm %]: Rovnovážná koncentrace prvku B v tuhém roztoku
 - C_A^0 [hm %]: Nominální koncentrace prvku A v tuhém roztoku
 - C_B^0 [hm %]: Nominální koncentrace prvku B v tuhém roztoku
 - ΔS^0 [J.mol⁻¹K⁻¹]: Entropie reakce
 - ΔH^0 [J.mol⁻¹]: Entalpie reakce
 - x, y [-]: Celočíslné exponenty
 - R [J.K⁻¹.mol⁻¹]: Univerzální plynová konstanta
 - T [K]: Teplota
 - Ω [J.mol⁻¹]: Vliv velikosti částic na reakční entalpii
 - γ [-]: Poměr M_A/M_B
 - M_A [g.mol⁻¹]: Atomová hmotnost prvku A
 - M_B [g.mol⁻¹]: Atomová hmotnost prvku B

Pomocí rovnice 3.22 je potom možné určit tvrdost každého bodu TOO po svařování:

$$HV = HV_{\min} + \alpha_1 (HV_{\max} - HV_{\min}) \quad (3.22)$$

- Kde:
- HV : Tvrdost
 - HV_{\min} : Tvrdost materiálu neovlivněného precipitačním vytvrzením
 - HV_{\max} : Tvrdost základního materiálu
 - α_1 : Bezrozměrný pevnostní parametr, který se určí pomocí rovnice 2.23:

$$\alpha_1 = 1 - X_d \quad (3.23)$$

- Kde:
- X_d [-]: Objemový podíl rozpuštěných precipitátů

X_d se určí pomocí rovnic 3.24 až 3.26. Pomocí rovnice 3.24 se nejdříve určí čas rozpouštění:

$$t_1^* = t_{r1}^* \left(\frac{C_i^r}{C_i} \right)^2 \left(\frac{B_0}{B_0^r} \right)^2 \exp \left[\frac{Q_d}{R} \left(\frac{1}{T} - \frac{1}{T_{r1}} \right) \right] \quad (3.24)$$

- Kde:
- t_1^* [s]: Čas rozpouštění
 - t_{r1}^* [s]: Čas potřebný k rozpuštění daného podílu precipitátů
 - C_i [hm %]: Koncentrace prvku na fázovém rozhraní
 - C_i^r [hm %]: Koncentrace na fázovém rozhraní pro referenční slitinu
 - B_0 [m]: Polovina počáteční velikosti zrna
 - B_0^r [m]: Polovina počáteční velikosti zrna referenčního materiálu
 - Q_d [J.mol⁻¹]: Aktivační energie difuze
 - R [J.K⁻¹.mol⁻¹]: Univerzální plynová konstanta
 - T [K]: Teplota
 - T_{r1} [K]: Zvolená referenční teplota v modelu rozpouštění

Velikost času rozpouštění se následně využije při výpočtu rovnice 3.25:

$$I_1 = \int_0^t \frac{dt}{t_1^*} \quad (3.25)$$

Jestliže $I_1 < 1$, pak:

$$\log(X_d) = -10.2 \cdot (\exp[-0.014 \cdot \log(I_1)] - 1) - 1.486 \cdot 10^{-4} \cdot (-\log[I_1])^{4.3396} \quad (3.26)$$

Jestliže $I_1 \geq 1$, pak $X_d = 1$.

Pomocí řešiče WELDSIM je také možné spočítat tvrdost TOO po precipitační vytvrzení, a to pomocí rovnice 3.27: [39]

$$HV = HV_{\min} + \alpha(HV_{\max} - HV_{\min}) \quad (3.27)$$

Kde se bezrozměrný pevnostní parametr α určí pomocí rovnice 2.28 jako:

$$\alpha = \max(\alpha_1, \alpha_2) \quad (3.28)$$

Bezrozměrný pevnostní parametr α_1 se určí pomocí rovnice 3.23 a velikost parametru α_2 pomocí rovnice 3.29:

$$\alpha_2 = \alpha_{\max}(X_d - X_e)^2 \quad (3.29)$$

Jak již bylo popsáno výše, X_d se určí pomocí rovnic 3.24 až 3.26. X_e se potom určí pomocí rovnic 3.30 až 3.32. Pomocí rovnice 3.30 se nejdříve určí čas precipitace:

$$t_2^* = t_{r2} \exp \left[\frac{A_0}{R} \left(\frac{1}{T(T_s - T)^2} - \frac{1}{T_{r2}(T_s - T_{r2})^2} \right) + \frac{Q_d}{R} \left(\frac{1}{T} - \frac{1}{T_{r2}} \right) \right] \quad (3.30)$$

- Kde:
- t_2^* [s]: Čas precipitace
 - t_{r2}^* [s]: Čas potřebný k precipitaci daného množství částic na teplotě T_{r2}
 - A_0 [$J \cdot K^{-2} \cdot mol^{-1}$]: Materiálová konstanta nukleace částic v hliníku
 - Q_d [$J \cdot mol^{-1}$]: Aktivační energie difuze
 - R [$J \cdot K^{-1} \cdot mol^{-1}$]: Univerzální plynová konstanta
 - T [K]: Teplota
 - T_s [K]: Teplota změny rozpustnosti
 - T_{r2} [K]: Zvolená referenční teplota v modelu precipitace

Velikost času precipitace se následně využije při výpočtu rovnice 3.31:

$$I_2 = \int_{t_{\max}}^t \frac{dt}{t_2^*} \quad (3.31)$$

- Kde:
- t_{\max} [s]: Čas, kdy je dosažena maximální teplota

Následně je tedy možné určit velikost X_e pomocí rovnice 3.32:

$$X_e = 1 - \exp[0.5 \cdot I_2 \ln(0.95)] \quad (3.32)$$

4 POSTUP PRÁCE

V prvním kroku bude provedena volba materiálů (základní a přídatný), pro které budou vyvíjeny modely chování. Následně bude provedena volba numerického přístupu k řešení, na základě kterého bude naplánováno, jaká budou prováděna materiálová měření a svařovací experimenty pro získání vstupních dat.

4.1 VOLBA MATERIÁLŮ

V kapitole 2 byla provedena rešerše různých typů hliníkových slitin. Následně byly materiály posuzovány z hlediska vlastností, oblastí použití a samozřejmě také z hlediska dostupnosti na trhu a ceny. Po vyhodnocení uvedených aspektů bylo rozhodnuto, že výzkum se zaměří na nalezení numerického modelu chování jak vytvrditelných, tak nevytvrditelných hliníkových slitin. Jako zástupce vytvrditelných slitin byl vybrán k dalšímu zkoumání materiál EN AW-6082 a jako zástupce nevytvrditelných slitin byl vybrán materiál EN AW-5083.

4.1.1 Materiál EN AW-6082

Slitina EN AW-6082 (AlSi1MgMn) dle ČSN EN 573 je ekvivalentem materiálu dle ČSN 42 4400 (AlMg1Si1Mn). Předepsané chemické složení materiálu EN AW-6082 je v tab. 4.1 a složení materiálu ČSN 42 4400 je v tab. 4.2.

Tab. 4.1. Chemické složení materiálu EN AW-6082 v [hm. %] [20], [41]

Si	Mg	Mn	Fe	Cu	Cr	Zn	Ti	Ostatní	
								Jednotl.	Celk.
0,7-1,3	0,6-1,2	0,4-1,0	Max. 0,5	Max. 0,10	Max. 0,25	Max. 0,20	Max. 0,10	Max. 0,05	Max. 0,15

Tab. 4.2 Chemické složení materiálu ČSN 42 4400 v [hm. %] [41]

Si	Mg	Mn	Fe	Cu	Zn	Ti	Ostatní	
							Jednotl.	Celk.
0,70- 1,40	0,70- 1,20	0,40- 1,00	Max. 0,50	Max. 0,10	Max. 0,20	Max. 0,05	Max. 0,10	Max. 0,80

Dle normy ČSN EN 573-3: Hliník a slitiny hliníku - Chemické složení a druhy tvářených výrobků - Část 3: Chemické složení a druhy výrobků je slitina dostupná pro výkovky a přířezy pro kování; drát a dráty pro tažení pro mechanické použití; tažené výrobky; lisované výrobky a desky; plechy, pásy a desky; kaloty; elektricky svařované trubky. Materiál je ve shodě s normou ČSN EN 602 Hliník a slitiny hliníku – Tvářené výrobky – Chemické složení polotovarů určených k výrobě předmětů pro styk s potravinami, je tedy možné jej použít v potravinářství. Jedná se o široce používaný materiál, který nachází své využití např. v konstrukcích středně namáhaných částí draků letadel. Slitina se dále používá na středně namáhané, lehké a svařitelné konstrukce dopravních prostředků, potrubí pro vedení vody, oleje nebo benzínu a součásti pro jemnou mechaniku a optiku. Materiál je dostupný na českém trhu. [20], [21], [41], [72]

Podle technické normalizační informace TNI CEN ISO/TR 15608: Svařování - Směrnice pro zařazování kovových materiálů do skupin [105] je materiál zařazen do skupiny 23, podskupiny 23.1.

Jedná se o vytvrditelný materiál, který může být podroben rekrystalizačnímu žhání, rozpouštěcímu žhání a přirozenému i umělému stárnutí.

Michna [72] uvádí doporučené podmínky žíhání materiálu EN AW-6082 na teplotě 350 °C 1 až 4 hodiny s ochlazením rychlostí max. 100 °C.h⁻¹ do 200 °C a následně na vzduchu. Rozpouštěcí žíhání předepisuje při teplotě 510 °C s ochlazením do vody o teplotě 20 až 40 °C. Umělé stárnutí se doporučuje při teplotě 170 °C 6 hodin s ochlazením na vzduchu.

Fürbacher [41] uvádí doporučené podmínky žíhání ekvivalentního materiálu ČSN 42 4400 na teplotě 380 °C 1 až 6 hodin s ochlazením rychlostí 60 až 100 °C.h⁻¹ do 200 °C a následně na vzduchu. Rozpouštěcí žíhání se předepisuje při teplotách 520 až 535 °C s ochlazením do vody o teplotě 20 až 30 °C. Umělé stárnutí se doporučuje při teplotách 155 až 160 °C 4 až 8 hodin s ochlazením na vzduchu.

4.1.2 Materiál EN AW-5083

Slitina EN AW-5083 (AlMg4,5Mn0,7) dle ČSN EN 573 je ekvivalentem materiálu ČSN 42 4415 (AlMg5). Předepsané chemické složení materiálu EN AW-5083 je v tab. 4.3 a složení materiálu ČSN 42 4415 je v tab. 4.4.

Tab. 4.3 Chemické složení materiálu EN AW-5083 v [hm. %] [20], [41]

Si	Mg	Mn	Fe	Cu	Cr	Zn	Ti	Ostatní	
								Jednotl.	Celk.
Max. 0,40	4,0-4,9	0,4-1,0	Max. 0,40	Max. 0,10	0,05-0,25	Max. 0,25	Max. 0,15	Max. 0,05	Max. 0,15

Tab. 4.4 Chemické složení materiálu ČSN 42 4415 v [hm. %] [41]

Si	Mg	Mn	Fe	Cu	Ostatní	
					Jednotl.	Celk.
Max. 0,70	4,0-6,0	0,4-0,6	Max. 0,40	Max. 0,10	Max. 0,10	Max. 1,30
Cr	Zn	Ti	Sp	Fe + Si		
Max. 0,30	Max. 0,20	Max. 0,20	Max. 0,25	Max. 0,60		

Dle normy ČSN EN 573-3 je slitina dostupná pro výkovky a přířezy pro kování; tažené výrobky; lisované výrobky a desky; plechy, pásy a desky; elektricky svařované trubky. Materiál je ve shodě s normou ČSN EN 602, je tedy možné jej použít v potravinářství. Slitina se dále používá se pro svařované konstrukce se zvýšenou pevností, skladovací nádrže, tlakové nádoby a námořní plavidla. Materiál je dostupný na českém trhu. [20], [21], [41]

Dalším důvodem pro volbu EN AW-5083 byl fakt, že se jedná o slitinu typu AlMg5. Materiály AlMg5 jsou široce používanými přídatnými materiály pro svařování z toho důvodu, že nejsou náchylné k trhlinám. V nabídkách výrobců přídatných materiálů je možné nalézt materiály, které mají velmi podobné chemické složení jako EN AW-5083. Zmíněné přídatné materiály jsou doporučovány pro svařování jak EN AW-5083, tak i EN AW-6082. Po změření materiálových vlastností EN AW-5083 by tedy bylo možné využít uvedený materiál pro popis chování materiálu základního i přídatného v následných numerických simulacích svařovacích experimentů. [40], [49], [72], [96], [106]

Podle technické normalizační informace TNI CEN ISO/TR 15608 [105] je materiál zařazen do skupiny 22 a podskupiny 22.4.

Jedná se o nevytvrditelnou hliníkovou slitinu, jediným možným způsobem tepelného zpracování je rekrytalizační žíhání. Fürbacher [41] uvádí doporučené podmínky žíhání ekvivalentního materiálu ČSN 42 4415 v rozmezí teplot 320–360 °C 1 až 5 hodin s ochlazením na vzduchu.

V literatuře [7] se uvádí teplota žhání 345 °C. K době výdrže na teplotě je pouze obecně uvedeno, že závisí na rozměru polotovaru a naprosto postačující je, když dojde k ohřátí všech částí na danou teplotu. Delší výdrž není nezbytná a rychlost ochlazení není podstatná.

4.1.3 Přídavný materiál pro svařování

Jako přídavný materiál byl zvolen svařovací drát ESAB OK Autrod 5087. Typické chemické složení drátu dle výrobce je v tab. 4.5.

Tab. 4.5 Typické chemické složení svařovacího drátu OK Autrod 5087 v [hm. %] [30]

Si	Mg	Mn	Zn	Zr
< 0,25	4,70	0,80	0,20	0,15

Jedná se o drát typu AlMg4.5MnZr, který je určen pro svařování hliníkových slitin s obsahem Mg do 5 % a slitin s požadavkem na vyšší pevnost. Je vhodný pro svařování materiálů na bázi AlMg5, AlMg4,5Mn, AlMgSi1 a dalších. Z přídavných materiálů běžně dostupných na českém trhu je jeho typické chemické složení udávané výrobcem nejpodobnější materiálu EN AW-5083. Obsahy Si, Mg, Mn a Zn jsou v rozsahu pro materiál EN AW-5083 povoleném normou. Obsah Zr je o 0,1 % vyšší. Jedná se však o typický obsah, skutečný obsah Zr bude změřen a uveden v kapitole věnované měření materiálových vlastností. Přídavný materiál obsahuje mírně zvýšený obsah Zr z důvodu zlepšení odolnosti svarového kovu proti trhlinám za tepla. Typické mechanické hodnoty čistého svarového kovu při použití ochranného plynu typu I1 dle ČSN EN ISO 14175 jsou v tab. 4.6. [30]

Tab. 4.6 Typické mechanické hodnoty čistého svarového kovu [30]

R _{p0,2}	R _m	A ₅	KV při 20 °C
130 MPa	280 MPa	30 %	35 J

Kromě již zmíněného ochranného plynu typu I1, tedy 100 % Ar, výrobce předpokládá též použití plynů typu I2, tedy 100 % He, případně též typu I3, tedy směsí Ar a He o různých poměrech. Vyráběné průměry svařovacího drátu jsou 1,0; 1,2 a 1,6 mm. Pro svařovací experimenty byl zvolen běžně užívaný průměr drátu 1,2 mm. Pro tento průměr drátu udává výrobce svařovací parametry a orientační výkonové hodnoty uvedené v tab. 4.7 Svařuje se stejnosměrným proudem se zapojením na + pól. [30]

Tab. 4.7 Svařovací parametry a výkonové hodnoty [30]

Proud	Napětí	Spotřeba plynu	Rychlost podávání drátu	Výkon svařování
140–260 A	20–29 V	19 l.min ⁻¹	7,0–13,0 m.min ⁻¹	1,2–2,3 kg.h ⁻¹

4.2 VOLBA NUMERICKÉHO PŘÍSTUPU K ŘEŠENÍ

V kapitole 3.5 byla provedena rešerše existujících počítačových programů založených na metodě konečných prvků pro simulace svařování pomocí transienční analýzy: EWI WeldPredictor, SORPAS, Sysweld, VFT, VrHeatTreat, VrWeld a Simufact.welding. Ze sedmi uvedených počítačových programů pouze dva umožňují řešit svařování hliníkových slitin: Simufact.welding a Sysweld.

V programu Sysweld je možné řešit rozpouštění precipitátů v hliníkových slitinách na základě rovnice 3.18 a změny vlastností v TOO nevytvrditelných slitin pomocí rovnice 3.19. V programu Simufact.welding je možné simulovat rozpouštění precipitátů, a tedy změny vlastností při svařování, na základě rovnic 3.20 až 3.26 a změny vlastností při precipitačním

vytvrzování na základě rovnic 2.27 až 3.32. Z hlediska numerického řešení musejí být všechny uvažované rovnice řešeny ve všech uzlech sítě konečných prvků daného modelu (3D modely mívají řádově 10^4 až 10^6 uzlů v závislosti na konkrétní úloze) a v každém časovém kroku transientní analýzy (např. při průchodu zdroje tepla při simulaci vlastního svařovacího procesu bývá často volen časový krok řádově 0,1 s), kdy je nutné uvažovat nejen svařování, ale též následné chladnutí a případně i tepelné zpracování. Vzhledem ke komplexnosti a složitosti soustav rovnic 3.20 až 3.32 se dá předpokládat dosahování relativně vysokých výpočtových časů především u větších modelů a též u modelů s vysokou hustotou sítě konečných prvků. Dalším nedostatkem přístupu popsaného pomocí rovnic 3.18 a 3.19 v programu Sysweld a 3.20 až 3.32 v programu Simufact.welding je velmi náročné experimentální získávání vstupních dat a parametrů uvedených rovnic. Je nezbytné změřit např. entalpie metastabilních tuhých roztoků, aktivační energie difuze, aktivační energie rekrystalizace, nominální a rovnovážné koncentrace prvků v tuhém roztoku, entalpie a entropie reakcí, určit hodnoty bezrozměrných parametrů a další.

Vzhledem ke zmíněným faktorům a ke snaze o uplatnitelnost výzkumu v průmyslové praxi bylo rozhodnuto, že pro další výzkum bude zvolen počítačový program Sysweld, protože v současnosti jako jediný umožňuje řešit svařování hliníkových slitin pomocí Leblondovy úpravy Johnson-Mehl-Avramiho zákona popsané rovnicí 3.5. Počítačový program také nabízí perspektivu využití rovnic 3.6 a 3.7 v případě, že se v průběhu následujícího výzkumu ukáže jejich využití jako vhodné.

5 MĚŘENÍ VSTUPNÍCH DAT PRO NUMERICKÉ SIMULACE

Pro potřeby numerických analýz svařování a tepelného zpracování jsou vždy potřebné následující materiálové charakteristiky: koeficient tepelné vodivosti, měrné teplo, měrná hmotnost, koeficient tepelné roztažnosti, modul pružnosti a kompletní zápisy tahových zkoušek. Některé materiálové vlastnosti lze samozřejmě nalézt v literatuře, ale tato data nejsou pro použití v numerických analýzách svařování a tepelného zpracování dostatečná. Uvedené veličiny jsou totiž výrazně závislé na teplotě. A protože svařování je proces, při kterém probíhá převážná většina podstatných jevů za velmi vysokých teplot, je nutné zjistit přesné hodnoty veličin za těchto podmínek. Jelikož z literatury, případně z materiálových atestů, lze zpravidla získat hodnoty materiálových vlastností při pokojové teplotě a za teplot vyšších pouze výjimečně, je nutné provést uvedená měření. Některé další údaje pro numerické simulace budou získány přímo z provedených svařovacích experimentů.

V předchozím odstavci byly uvedeny pouze obecné informace vycházející z principu funkce numerické simulace a je z nich možné vycházet. S ohledem na cíle práce by bylo vhodné nastínit rozsah potřebných měření materiálových vlastností a případně stanovit, zda je nutné provést ještě některá další, ne příliš obvyklá materiálová měření. Největší pozornost bude zaměřena na dilatometrické testy, zkoušku tahem a na zkoušky, pomocí kterých je možné určit změny materiálových vlastností v průběhu tepelného zpracování. Na základě studia dostupné literatury bylo rozhodnuto, že bude provedeno naměření žíhacích diagramů a pro případ vytvrditelných hliníkových slitin také křivek stárnutí. V následujících odstavcích budou uvedena materiálová měření popsána. Detailní výsledky lze nalézt v laboratorních zprávách Měření materiálových charakteristik hliníkové slitiny EN AW 5083 [109] a Měření materiálových charakteristik hliníkové slitiny EN AW 6082 [110].

5.1 MĚŘENÍ CHEMICKÉHO SLOŽENÍ

Měření chemického složení obou materiálů bylo provedeno na optickém emisním spektrometru Bruker Q4 TASMAN, na kterém byl nastaven program Al 140.

V tab. 5.1 je chemické složení materiálu EN AW-5083. Změřené chemické složení je v souladu s normou ČSN EN 573-3 a údaji uvedenými v tab. 4.3. Materiál má oproti normovanému chemickému složení materiálu ČSN 42 4415 vyšší obsah Mn o 0,02 %, hodnoty obsahu ostatních prvků jsou v souladu se složením uvedeným v tab. 4.4.

Tab. 5.1 Změřené chemické složení materiálu EN AW-5083 v [hm. %]

Si	Mg	Mn	Fe	Cu	Cr	Zn	Zr	Ti	Ostatní	
									Jednotl.	Celk.
0,10	4,59	0,62	0,17	0,025	0,11	0,035	0,002	0,042	< 0,014	< 0,034

V tab. 5.2 je chemické složení materiálu EN AW-6082. Změřené chemické složení je v souladu s normou ČSN EN 573-3 a údaji uvedenými v tab. 4.1. Materiál má oproti normovanému chemickému složení materiálu ČSN 42 4400 nižší obsah Mg o 0,06 %, hodnoty obsahu ostatních prvků jsou v souladu se složením uvedeným v tab. 4.2.

Tab. 5.2 Změřené chemické složení materiálu EN AW-6082 v [hm. %]

Si	Mg	Mn	Fe	Cu	Cr	Zn	Zr	Ti	Ostatní	
									Jednotl.	Celk.
1,07	0,64	0,60	0,23	0,018	0,11	0,038	< 0,002	0,050	< 0,014	< 0,056

V tab. 5.3 je změřené chemické složení svařovacího drátu OK Autrod 5087. Změřené hodnoty vykazují oproti normovanému chemickému složení materiálu EN AW-5083 tyto rozdíly: Obsah Fe je vyšší o 0,05 % a obsah Zr je vyšší o 0,06 %. Ostatní prvky jsou v rozmezí hodnot v tab. 4.3. Je tedy možné konstatovat, že svařovací drát OK Autrod 5087 má velmi podobné chemické složení jako EN AW-5083. Po změření materiálových vlastností slitiny EN AW-5083 je tedy možné využít uvedený materiál pro popis chování přídatného materiálu v numerických simulacích svařovacích experimentů.

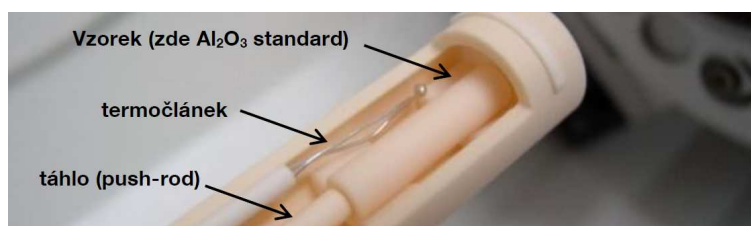
Tab. 5.3 Změřené chemické složení přídatného materiálu v [hm. %]

Si	Mg	Mn	Fe	Cu	Cr	Zn	Zr	Ti	Ostatní	
									Jednotl.	Celk.
0,066	4,46	0,64	0,45	0,06	0,056	0,024	0,11	0,078	< 0,019	< 0,105

5.2 DILATOMETRICKÁ MĚŘENÍ

V prvním odstavci kapitoly 5 je uvedeno, že pro numerickou simulaci je nezbytným vstupním údajem koeficient tepelné roztažnosti. Ve skutečnosti se však tento koeficient zadává nepřímou. Součástí materiálové databáze je totiž kompletní dilatometrická křivka. Přepočítání na koeficient tepelné roztažnosti se neprovádí. Během materiálových měření byla dilatometrickým testům věnována relativně velká pozornost. Bylo provedeno množství dilatometrických analýz materiálů v různých stavech tepelného zpracování, přičemž byly vyhodnocovány rozdíly v naměřených křivkách. Dále byly prováděny dilatometrické analýzy za podmínek, které odpovídaly průběhům teplotních změn při tepelném zpracování.

Délková teplotní roztažnost při ohřevu a ochlazení byla měřena pomocí dilatometru Linseis L75 Pt (obr. 5.1) na vzorcích o průměru 5 mm a délce 20 mm. V dilatometru je měřena změna délky vzorku skleněným táhlem napojeným na LVDT senzor. Vzorek byl upevněn pomocí skleněného držáku a korundových podpěr. Zároveň je měřena teplota v blízkosti vzorku pomocí termočláneku typu S. Měření probíhalo v ochranné atmosféře 99,9997 % Ar a zvýšení teploty vzorků bylo dosaženo pomocí odporového ohřevu.



Obr. 5.1 Umístění vzorku v dilatometru [109]

Vzorky byly ohřívány z pokojové teploty rychlostí 3 °C.min⁻¹ do teploty 500 °C, poté byl vzorek ochlazen rychlostí 20 °C.min⁻¹. Ke kalibraci měření byly použity standardy se známou délkovou roztažností, které byly ohřívány a ochlazovány za stejných podmínek.

Z počáteční délky vzorku L_0 [mm] měřené mikrometrem při počáteční teplotě $T_0 = 20$ °C a naměřené změny délky vzorku ΔL_k [mm] při teplotě T_k [°C], lze na základě rovnice (5.1) určit relativní prodloužení ΔL_{rel} [-]: [109]

$$\Delta L_{rel}(k) = \frac{\Delta L_k}{L_0} \quad (5.1)$$

Kde $k = 1, 2, \dots, n$; přičemž n je počet měření.

Hodnoty relativního prodloužení byly importovány do programu Microsoft Excel, kde byly určeny hodnoty relativního prodloužení při teplotách 100, 200, 300, 400 a 500 °C. Pro určení

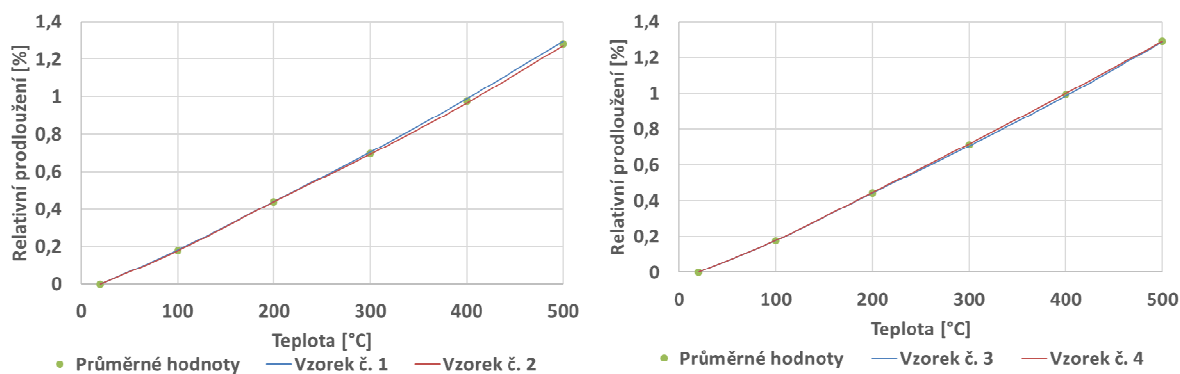
velikostí relativního prodloužení při daných teplotách byla použita rovnice lineární regresní funkce pro interval teplot $\pm 2,5 \text{ }^\circ\text{C}$, tedy např. $\langle 97,5 \text{ }^\circ\text{C}; 102,5 \text{ }^\circ\text{C} \rangle$, $\langle 197,5 \text{ }^\circ\text{C}; 202,5 \text{ }^\circ\text{C} \rangle$ atd. Pro každý stav materiálu byly určeny průměrné hodnoty relativního prodloužení ze dvou měření.

5.2.1 Délková roztažnost materiálu EN AW-5083

Celkem byly změřeny dva vzorky z materiálu EN AW-5083 v dodaném stavu. Výsledné hodnoty relativního prodloužení v [%] jsou v tab. 5.4 a na obr. 5.2 vlevo.

Tab. 5.4 Relativní prodloužení [%] slitiny EN AW-5083 v původním stavu

Teplota [°C]	Vzorek č. 1 [%]	Vzorek č. 2 [%]	Průměrná hodnota [%]
20	0	0	0
100	0,1807	0,1763	0,1785
200	0,4404	0,4397	0,4401
300	0,7033	0,6928	0,6981
400	0,9877	0,9654	0,9766
500	1,2941	1,2719	1,2830



Obr. 5.2 Relativní prodloužení slitiny EN AW-5083: V dodaném stavu (vlevo) a po vyžhání na $360 \text{ }^\circ\text{C}$ (vpravo)

Následně byly změřeny dva vzorky z materiálu EN AW-5083 po žhání na teplotě $360 \text{ }^\circ\text{C}$ po dobu pěti hodin. Cílem dilatometrického měření vyžháného materiálu bylo ověření teoretického předpokladu, že materiály v různých stavech mohou mít mírně odlišnou teplotní roztažnost. Uvedená teplota a doba žhání byla zvolena proto, že se jedná o maxima z doporučených hodnot rekrystalizačního žhání, která pro ekvivalentní materiál ČSN 42 4415 uvádí Fürbacher [41] a která jsou uvedena v kapitole 4.1.2. Lze tedy předpokládat, že pokud se budou hodnoty délkové roztažnosti jednotlivých stavů lišit, dojde k největší změně vlastností materiálu oproti původnímu stavu právě při aplikaci uvedených podmínek. Výsledné hodnoty relativního prodloužení v [%] měřeného na vzorcích po žhání jsou v tab. 5.5 a na obr. 5.2 vpravo.

Následně bylo provedeno statistické vyhodnocení hodnot relativního prodloužení při daných teplotách pro všechna čtyři měření. Byl určen aritmetický průměr všech čtyř hodnot a některé charakteristiky proměnlivosti (variability) statistického souboru: rozptyl, směrodatná odchylka a variační koeficient (tab. 5.6).

Tab. 5.5 Relativní prodloužení slitiny EN AW-5083 po žhánání na 360 °C

Teplota [°C]	Vzorek č. 3 [%]	Vzorek č. 4 [%]	Průměrná hodnota [%]
20	0	0	0
100	0,1769	0,1778	0,1773
200	0,4431	0,4458	0,4445
300	0,7061	0,7182	0,7122
400	0,9852	0,9999	0,9925
500	1,2877	1,2917	1,2897

Tab. 5.6 Vyhodnocení hodnot relativního prodloužení slitiny EN AW-5083

Tepl. [°C]	Vzorek č. 1	Vzorek č. 2	Vzorek č. 3	Vzorek č. 4	Průměr	Rozptyl	Směrodatná odchylka	Variační koeficient
20	0	0	0	0	0	0	0	-
100	0,1807	0,1763	0,1769	0,1778	0,1779	0,00000281	0,001675045	0,009415
200	0,4404	0,4397	0,4431	0,4458	0,4423	0,00000580	0,002407411	0,005443
300	0,7033	0,6928	0,7061	0,7182	0,7051	0,00008171	0,009039150	0,012820
400	0,9877	0,9654	0,9852	0,9999	0,9846	0,00015315	0,012375245	0,012569
500	1,2941	1,2719	1,2877	1,2917	1,2863	0,00007512	0,008667449	0,006738

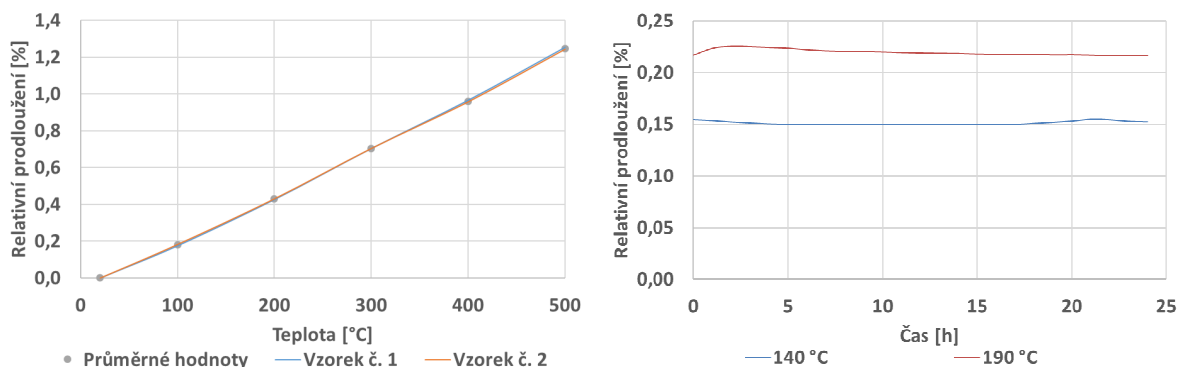
Vzhledem k malým hodnotám proměnlivostních charakteristik statistického souboru byl učiněn závěr, že tepelná roztažnost hliníkové slitiny EN AW-5083 nezávisí na stavu materiálu. Z tohoto důvodu je naprosto dostatečné provádět dilatometrická měření materiálu v dodaném stavu a vzorky není nutné tepelně upravovat. Uvedený poznatek bude použit při měření teplotní roztažnosti materiálu EN AW-6082.

5.2.2 Délková roztažnost materiálu EN AW-6082

Byly změřeny dva vzorky z materiálu EN AW-6082 v dodaném stavu. Vzorky byly ohřáty na teplotu 520 °C rychlostí 3 °C.min⁻¹. Výsledné hodnoty relativního prodloužení v [%] jsou v tab. 5.7 a na obr. 5.4 vlevo.

Tab. 5.7 Relativní prodloužení [%] slitiny EN AW-6082 v původním stavu

Teplota [°C]	Vzorek č. 1 [%]	Vzorek č. 2 [%]	Průměrná hodnota [%]
20	0,0000	0,0000	0,0000
100	0,1757	0,1828	0,1792
200	0,4266	0,4303	0,4284
300	0,7035	0,7033	0,7034
400	0,9653	0,9561	0,9607
500	1,2523	1,2415	1,2469



Obr. 5.4 Rel. prodloužení EN AW-6082: v dodaném stavu (vlevo), během stárnutí (vpravo)

Jedním z cílů dilatometrických testů bylo ověření skutečnosti, kterou uvádí Píšek [92], a to, že dilatace materiálu během vytvrzovacího procesu nezávisí pouze na teplotě, ale také na době výdrže na teplotě stárnutí, jak je možné vidět na obr. 2.8. Tento jev by mohl mít vliv na velikosti zbytkových napětí a deformací vznikajících v průběhu tepelného zpracování, a proto bylo nutné ověřit, zda se musí v numerické simulaci zohlednit.

Z tohoto důvodu bylo rozhodnuto, že se dvěma vzorky z materiálu bude v dilatometru proveden celý proces vytvrzování, tzn. ohřev na teplotu rozpouštěcího žíhání, výdrž na teplotě, ochlazení a následně stárnutí.

Vzhledem k nutnosti vysoké rychlosti ochlazení z teploty rozpouštěcího žíhání nebylo možné provést měření v dilatometru Linseis L75 Pt, kde dochází k ohřevu vzorku v odporové peci. Z tohoto důvodu byl použit dilatometr L78 RITA, kde se vzorek ohřívá indukčně a k měření teploty je použit termočlánek typu K místo termočlátku typu S.

Oba vzorky byly ohřáty rychlostí $60\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{min}^{-1}$ na teplotu $520\text{ }^{\circ}\text{C}$, kde byly drženy po dobu jedné hodiny. Následně byly ochlazeny rychlostí $180\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{min}^{-1}$ na teplotu $20\text{ }^{\circ}\text{C}$. Jeden vzorek se následně nechal stárnout na teplotě $140\text{ }^{\circ}\text{C}$ 24 hodin a druhý vzorek na teplotě $190\text{ }^{\circ}\text{C}$ stejnou dobu. Změřené hodnoty relativního prodloužení během stárnutí jsou v tab. 5.8 a na obr. 5.4 vpravo.

Tab. 5.8 Relativní prodloužení [%] při stárnutí slitiny EN AW-6082

Čas stárnutí [h]	Při $140\text{ }^{\circ}\text{C}$	Při $190\text{ }^{\circ}\text{C}$
0	0,1487	0,2062
1	0,1531	0,2235
2	0,1519	0,2251
3	0,1510	0,2249
4	0,1501	0,2242
5	0,1497	0,2236
6	0,1495	0,2221
7	0,1495	0,2211
8	0,1495	0,2208
9	0,1494	0,2205
10	0,1494	0,2200
11	0,1495	0,2195
12	0,1493	0,2191
13	0,1495	0,2188
14	0,1495	0,2187
15	0,1494	0,2181
16	0,1492	0,2179
17	0,1496	0,2178
18	0,1506	0,2177
19	0,1516	0,2173
20	0,1527	0,2174
21	0,1542	0,2170
22	0,1538	0,2164
23	0,1525	0,2162
24	0,1521	0,2164

Naměřené hodnoty byly dále statisticky vyhodnoceny. Z naměřených hodnot uvedených v tab. 5.8 byly určeny minimální a maximální hodnoty a následně bylo určeno variační rozpětí statistického souboru R. Zjištěné hodnoty jsou uvedeny v tab. 5.9.

Tab. 5.9 Vyhodnocení hodnot relativního prodloužení [%] slitiny EN AW-6082 při stárnutí

	Při 140 °C	Při 190 °C
Minimum	0,1542	0,2251
Maximum	0,1492	0,2162
Variační rozpětí	0,0050	0,0090

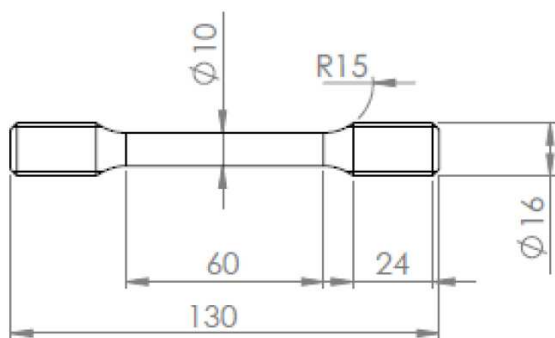
Z tab. 5.7 je zřejmé, že pro interval teplot 100 °C až 200 °C odpovídá změna teploty 1 °C relativnímu prodloužení o 0,0025 %. Pokud má tedy variační rozpětí pro teplotu 140 °C velikost 0,0050 % a pro 190 °C 0,0090 %, tyto hodnoty odpovídají přibližné velikosti změny teploty o 2,0 °C respektive 3,6 °C. Z výsledků statistického vyhodnocení lze vyslovit závěr, že změna relativního prodloužení v průběhu stárnutí má v numerické simulaci svařování zanedbatelnou využitelnost pro průmyslové aplikace. Mnohem výraznější vliv na dilataci (a s tím spojenou deformaci konstrukce) bude mít např. kolísání teploty v peci.

5.3 ZKOUŠKY TAHEM

Dalším typem měření, kterému byla věnována pozornost, byly zkoušky tahem. Byly prováděny tahové zkoušky materiálu ve stavu dodaném výrobcem a na vzorcích, které prošly různými typy tepelného zpracování a na vzorcích, které byly těmito typům zpracování vystavovány po různou dobu. Zkoušky byly prováděny nejen za pokojové teploty, ale i za teplot zvýšených až do 500 °C, přičemž vzorky byly na uvedené úrovni teplot udržovány po celou dobu zkoušky.

Zkoušky tahem byly provedeny dle ČSN EN ISO 6892-1: Kovové materiály - Zkoušení tahem - Část 1: Zkušební metoda za pokojové teploty a dle ČSN-EN ISO 6892-2: Kovové materiály - Zkouška tahem - Část 2: Zkušební metoda za zvýšené teploty. Geometrie vzorků pro zkoušky tahem je na obr. 5.6. [25], [26]

Zkoušky byly prováděny na servo-hydraulickém zařízení INOVA. Pro zkoušky za zvýšených teplot byla použita teplotní komora do 540 °C (obr. 5.7).



Obr. 5.6 Geometrie vzorků pro zkoušky tahem [109]



Obr. 5.7 Teplotní komora do 540 °C [109]

Pro snímání deformace byl pro teploty 20 a 100 °C použit tenzometrický snímač, pro teploty vyšší byl použit kapacitní extenzometr do 540 °C. Před zkouškou a po zkoušce byly změřeny charakteristické rozměry vzorku (L_0 [mm] – počáteční délka tyče, L_u [mm] –

konečná délka tyče, D_0 [mm] – počáteční průměr tyče, D_u [mm] – nejmenší průměr tyče v místě lomu) a byly stanoveny napěťové a deformační charakteristiky: Smluvní mez kluzu $R_{p0,2}$ [MPa], smluvní mez pevnosti R_m [MPa], kontrakce Z [%], dále tažnost A_5 [%] a hodnota veličiny A_g [%]. [109], [110]

Tažnost A se běžně uvádí jako charakteristika popisující plastické vlastnosti zkoušených materiálů. Musíme si ale uvědomit, že tato veličina v sobě zahrnuje i lokalizované prodloužení v místě krčku, tedy prodloužení po ztrátě plastické stability. Další skutečností je, že hodnota A závisí na geometrické proporcionalitě zkušebních tyčí. Z těchto důvodů je praktické využití tažnosti A značně omezené a stále častěji se určují hodnoty homogenní tažnosti, nebo přesněji plastického prodloužení měřeného průtahoměrem při maximálním zatížení. Tato veličina se označuje jako A_g a lze ji určit podle vztahu (5.1): [112]

$$A_g = \left(\frac{\Delta L_m}{L_e} - \frac{R_m}{m_E} \right) \cdot 100 [\%] \quad (5.1)$$

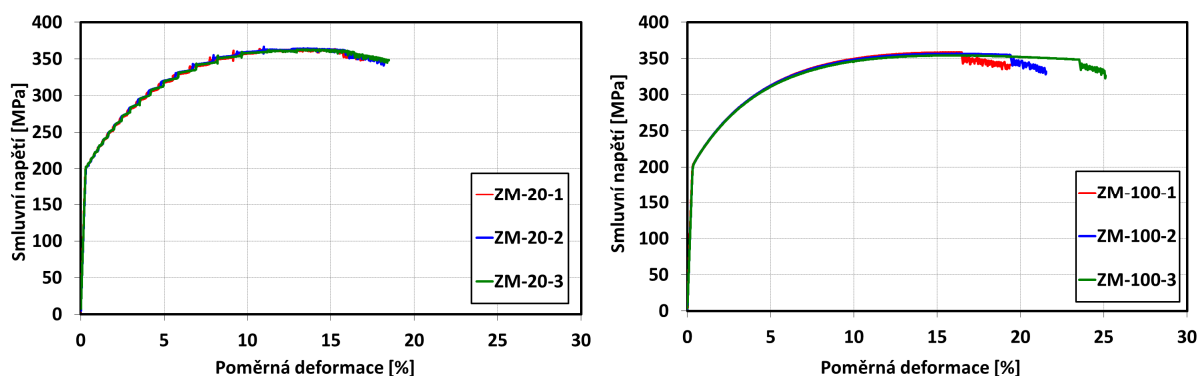
Kde:

- L_e [mm]: Délka měřená průtahoměrem na začátku zkoušky
- L_m [mm]: Délka měřená průtahoměrem při maximálním zatížení
- m_E [MPa]: Směrnice pružné části křivky zatížení – prodloužení v % měřené průtahoměrem

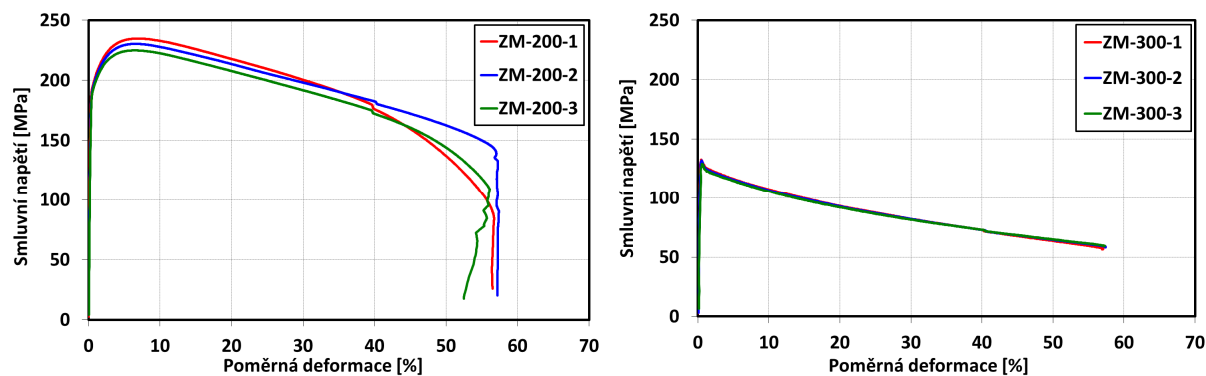
A_g je vlastnost materiálu, která není závislá na rozměrech zkušebních těles a lokální deformace spojená s tvorbou krčku, která nemá žádný praktický, se do ní nezahrnuje. A_g vyjadřuje skutečnou zásobu plasticity materiálu. [112]

5.3.1 Zkoušky tahem materiálu EN AW-5083

Nejdříve byly provedeny zkoušky základního materiálu (ZM) při pokojové teplotě a při teplotách 100 °C, 200 °C, 300 °C, 400 °C a 500 °C. Pro každou ze zvolených teplot od 20 do 300 °C byly zkoušeny tři vzorky, pro teplotu 500 °C vzorky čtyři. Záznamy tahových zkoušek při jednotlivých teplotách jsou na obr. 5.8 až 5.10. Vyhodnocené velikosti napěťových a deformačních charakteristik jsou v tab. 5.10. Smluvní mez kluzu $R_{p0,2}$ pro teplotu zkoušení 300 °C nebyla určena, neboť z důvodu nízké hodnoty A_g by se $R_{p0,2}$ nacházela za mezí pevnosti.



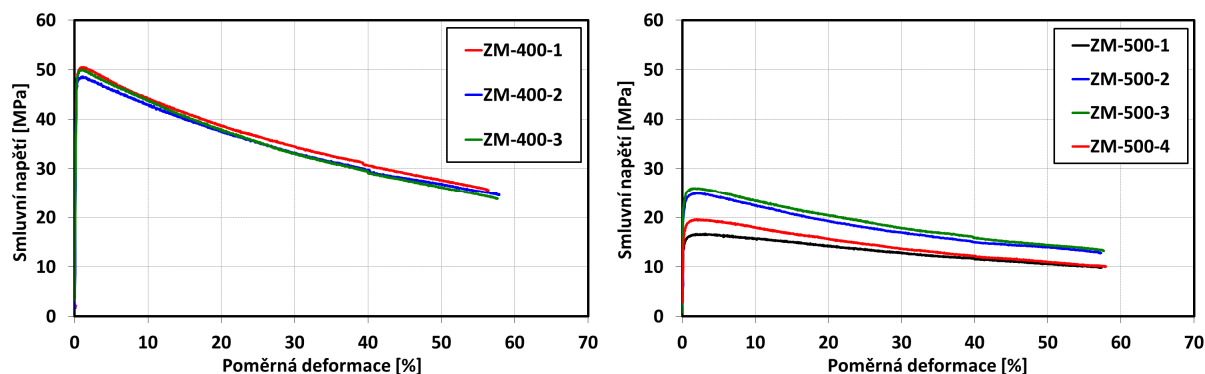
Obr. 5.8 Záznamy tahových zkoušek základního stavu materiálu EN AW-5083: Při pokojové teplotě (vlevo) a při teplotě 100 °C (vpravo)



Obr. 5.9 Záznamy tahových zkoušek základního stavu materiálu EN AW-5083: Při teplotě 200 °C (vlevo) a při 300 °C (vpravo)

Tab. 5.10 Výsledky zkoušky tahem materiálu EN AW-5083 v základním stavu

Vzorek	Tepl. [°C]	D ₀ [mm]	D _u [mm]	L ₀ [mm]	L _U [mm]	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A _g [%]	A ₅ [%]	Z [%]
ZM-20-1	20	9,99	8,81	50,00	57,93	208,4	363,5	10,2	15,9	22,2
ZM-20-2	20	10,00	8,82	50,00	57,46	207,7	366,8	10,4	14,9	22,2
ZM-20-3	20	10,00	8,80	50,00	57,87	207,3	362,9	12,4	15,7	22,6
Průměr						207,8	364,4	11,0	15,5	22,3
ZM-100-1	100	10,00	8,71	50,00	58,87	209,4	358,5	15,8	17,7	24,1
ZM-100-2	100	9,99	8,86	50,00	59,66	210,7	356,6	15,6	19,3	21,3
ZM-100-3	100	9,99	8,69	50,00	61,32	210,5	354,3	14,8	22,6	24,3
Průměr						210,2	356,5	15,4	19,9	23,3
ZM-200-1	200	9,99	3,91	50,00	74,98	191,1	234,8	6,7	50,0	84,7
ZM-200-2	200	9,99	3,66	50,00	78,33	191,5	230,4	6,0	56,7	86,6
ZM-200-3	200	9,99	3,64	50,00	79,05	189,8	224,9	6,1	58,1	86,7
Průměr						190,8	230,0	6,3	54,9	86,0
ZM-300-1	300	9,97	1,76	50,00	108,25	-	132,7	0,2	116,5	96,9
ZM-300-2	300	10,00	1,48	50,00	112,44	-	131,9	0,2	124,9	97,8
ZM-300-3	300	9,90	1,52	50,00	113,98	-	129,1	0,2	128,0	97,6
Průměr							131,2	0,2	123,1	97,4
ZM-400-1	400	10,00	1,74	50,00	133,16	49,2	50,5	1,0	166,3	97,0
ZM-400-2	400	10,01	1,25	50,00	138,55	47,8	48,7	0,9	177,1	98,4
ZM-400-3	400	10,00	1,68	50,00	137,79	48,7	50,1	0,9	175,6	97,2
Průměr						48,6	49,8	0,9	173,0	97,5
ZM-500-1	500	10,01	3,65	50,00	117,20	15,1	16,7	3,0	134,4	86,7
ZM-500-2	500	10,01	3,45	50,00	118,27	22,8	25,1	1,8	136,5	88,1
ZM-500-3	500	10,00	3,36	50,00	117,52	23,5	26,0	1,7	135,0	88,7
ZM-500-4	500	10,00	2,98	50,00	125,97	17,7	19,6	2,1	151,9	91,1
Průměr						21,4	23,6	1,9	141,2	89,3

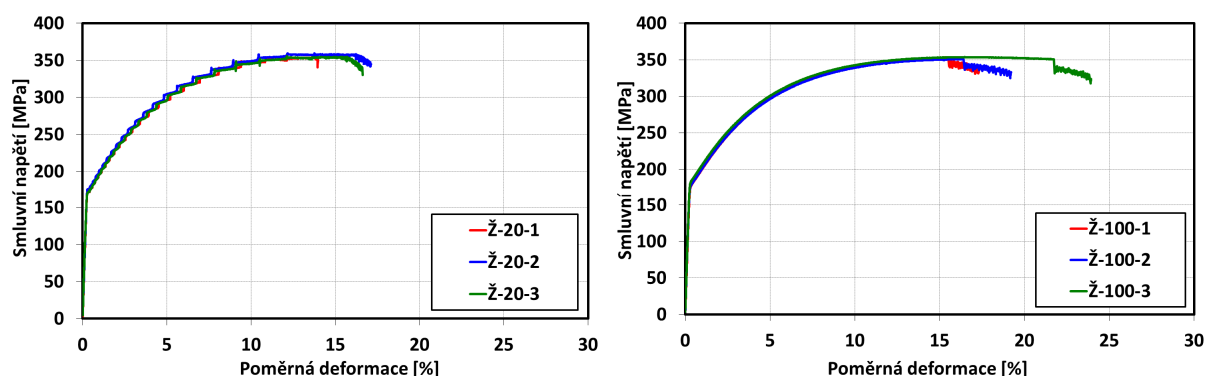


Obr. 5.10 Záznamy tahových zkoušek základního stavu materiálu EN AW-5083: Při teplotě 400 °C (vlevo) a při 500 °C (vpravo)

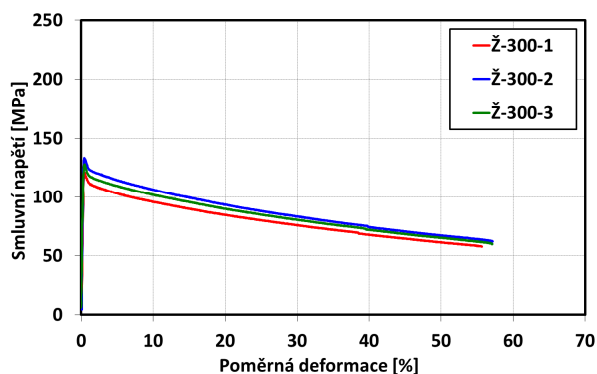
Jak je uvedeno v kapitole 2.3.4, pokud svařujeme hliníkové slitiny tvářené za studena, vykazují tyto materiály výrazný pokles pevnosti v celém svarovém spoji, přičemž pevnost může dosáhnout i úrovně pevnosti žíhaného materiálu. Pro správné výsledky mechanické části numerické analýzy je tedy nezbytné určit vlastnosti vyžíhaného materiálu, neboť jak je uvedeno v kapitole 3.3, mechanické vlastnosti jsou během mechanické analýzy pro každý bod svařence stanoveny z mechanických vlastností jednotlivých materiálových stavů a jejich podílů. Těmito stavy se pro případ numerických simulací svařování hliníkových slitin rozumí základní stav a stav plně vyžíhaný s nejmenšími dosažitelnými pevnostními charakteristikami.

V kapitole 4.1.2 jsou uvedeny doporučené podmínky žíhání ekvivalentního materiálu ČSN 42 4415 v rozmezí teplot 320–360 °C po dobu 1 až 5 hodin, podle jiného zdroje 345 °C pouze po dobu dostatečnou k prohřátí žíhaného kusu. Je možné předpokládat, že k největší změně pevnostních vlastností dojde při žíhání na nejvyšší udané teplotě po nejdelší dobu. Z tohoto důvodu byl zvolen režim žíhání vzorků pro zkoušku tahem 360 °C po dobu pěti hodin.

Vzorky byly po žíhání zkoušeny tahem při pokojové teplotě a při teplotě 100 a 300 °C. Zkoušky za vyšších teplot nebyly prováděny, neboť teploty 400 a 500 °C jsou vyšší než doporučené teploty žíhání. Je tedy možné předpokládat, že již při zkoušení vzorků v základním stavu došlo vzhledem k malým rozměrům zkušebních těles k jejich (alespoň částečnému) vyžíhání v průběhu ohřevu na pracovní teplotu tahové zkoušky, případně během ní. Záznamy tahových zkoušek při jednotlivých teplotách jsou na obr. 5.11 a 5.12. Vyhodnocené velikosti napěťových a deformačních charakteristik jsou v tab. 5.11. Smluvní mez kluzu $R_{p0,2}$ pro teplotu zkoušení 300 °C nebyla určena, neboť z důvodu nízké hodnoty A_g by se $R_{p0,2}$ nacházela za mezí pevnosti.



Obr. 5.11 Záznamy tahových zkoušek materiálu EN AW-5083 po žíhání: Při pokojové teplotě (vlevo) a při teplotě 100 °C (vpravo)



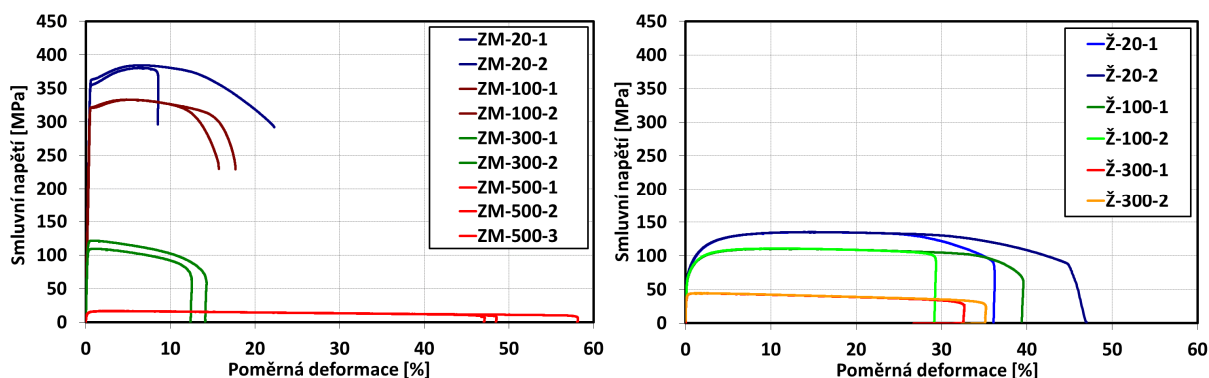
Obr. 5.12 Záznamy tahových zkoušek materiálu EN AW-5083 po žíhání: při teplotě 300 °C

Tab. 5.11 Výsledky zkoušky tahem materiálu EN AW-5083 po žíhání na 360 °C

Vzorek	Tepl. [°C]	D ₀ [mm]	D _u [mm]	L ₀ [mm]	L _U [mm]	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A _g [%]	A ₅ [%]	Z [%]
Ž-20-1	20	10,00	8,69	50,00	58,52	176,1	355,0	13,3	17,0	24,5
Ž 20-2	20	10,00	8,67	50,00	58,61	179,2	359,5	13,2	17,2	24,8
Ž-20-3	20	10,00	8,63	50,00	58,44	174,4	355,5	11,6	16,9	25,5
Průměr						176,6	356,7	12,7	17,0	24,9
Ž-100-1	100	10,00	8,77	50,00	58,12	181,6	353,3	15,0	16,2	23,1
Ž 100-2	100	10,01	8,75	50,00	58,61	182,6	351,0	15,9	17,2	23,6
Ž-100-3	100	10,00	8,54	50,00	60,67	187,8	353,7	16,0	21,3	27,1
Průměr						184,0	352,6	15,6	18,3	24,6
Ž-300-1	300	10,00	2,56	50,00	115,54	-	120,9	0,1	131,1	93,4
Ž 300-2	300	10,01	1,46	50,00	125,07	-	133,2	0,1	150,1	97,9
Ž-300-3	300	9,99	1,41	50,00	121,91	-	127,8	0,2	143,8	98,0
Průměr							127,3	0,1	141,7	96,4

5.3.2 Zkoušky tahem materiálu EN AW-6082

Nejdříve byly provedeny zkoušky základního materiálu (ZM) při pokojové teplotě a při teplotách 100 °C, 300 °C a 500 °C. Pro každou ze zvolených teplot od 20 do 300 °C byly zkoušeny dva vzorky, pro teplotu 500 °C vzorky tři. Záznamy tahových zkoušek základního stavu materiálu při jednotlivých teplotách jsou na obr. 5.13 (vlevo). Vyhodnocené velikosti napětíových a deformačních charakteristik jsou v tab. 5.12.



Obr. 5.13 Záznamy tahových zkoušek materiálu EN AW-6082: V základním stavu (vlevo) a po žíhání na teplotě 380 °C po dobu šesti hodin (vpravo)

Tab. 5.12 Výsledky zkoušky tahem materiálu EN AW-6082 v základním stavu

Vzorek	Tepl. [°C]	D ₀ [mm]	D _u [mm]	L ₀ [mm]	L _U [mm]	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A _g [%]	A ₅ [%]	Z [%]
ZM-20-1	20	10,00	7,73	50,00	57,00	355,6	380,5	5,8	14,0	40,2
ZM-20-2	20	10,01	7,65	50,00	56,32	364,1	384,5	6,0	12,6	41,6
Průměr						359,8	382,5	5,9	13,3	40,9
ZM-100-1	100	9,99	7,15	50,00	59,54	322,4	333,3	4,3	19,1	48,8
ZM-100-2	100	9,99	7,18	50,00	58,61	320,6	333,2	4,7	17,2	48,3
Průměr						321,5	333,3	4,5	18,2	48,6
ZM-300-1	300	10,00	5,95	50,00	60,07	120,6	121,5	0,9	20,1	64,6
ZM-300-2	300	10,00	5,45	50,00	61,26	108,1	109,4	1,1	22,5	70,3
Průměr						114,3	115,5	1,0	21,3	67,4
ZM-500-1	500	10,01	5,67	50,00	79,18	14,0	16,9	3,3		
ZM-500-2	500	9,99	4,55	50,00	80,38	13,9	16,6	2,4		
ZM-500-3	500	10,00	3,70	50,00	82,91	14,4	16,5	2,7	65,8	86,3
Průměr						14,1	16,7	2,8	65,8	86,3

Dále byly provedeny tahové zkoušky se zkušebními tělesy, která prošla žíhacím procesem. V kapitole 4.1.1 jsou uvedeny doporučené podmínky žíhání ekvivalentního materiálu ČSN 42 4400 na teplotě 380 °C 1 až 6 hodin, podle jiného zdroje na teplotě 350 °C 1 až 4 hodiny. Stejně jako v případě materiálu EN AW-5083, i zde je možné předpokládat, že k největší změně pevnostních vlastností dojde při žíhání na nejvyšší udané teplotě po nejdélejší dobu. Z tohoto důvodu byl zvolen režim žíhání vzorků pro zkoušku tahem 380 °C po dobu šesti hodin.

Vzorky byly po žíhání zkoušeny tahem při pokojové teplotě a při teplotě 100 a 300°C. Zkoušky za vyšších teplot nebyly prováděny. Záznamy tahových zkoušek při jednotlivých teplotách jsou na obr. 5.13 (vpravo). Vyhodnocené velikosti napěťových a deformačních charakteristik jsou v tab. 5.13.

Tab. 5.13 Výsledky zkoušky tahem materiálu EN AW-6082 po žíhání na 380 °C

Vzorek	Tepl. [°C]	D ₀ [mm]	D _u [mm]	L ₀ [mm]	L _U [mm]	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A _g [%]	A ₅ [%]	Z [%]
Ž-20-1	20	10,02	5,74	50,00	66,11	74,1	135,2	14,2	32,2	67,2
Ž 20-2	20	10,02	5,49	50,00	67,32	74,4	135,2	13,7	34,6	70,0
Průměr						74,2	135,2	13,9	33,4	68,6
Ž-100-1	100	10,00	5,15	50,00	69,64	70,2	110,6	12,1	39,3	73,5
Ž 100-2	100	10,01	4,88	50,00	70,30	71,3	110,8	10,9	40,6	76,2
Průměr						70,8	110,7	11,5	39,9	74,9
Ž-300-1	300	9,96	2,33	50,00	74,46	42,1	44,2	1,5	48,9	94,5
Ž 300-2	300	10,00	2,34	50,00	74,37	42,7	44,4	1,6	48,7	94,5
Průměr						42,4	44,3	1,5	48,8	94,5

Vzhledem k tomu, že EN AW-6082 je vytvrditelný materiál, který může být podroben nejen rekrytalizačnímu žíhání, ale i rozpouštěcímu žíhání a následně přirozenému i umělému stárnutí, bylo rozhodnuto, že budou provedeny tahové zkoušky pro zjištění změn vlastností při uvedených procesech.

Na základě rozsahu doporučených podmínek z kapitoly 4.1.1 byl zvolen následující režim rekrytalizačního žíhání: Výdrž na teplotě 520 °C po dobu jedné hodiny s následným

ochlazením do vody o pokojové teplotě. Dva vzorky byly okamžitě po rozpouštěcím žíhání (aby nedošlo ke změně jejich vlastností přirozeným stárnutím) podrobeny zkoušce tahem při pokojové teplotě. Záznamy tahových zkoušek jsou na obr. 5.14 (vlevo) a vyhodnocené velikosti napěťových a deformačních charakteristik jsou v tab. 5.14.

Na základě obecných zákonitostí chování hliníkových slitin při stárnutí popsaných v kapitole 2.2.2 a na základě kinetiky rozpadu přesyceného tuhého roztoku slitiny EN AW-6262 (tedy materiálu stejné třídy jako EN AW-6082) pro umělé stárnutí (na obr. 2.12 vpravo) bylo rozhodnuto, že pro popis změn vlastností v závislosti na teplotě a době umělého stárnutí (tedy na dvou proměnných) bude vhodné provádět umělé stárnutí na nejméně třech úrovních teplot a při větším množství časů výdrže na teplotách.

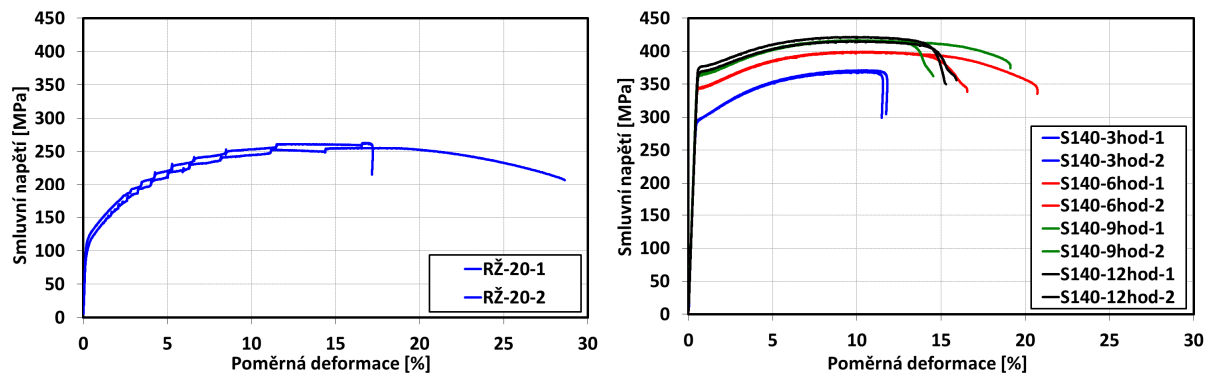
V kapitole 4.1.1 se dále uvádí, že pro materiál EN AW-6082 se doporučuje umělé stárnutí při teplotě 170 °C 6 hodin. Pro ekvivalentní materiál ČSN 42 4400 se umělé stárnutí doporučuje při teplotách 155 až 160 °C 4 až 8 hodin. Vzhledem k blízkosti krajních hodnot intervalů doporučených teplot bylo rozhodnuto, že bude prováděn výzkum stárnutí na teplotě 160 °C (tedy uvnitř intervalu) a dále na dvou úrovních teplot mimo doporučený interval: 140 °C a 190 °C. V průmyslové praxi nemusí být z různých důvodů teploty stárnutí doporučené v literatuře ve všech případech dodrženy a je vhodné, aby byla změřena materiálová data umožňující popsat chování materiálů i v těchto případech. Dalším důvodem je, že numerická simulace by měla popsat např. změny vlastností v jádru výrobku, kde se nemusí být teploty stárnutí dosaženo. Ze stejných důvodů byly i časy výdrže na teplotách zvoleny v doporučeném intervalu 4 až 8 hodin i mimo něj. Na základě poznatků z kapitoly 2.2.2 byly zvoleny různé časy výdrže pro každou ze zvolených teplot. Pro všechny slitiny hliníku podrobené umělému stárnutí totiž platí, že čím je teplota umělého stárnutí vyšší, tím dříve se dosáhne maximálních pevnostních hodnot dosažitelných při dané teplotě. Byly tedy zvoleny následující časy výdrže na teplotách:

- Pro 140 °C: 3, 6, 9 a 12 hodin,
- Pro 160 °C: 2, 4, 6 a 10 hodin,
- Pro 190 °C: 2, 4, 6 a 8 hodin.

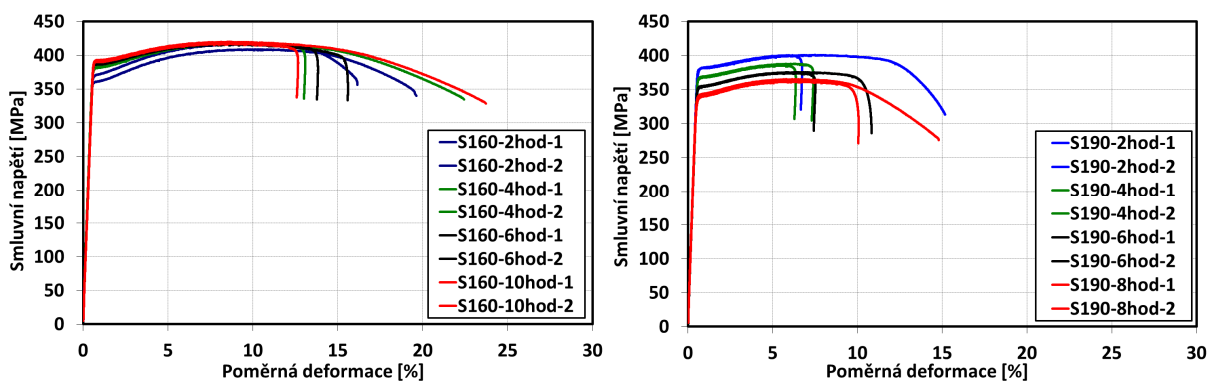
Zkušební tělesa tedy byla podrobena rozpouštěcímu žíhání a po ochlazení do vody byla vložena do pece vyhřáté na teplotu stárnutí. Po zvolené době výdrže byla z pece vyjmuta a po ochlazení na pokojovou teplotu byly provedeny zkoušky tahem. Pro každou kombinaci teploty a výdrže na teplotě byla zkoušena dvě tělesa. Záznamy tahových zkoušek těles po umělém stárnutí jsou na obr. 5.14 (vpravo) a 5.15. Vyhodnocené velikosti napěťových a deformačních charakteristik jsou v tab. 5.15 až 5.17.

Tab. 5.14 Výsledky zkoušky tahem materiál u EN AW-6082 po rozpouštěcím žíhání a ochlazení

Vzorek	Tepl. [°C]	D ₀ [mm]	D _u [mm]	L ₀ [mm]	L _U [mm]	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A _g [%]	A ₅ [%]	Z [%]
RŽ-20-1	20	9,99	7,04	50,00	61,98	110,7	255,4	17,3	24,0	50,3
RŽ 20-2	20	10,00	7,20	50,00	61,63	123,7	262,9	16,3	23,3	48,2
Průměr						117,2	259,2	16,8	23,6	49,2



Obr. 5.14 Záznamy tahových zkoušek materiálu EN AW-6082: Okamžitě po rozpouštěcím žhání (vlevo) a po umělém stárnutí na teplotě 140 °C (vpravo)



Obr. 5.15 Záznamy tahových zkoušek materiálu EN AW-6082 po umělém stárnutí: Na teplotě 160 °C (vlevo) a na teplotě 190 °C (vpravo)

Tab. 5.15 Výsledky zkoušky tahem materiálu EN AW-6082 po rozpouštěcím žhání, ochlazení do vody a stárnutí na 140 °C

Vzorek	Tepl. [°C]	D ₀ [mm]	D _u [mm]	L ₀ [mm]	L _U [mm]	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A _g [%]	A ₅ [%]	Z [%]
S140-3hod-1	20	9,99	7,65	50,00	58,19	296,5	371,2	10,0	16,4	41,4
S140-3hod-2	20	10,00	7,82	50,00	58,14	295,8	368,6	9,7	16,3	38,8
Průměr						296,1	369,9	9,8	16,3	40,1
S140-6hod-1	20	10,00	7,99	50,00	59,03	343,4	398,6	9,7	18,1	36,2
S140-6hod-2	20	9,99	8,05	50,00	58,54	344,3	399,2	10,3	17,1	35,1
Průměr						343,9	398,9	10,0	17,6	35,6
S140-9hod-1	20	9,99	8,64	50,00	57,88	362,7	416,2	9,4	15,8	25,2
S140-9hod-2	20	10,00	8,29	50,00	57,62	364,2	416,6	9,5	15,2	31,3
Průměr						363,4	416,4	9,5	15,5	28,2
S140-12hod-1	20	10,00	7,92	50,00	58,71	376,5	421,8	9,2	17,4	37,3
S140-12hod-2	20	9,99	8,25	50,00	58,65	369,0	415,3	9,1	17,3	31,8
Průměr						372,7	418,5	9,1	17,4	34,5

Tab. 5.16 Výsledky zkoušky tahem materiálu EN AW-6082 po rozpouštěcím žhání, ochlazení do vody a stárnutí na 160 °C

Vzorek	Tepl. [°C]	D ₀ [mm]	D _u [mm]	L ₀ [mm]	L _U [mm]	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A _g [%]	A ₅ [%]	Z [%]
S160-2hod-1	20	10,00	8,12	50,00	58,59	360,7	408,8	9,9	17,2	34,1
S160-2hod-2	20	9,98	8,09	50,00	58,06	369,4	416,8	8,9	16,1	34,3
Průměr						365,0	412,8	9,4	16,7	34,2
S160-4hod-1	20	10,00	7,67	50,00	58,81	381,9	417,8	9,4	17,6	41,2
S160-4hod-2	20	10,00	7,79	50,00	58,99	380,6	417,2	9,1	18,0	39,3
Průměr						381,3	417,5	9,3	17,8	40,2
S160-6hod-1	20	9,98	7,73	50,00	59,60	386,0	416,3	7,8	19,2	40,0
S160-6hod-2	20	10,00	7,65	50,00	58,95	387,4	418,9	8,5	17,9	41,5
Průměr						386,7	417,6	8,1	18,6	40,7
S160-10hod-1	20	10,00	7,65	50,00	58,96	392,0	420,0	8,0	17,9	41,5
S160-10hod-2	20	10,00	7,70	50,00	57,54	389,8	417,1	7,9	15,1	40,7
Průměr						390,9	418,6	7,9	16,5	41,1

Tab. 5.17 Výsledky zkoušky tahem materiálu EN AW-6082 po rozpouštěcím žhání, ochlazení do vody a stárnutí na 190 °C

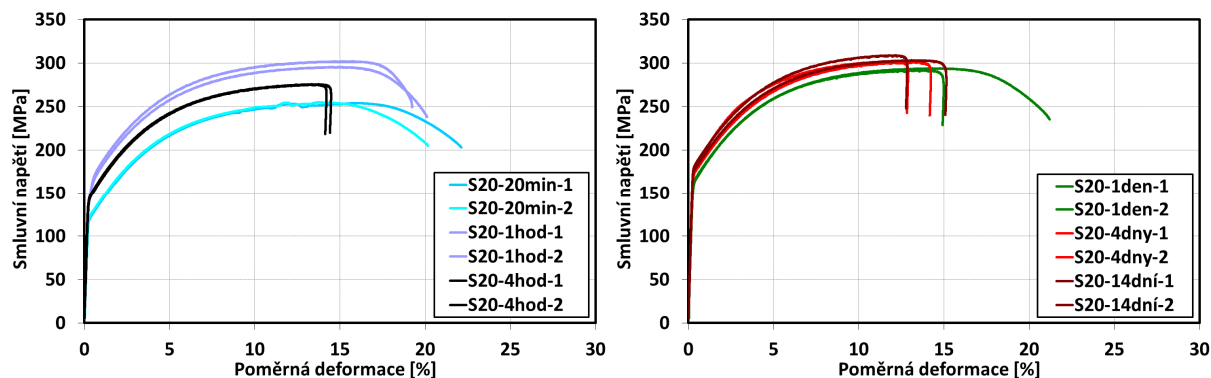
Vzorek	Tepl. [°C]	D ₀ [mm]	D _u [mm]	L ₀ [mm]	L _U [mm]	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A _g [%]	A ₅ [%]	Z [%]
S190-2hod-1	20	10,00	7,73	50,00	58,09	381,4	400,8	6,9	16,2	40,2
S190-2hod-2	20	9,97	7,75	50,00	55,42	381,3	400,3	5,3	10,8	39,6
Průměr						381,3	400,6	6,1	13,5	39,9
S190-4hod-1	20	10,00	7,63	50,00	56,25	366,1	385,5	5,1	12,5	41,8
S190-4hod-2	20	10,00	7,68	50,00	56,53	367,4	388,0	5,7	13,1	41,0
Průměr						366,7	386,7	5,4	12,8	41,4
S190-6hod-1	20	10,00	7,49	50,00	57,47	354,4	375,5	5,2	14,9	43,9
S190-6hod-2	20	9,99	7,41	50,00	56,77	353,5	374,3	5,4	13,5	45,0
Průměr						354,0	374,9	5,3	14,2	44,4
S190-8hod-1	20	9,99	7,47	50,00	56,81	341,3	365,3	5,3	13,6	44,1
S190-8hod-2	20	10,00	7,38	50,00	57,22	338,9	361,9	6,1	14,4	45,5
Průměr						340,1	363,6	5,7	14,0	44,8

V kapitole 4.1.1 se uvádí, že EN AW-6082 může být podroben nejen umělému, ale i přirozenému stárnutí. Kinetika rozpadu přesyceného tuhého roztoku při přirozeném stárnutí však nebyla pro daný materiál v dostupné literatuře nalezena. Není tedy známo, po jaké době přirozeného stárnutí bude dosaženo maximálních mechanických vlastností. Na základě kinetiky rozpadu přesyceného tuhého roztoku slitiny EN AW-6262 (tedy materiálu stejné třídy jako EN AW-6082) pro přirozené stárnutí (na obr. 2.12 vlevo) se lze domnívat, že k plnému přirozenému vystárnutí dojde přibližně mezi 10² a 10³ hodinami, tedy přibližně mezi 4 až 40 dny. Z důvodu přesnějšího popisu kinetiky přeměny byly zvoleny i kratší doby výdrže mimo uvedený interval:

- 20 minut, 1 a 4 hodiny, 1 den, 4 dny a 14 dní.

Zkušební tělesa tedy byla podrobena rozpouštěcímu žhání a po ochlazení do vody byla ponechána na pokojové teplotě a po zvolené době byly provedeny zkoušky tahem. Pro každý

případ byla zkoušena dvě tělesa. Záznamy tahových zkoušek těles po přirozeném stárnutí jsou na obr. 5.16 a vyhodnocené velikosti napěťových a deformačních charakteristik jsou v tab. 5.18.



Obr. 5.16 Záznamy tahových zkoušek materiálu EN AW-6082 po přirozeném stárnutí: Po dobu 20 minut až 4 hodiny (vlevo) a po dobu 1 den až 14 dní (vpravo)

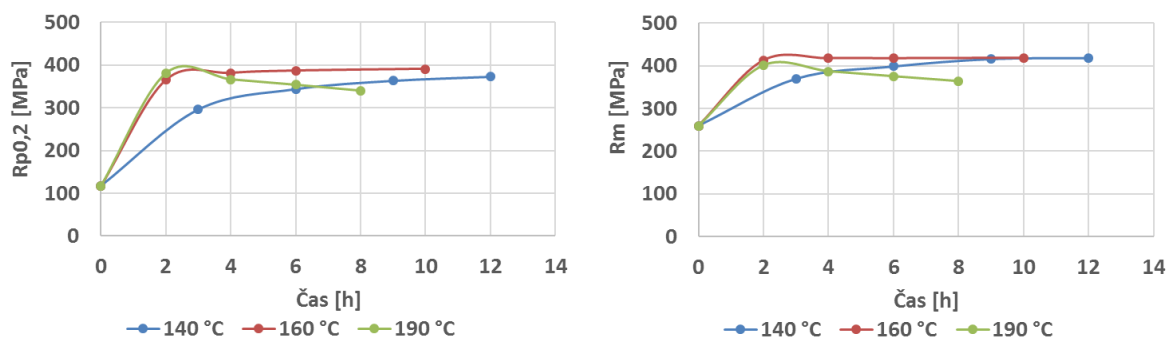
Tab. 5.18 Výsledky zkoušky tahem materiálu EN AW-6082 po rozpouštěcím žhání, ochlazení do vody a stárnutí při teplotě 20 °C

Vzorek	Tepl. [°C]	D ₀ [mm]	D _u [mm]	L ₀ [mm]	L _U [mm]	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A _g [%]	A ₅ [%]	Z [%]
S20-20min-1	20	10,00	7,23	50,00	59,90	123,8	254,0	15,6	19,8	47,7
S20-20min-2	20	9,98	7,31	50,00	59,39	127,5	254,7	13,3	18,8	46,4
Průměr						125,6	254,4	14,4	19,3	47,1
S20-1hod-1	20	9,98	7,24	50,00	60,77	157,6	295,4	14,5	21,5	47,4
S20-1hod-2	20	10,00	7,41	50,00	60,68	161,6	301,9	14,6	21,4	45,1
Průměr						159,6	298,6	14,6	21,5	46,2
S20-4hod-1	20	9,99	7,07	50,00	60,68	149,7	275,6	13,3	21,4	49,9
S20-4hod-2	20	9,99	7,35	50,00	61,04	148,2	275,4	13,2	22,1	45,9
Průměr						148,9	275,5	13,3	21,7	47,9
S20-1den-1	20	10,00	7,17	50,00	59,85	169,3	293,9	14,5	19,7	48,6
S20-1den-2	20	9,99	7,18	50,00	59,94	166,2	291,8	13,1	19,9	48,3
Průměr						167,7	292,8	13,8	19,8	48,5
S20-4dny-1	20	9,99	7,30	50,00	60,14	181,8	301,8	11,6	20,3	46,6
S20-4dny-2	20	9,99	7,34	50,00	59,92	176,6	301,1	12,2	19,8	46,0
Průměr						179,2	301,5	11,9	20,1	46,3
S20-14dní-1	20	10,00	7,37	50,00	60,08	181,1	303,2	12,7	20,2	45,7
S20-14dní-2	20	10,01	7,49	50,00	59,48	185,1	308,9	11,4	19,0	44,0
Průměr						183,1	306,0	12,0	19,6	44,8

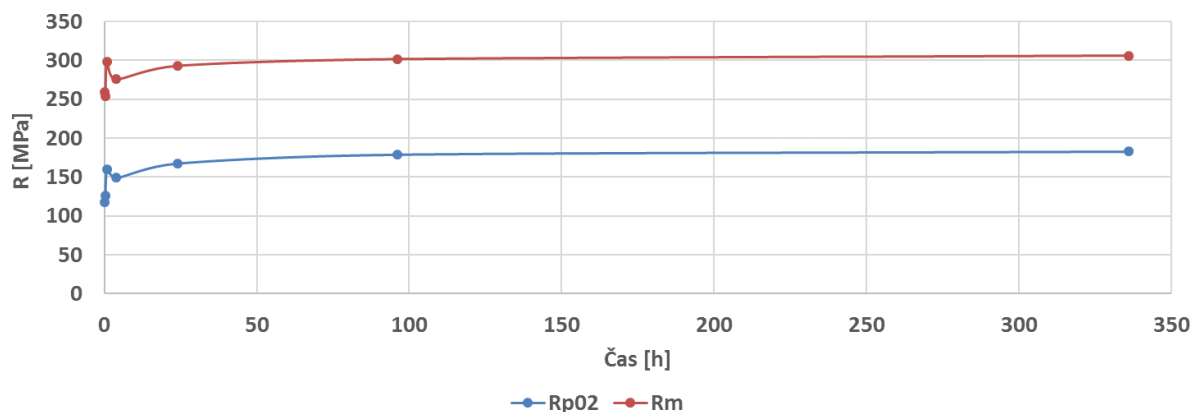
5.4 MĚŘENÍ KŘIVEK STÁRNUTÍ

Pro popis chování hliníkové slitiny EN AW-6082 během stárnutí bylo rozhodnuto o určení křivek kinetiky rozpadu přesyceného tuhého roztoku, které se také někdy nazývají křivkami stárnutí. Jak je zřejmé z kapitoly 2.2.2 (např. obr. 2.10, 2.11 či 2.12), tyto křivky nejčastěji vyjadřují změnu meze kluzu, nebo meze pevnosti na čase stárnutí. Vzhledem k tomu, že zmíněné veličiny byly pro materiál EN AW-6082 změřeny (jak je popsáno v kapitole 5.1.3), mohou být křivky stárnutí určeny. Na obr. 5.17 jsou křivky umělého stárnutí určené na základě průměrných hodnot smluvní meze kluzu a meze pevnosti uvedené v tabulkách 5.14 až

5.17. Obdobně byly určeny křivky přirozeného stárnutí (obr. 5.18), pro které byly využity průměrné hodnoty smluvní meze kluzu a meze pevnosti z tabulek 5.14 a 5.18.



Obr. 5.17 Křivky umělého stárnutí materiálu EN AW-6082



Obr. 5.18 Křivky přirozeného stárnutí materiálu EN AW-6082

Z obr. 5.17 a 5.18 je zřejmé, že hustota určených bodů pro stanovení kinetiky rozpadu přesyceného tuhého roztoku není dostatečná. Problematické úseky jsou především kratší výdrže na teplotách, kdy např. pro teplotu umělého stárnutí 190 °C jsou změřeny maximální hodnoty $R_{p0,2}$ a R_m již pro čas dvě hodiny. Je tedy možné, že maximální pevnosti je dosaženo už při časech kratších. Pro určení modelu chování hliníkových slitin při stárnutí pro účely numerických simulací je tedy žádoucí získat data popisující chování slitiny i při časech kratších než dvě hodiny.

Limitujícím faktorem je však cena měření. Pro určení křivek stárnutí z obr. 5.17 a 5.18 bylo nutné vyrobit celkem 38 kusů těles pro zkoušky tahem a tyto následně tepelně zpracovat. Bylo provedeno rozpouštěcí žíhání, na které musí přímo navazovat stárnutí. Vzhledem k tomu, že bylo prováděno stárnutí při třech úrovních teplot a nebyly k dispozici tři žíhací pece, bylo nutné provést rozpouštěcí žíhání třikrát. Pokud budeme uvažovat i čas potřebný na ohřev pece na požadovanou teplotu, byla žíhací pec v činnosti celkem přes 47 hodin. Do ceny měření se tedy musí zahrnout nejen cena vlastní zkoušky tahem, ale též cena materiálu, cena výroby vzorků a náklady na tepelné zpracování. Vzhledem k tomu, že jedním z cílů dizertační práce je uplatnitelnost získaných poznatků v průmyslové praxi např. při měření vlastností dalších hliníkových slitin, bylo rozhodnuto ověřit, jestli je nutné takto nákladná měření provádět a případně nalézt levnější způsob získání vstupních parametrů numerických simulací.

Užitečná by mohla být informace, kterou uvádí např. Veles [108], a to že existuje vztah mezi tvrdostí hliníku a jeho mechanickými vlastnostmi: Při vtlačování indentoru do povrchu zkoušeného kovu probíhá plastická deformace a tuto skutečnost můžeme využít tak, že hodnoty naměřené tvrdosti využijeme k přibližnému určení jiných mechanických vlastností, které jsou definovány podobnými charakteristikami plastické deformace a zpevnování.

Uvedené skutečnosti se nejčastěji využívá při určování hodnoty meze pevnosti v tahu. V tomto případě byl nalezen přibližně lineární průběh závislosti mezi hodnotou R_m a hodnotou tvrdosti podle Vickerse, či podle Brinella. Druhou z uvedených závislostí můžeme vyjádřit rovnicí ve tvaru (5.2): [108]

$$R_m = c \cdot HB \quad (5.2)$$

kde c je součinitel, který je konstantní jen pro konkrétní materiál a určitý rozsah pevností a tvrdostí. Při jeho určování se též musí uvažovat možný rozdíl ve vlastnostech povrchu zkoušeného materiálu a jeho vnitřního objemu (způsobený např. oxidací, oduhličením, rozdílnou strukturou apod.). Rozsah empiricky zjištěných hodnot součinitele c pro hliníkové slitiny uvádějí shodně Veles [108] i Pokluda [93] v intervalu $\langle 3,4; 4,4 \rangle$.

Hodnota součinitele c pro materiál EN AW-6082 a pro vztah mezi R_m a HV nebyla v dostupné literatuře nalezena, a proto bylo rozhodnuto, že bude určena. V tab. 5.19 až 5.24 jsou uvedeny výsledky měření tvrdosti, které byly provedeny na zkušebních tyčích pro tahové zkoušky okamžitě po provedení zkoušky tahem. Tvrdost byla zkoušena na čelech zkušebních tyčí, tedy v místech, která neprošla plastickou deformací. Na každé tyči byly provedeny tři vpichy a byla určena průměrná hodnota tvrdosti. U těchto hodnot tvrdosti jsou v tabulkách uvedeny i odpovídající průměrné výsledky tahových zkoušek z tabulek 5.12 až 5.18.

Tab. 5.19 Výsledky měření tvrdosti vzorku materiálu EN AW-6082 v základním stavu s odpovídajícími výsledky zkoušek tahem

Čas [min]	HV10			HV10 průměr	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A_g [%]	A_5 [%]
-	115,8	114,4	113,5	114,6	359,8	382,5	5,9	13,3

Tab. 5.20 Výsledky měření tvrdosti vzorku materiálu EN AW-6082, stav po provedení rozpouštěcího žihání při 520 °C

Čas [min]	HV10			HV10 průměr	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A_g [%]	A_5 [%]
-	59,6	59,2	59,7	59,5	117,2	259,2	16,8	23,6

Tab. 5.21 Výsledky měření tvrdosti vzorku materiálu EN AW-6082, stárnutí při 140 °C

Čas [min]	HV10			HV10 průměr	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A_g [%]	A_5 [%]
180	104,2	104,7	105,3	104,7	296,1	369,9	9,8	16,3
360	109,1	112,6	109,8	110,5	343,9	398,9	10,0	17,6
540	119,4	119,3	117,9	118,9	363,4	416,4	9,5	15,5
720	121,3	120,2	120,3	120,6	372,7	418,5	9,1	17,4

Tab. 5.22 Výsledky měření tvrdosti vzorku materiálu EN AW-6082, stárnutí při 160 °C

Čas [min]	HV10			HV10 průměr	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A_g [%]	A_5 [%]
120	117,0	118,0	117,5	117,5	365,0	412,8	9,4	16,7
240	118,6	119,7	120,5	119,6	381,3	417,5	9,3	17,8
360	121,7	122,2	120,4	121,4	386,7	417,6	8,1	18,6
600	121,7	124,8	123,5	123,3	390,9	418,6	7,9	16,5

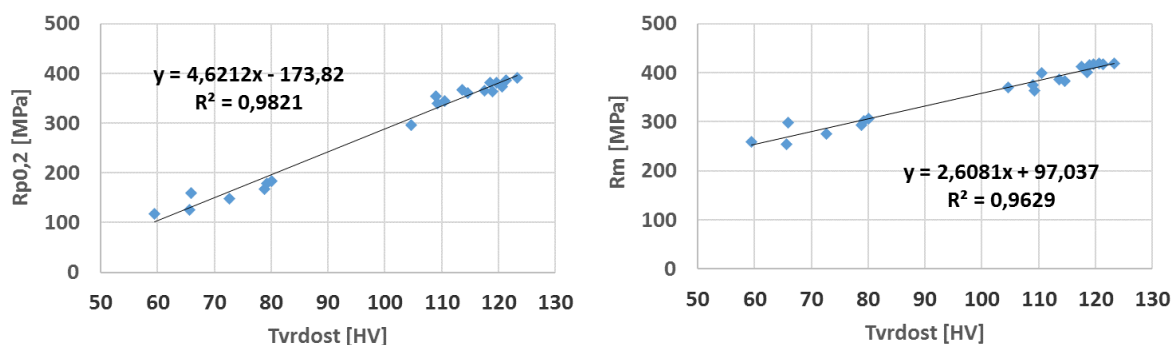
Tab. 5.23 Výsledky měření tvrdosti vzorku materiálu EN AW-6082, stárnutí při 190 °C

Čas [min]	HV10			HV10 průměr	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A _g [%]	A ₅ [%]
120	120,0	118,8	117,1	118,6	381,3	400,6	6,1	13,5
240	113,3	113,6	113,9	113,6	366,7	386,7	5,4	12,8
360	108,7	109,4	108,9	109,0	354,0	374,9	5,3	14,2
420	109,3	108,5	110,0	109,3	340,1	363,6	5,7	14,0

Tab. 5.24 Výsledky měření tvrdosti vzorku materiálu EN AW-6082, stárnutí při 20 °C

Čas	HV10			HV10 průměr	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A _g [%]	A ₅ [%]
20 min	65,6	66,0	65,5	65,7	125,6	254,4	14,4	19,3
1 h	66,4	65,7	65,6	65,9	159,6	298,6	14,6	21,5
4 h	72,9	71,6	73,6	72,7	148,9	275,5	13,3	21,7
1 d	77,4	79,6	79,7	78,9	167,7	292,8	13,8	19,8
4 d	78,7	80,5	78,7	79,3	179,2	301,5	11,9	20,1
14 d	80,8	80,2	79,3	80,1	183,1	306,0	12,0	19,6

Na obr. 5.19 jsou závislosti mezi kluzu a pevnosti na tvrdosti podle Vickerse pro materiál EN AW-6082. Pro konstrukci grafu byla použita data z tab. 5.19 až 5.24.



Obr. 5.19 Závislost meze kluzu materiálu EN AW-6082 na tvrdosti (vlevo) a meze pevnosti na tvrdosti (vpravo)

Hodnoty vynesené do grafů byly proloženy lineárními regresními funkcemi, na základě jejichž rovnic je možné určit závislost R_{p0,2} na HV ve tvaru rovnice (5.3) se spolehlivostí R² = 0,9821. Dále je možné také určit závislost R_m na HV ve tvaru rovnice (5.4) se spolehlivostí R² = 0,9629. Uvedené závislosti platí pro vyhodnocované stavy materiálu.

$$R_{p0,2} = 4,62 \cdot HV - 173,82 \quad (5.3)$$

$$R_m = 2,61 \cdot HV + 97,04 \quad (5.4)$$

Vzhledem k nalezeným závislostem s vysokými hodnotami spolehlivosti je možné učinit závěr, že pro sestavení křivek umělého stárnutí není nutné provádět nákladné zkoušky tahem, ale postačující bude provedení měření tvrdosti. Křivky stárnutí pak mohou být vykresleny přímo jako závislost tvrdosti na čase stárnutí.

Jak již bylo uvedeno, pro určení modelu chování hliníkových slitin při stárnutí pro účely numerických simulací je žádoucí získat data popisující chování slitiny i při časech kratších než dvě hodiny. Z důvodu co největšího snížení ceny experimentů bylo rozhodnuto o vytvoření zkušebních tělísek ze zbytků tyčových polotovarů zakoupených pro výrobu zkušebních tyčí pro zkoušky tahem. Tělíska pro zkoušky tvrdosti měla průměr 18 mm

a tloušťku 10 mm. Tělíska byla podrobena stejně jako zkušební tyče pro zkoušku tahem rozpouštěcímu žhání, ochlazení do vody a přirozenému či umělému stárnutí na různých teplotách. Byla vždy vložena do pece vyhřáté na požadovanou teplotu a po zvolené době výdrže byla z pece vyjmuta. Po ochlazení na pokojovou teplotu byly vzorky očištěny jemným smirkovým papírem a následně byly na povrchu vzorku provedeny zkoušky tvrdosti podle Vickerse. Pro každou kombinaci teploty a výdrže na teplotě byly na tělísku provedeny tři vpichy a byla určena průměrná hodnota tvrdosti. Záznamy zkoušek tvrdosti jsou v tab. 5.25 až 5.27. Bylo rozhodnuto, že z kontrolních důvodů bude provedeno měření tvrdosti na vzorcích, které prošly stejným režimem tepelného zpracování jako některé zkušební tyče pro zkoušku tahem. Konkrétně se jedná o tyto režimy:

- Okamžitě po provedení rozpouštěcího žhání. Průměrná hodnota tvrdosti v tab. 5.25 je při srovnání s hodnotou v tab. 5.19 vyšší o 3,7 %.
- Výdrž 120 minut na teplotě 160 °C. Průměrná hodnota tvrdosti v tab. 5.26 je při srovnání s ekvivalentní hodnotou z tab. 5.22 vyšší o 1,2 %.
- Výdrž 120 minut na teplotě 190 °C. Průměrná hodnota tvrdosti v tab. 5.27 je při srovnání s ekvivalentní hodnotou v tab. 5.23 vyšší o 1,9 %.

Vzhledem k malým odchylkám hodnot tvrdosti při měření na kontrolních vzorcích je možné učinit závěr, že pro konstrukci křivek stárnutí je možné použít zároveň hodnoty z tabulek 5.20 až 5.27. Na obr. 5.20 jsou křivky umělého stárnutí materiálu EN AW-6082 a na obr. 5.21 jsou křivky přirozeného stárnutí materiálu EN AW-6082.

Tab. 5.25 Výsledky doměření tvrdosti materiálu EN AW-6082, stav po provedení rozpouštěcího žhání při 520 °C

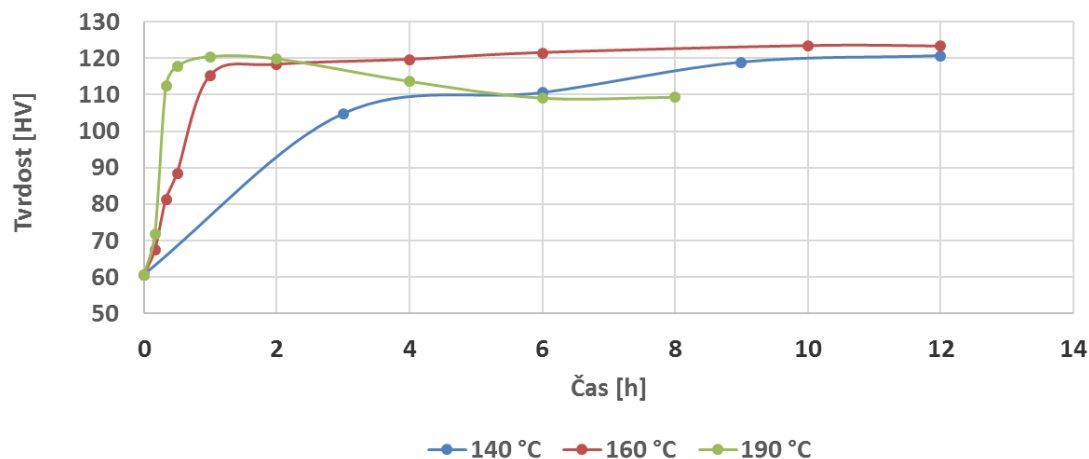
Čas [min]	HV10			HV10 průměr
-	62,2	61,4	61,6	61,7

Tab. 5.26 Výsledky doměření tvrdosti materiálu EN AW-6082, stárnutí při 160 °C

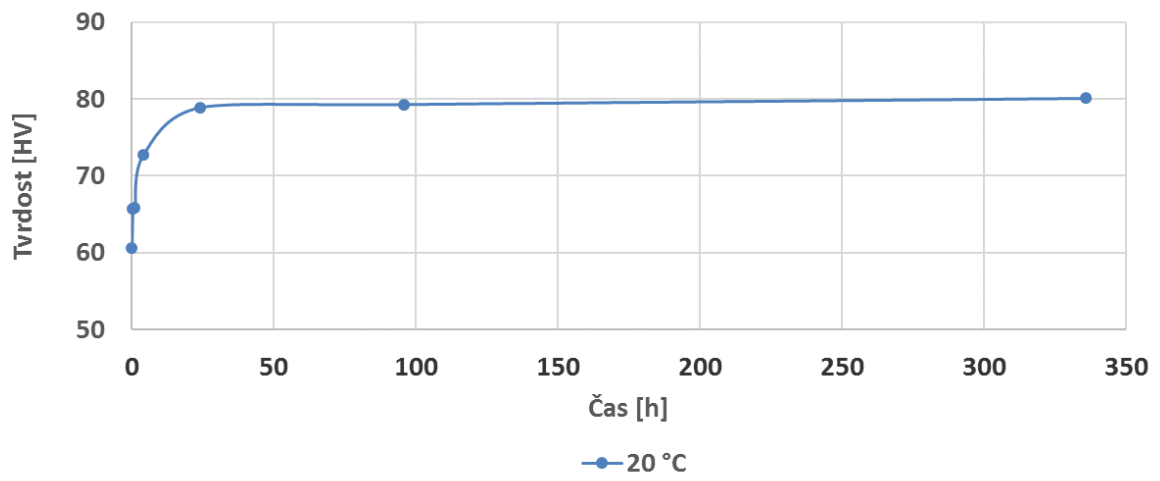
Čas [min]	HV10			HV10 průměr
10	66,9	67,1	68,5	67,5
20	83,5	78,6	81,7	81,3
30	87,7	88,9	88,6	88,4
60	115,4	115,9	114,4	115,2
120	119,5	119,1	118,2	118,9
720	123,2	122,6	123,9	123,2

Tab. 5.27 Výsledky doměření tvrdosti materiálu EN AW-6082, stárnutí při 190 °C

Čas [min]	HV10			HV10 průměr
10	71,4	72,3	71,4	71,7
20	112,3	113,1	111,5	112,3
30	117,5	119,7	116,1	117,8
60	120,3	120,1	120,8	120,4
120	121,7	120,4	120,7	120,9



Obr. 5.20 Křivky umělého stárnutí materiálu EN AW-6082



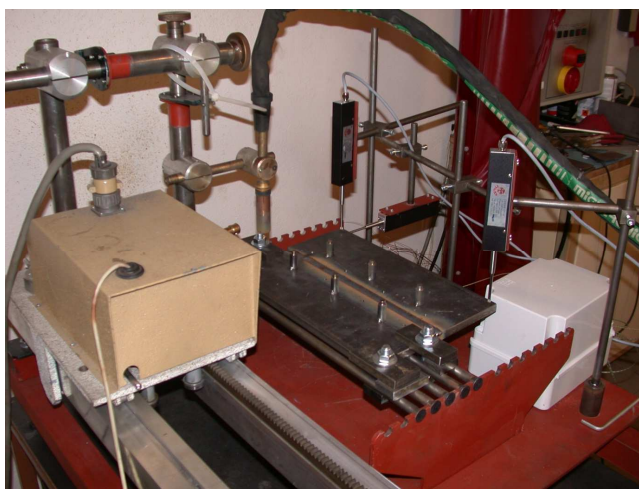
Obr. 5.21 Křivka přirozeného stárnutí materiálu EN AW-6082

6 EXPERIMENTY PRO VYUŽITÍ V NUMERICKÝCH SIMULACÍCH

V kapitole jsou popsány provedené svařovací experimenty a experimenty tepelného zpracování, jejichž cílem bylo získat data pro kalibraci a validaci numerických simulací.

6.1 SVAŘOVACÍ EXPERIMENTY

Svařovací experimenty byly prováděny na pracovišti na obr. 6.1. Součástí pracoviště je upínací přípravek, který se vyznačuje liniovým stykem se vzorkem, čímž je možné při počítačové simulaci zanedbat přestup tepla do přípravku a uvažuje se pouze přestup tepla do klidného vzduchu. V průběhu svařování se měří vývoj deformace pomocí tří LVDT snímačů.



Obr. 6.1 Pracoviště pro experimentální svařování hliníkových slitin [79]

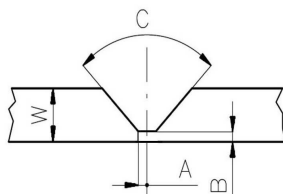
Pro svařování vzorků z hliníkových slitin byla zvolena technologie 131, tedy obloukové svařování tavící se elektrodou v inertním plynu (MIG). Značnou výhodou technologie MIG je, že umožňuje relativně velkou míru automatizace. Jak vedení hořáku, tak podávání přídavného materiálu je řízeno automaticky. Tímto je minimalizován vliv lidské chyby na plynulost svařovacího procesu a z hlediska počítačové simulace není nutné uvažovat např. kolísání rychlosti svařování.

Z důvodu minimalizování množství proměnných veličin při provádění experimentu bylo dále rozhodnuto, že svařování bude prováděno bez předehřevu. Jak je uvedeno v kapitole 2.3.5, předehřev zvětšuje šířku TOO a může snížit velikost mechanických vlastností svarových spojů některých slitin. Především u vytvrditelných slitin může předehřev způsobit tzv. přestárnutí, tedy pokles pevnostních vlastností.

Pro všechny svařovací experimenty se používal svařovací zdroj BDH 550 Puls Syn. Posuv hořáku byl zajištěn pomocí lineárního automatu. Úhel nastavení hubice hořáku byl 90° jak ve směru svařování, tak i ve směru kolmém na směr svařování. Složení ochranného plynu bylo 70 % Ar a 25 % He. V kapitole 2.4 jsou uvedeny doporučené parametry pro svařování hliníkových plechů technologií 131. Pro zvolenou tloušťku plechu a průměr svařovacího drátu má doporučený svařovací proud rozsah 180 až 300 A a napětí 24 až 29 V. V kapitole 4.1.3 jsou uvedeny svařovací parametry doporučené výrobcem přídavného materiálu. Pro zvolený průměr přídavného materiálu jsou doporučeny hodnoty proudu 140 až 260 A a napětí 20 až 29 V. Z průniku uvedených rozsahů vyplývá, že při svařovacích experimentech by se mělo svařovat proudy v rozsahu 180 až 260 A a napětím 24 až 29 V.

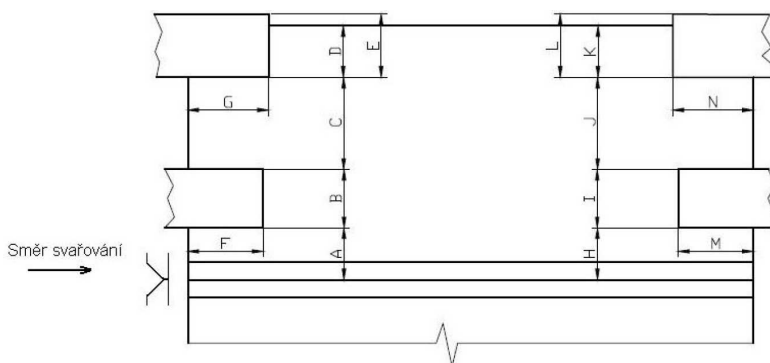
Polotovary tloušťky 15 mm o rozměrech 350 x 200 mm pro svařovací experimenty byly řezány mechanicky z plechu. Do plechů byla vyfrézována drážka, jejíž geometrie je na obr.

6.2 Úhel rozevření drážky C je 60° , dolní šířka drážky je 1,5 mm, tedy $A = 0,75$ mm, rozměr $B = 2$ mm a rozměr $W = 15$ mm. Uvedená geometrie byla zvolena, aby došlo k minimalizování nepředvídatelných jevů jako je např. nepřesné provedení stehů, protavení kořenové housenky apod.



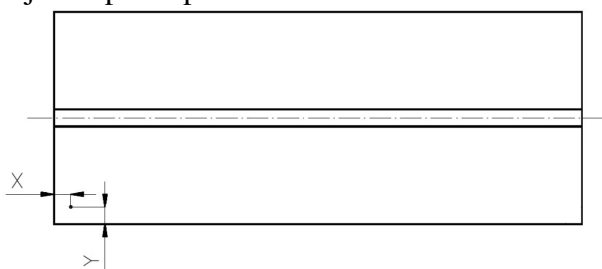
Obr. 6.2 Geometrie drážky [80]

Způsob upnutí svařovaných desek byl zvolen jako tuhý za pomoci upínek s plošným dotykem. Schematické znázornění míst dotyku upínek se vzorky je na obr. 6.3. Velikosti jednotlivých zakótovaných rozměrů se u každého z provedených experimentů mírně lišily, a proto budou uvedeny jednotlivě u detailních popisů každého z experimentů.



Obr. 6.3 Geometrie upnutí svařovaných desek [80]

Na obr. 6.4 Je schematické znázornění umístění polohových čidel. Velikosti jednotlivých zakótovaných rozměrů se stejně jako u geometrie upnutí u každého z provedených experimentů mírně lišily, a proto budou uvedeny jednotlivě u detailních popisů každého z experimentů v následujících podkapitolách.



Obr. 6.4 Umístění polohových čidel LVDT snímačů

U některých vzorků bylo následně provedeno vytvoření makrovýbrusů pro určení velikosti natavené a tepelně ovlivněné oblasti. Na těchto vzorcích bylo následně provedeno měření tvrdosti. Měření bylo provedeno v souladu s normou ČSN EN ISO 9015-1 Destruktivní zkoušky svarů kovových materiálů – Zkoušení tvrdosti – Část 1: Zkouška tvrdosti spojů svařovaných obloukovým svařováním [27] a dále v souladu s normou ČSN EN ISO 6507-1 Kovové materiály – Zkouška tvrdosti podle Vickerse – Část 1: Zkušební metoda. [24]

Pro každý zvolený experiment byla na metalografických výbrusech provedena zkouška tvrdosti HV 10. Jednotlivé výbrusy byly vybrány tak, aby bylo možné určit ovlivnění základního a přídavného materiálu vždy další navařenou housenkou.

6.1.1 Svařovací experiment 5083-1

Svařovací experiment 5083-1 byl proveden s polotovary z materiálu EN AW-5083 H111 a detailně je popsán ve zprávách Třívrstvý testovací tupý svar Al 5083 – č. 1 [80] a Měření tvrdosti HV 10 v základním materiálu, TOO a ve svarovém kovu u třívrstvého svaru z materiálu Al5083 [76]. Velikosti zakótovaných rozměrů umístění upínek z obr. 6.3 následují. K upnutí bylo použito dvou upínek, velikost nezakótovaných rozměrů je tedy rovna nule.

A = 60,2 mm; B = 39,8 mm; F = 9,8 mm;
H = 43,6 mm; I = 33,5 mm; M = 15,6 mm.

Velikosti zakótovaných rozměrů umístění polohových čidel z obr. 6.4 následují. Bylo použito celkem tří polohových čidel.

Snímač č. 1: X1 = 7,6 mm; Y1 = 5,3 mm;
Snímač č. 2: X2 = 174,1 mm; Y2 = 5,9 mm;
Snímač č. 3: X3 = 342,7 mm; Y3 = 6,2 mm;

Během svařovacího experimentu došlo k vytvoření třívrstvého svaru. Pro svaření housenek byl nastaven synergický režim s programem svářečky P28. Způsob přenosu kovu byl v bezkratové sprchové oblasti. Nastavované svařovací parametry jsou v tab. 6.1 a skutečné svařovací parametry monitorované během procesu jsou v tab. 6.2.

Tab. 6.1. Nastavované svařovací parametry během svařování experimentu 5083-1

Housenka	I_n [A]	v_{sn} [m.min ⁻¹]	B [mm]
Kořenová	228	0,40	5
Výplňová	238	0,36	11,5
Krycí	245	0,30	13,5

Kde: - I_n [A]: Nastavovaný svařovací proud
- v_{sn} [m.min⁻¹]: Nastavovaná rychlost svařování
- B [mm]: Vzdálenost kontaktní špičky od horní hrany plechu

Tab. 6.2. Skutečné svařovací parametry během svařování experimentu 5083-1

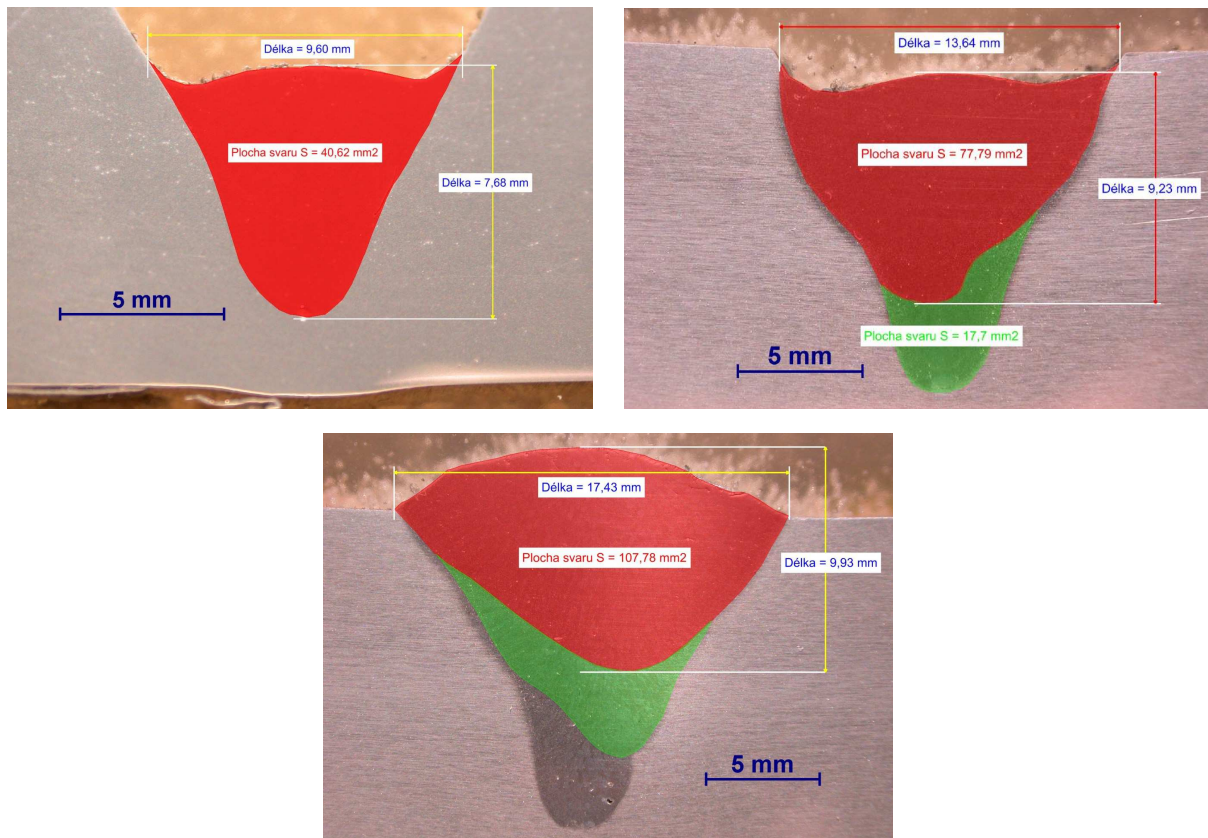
Housenka	I [A]	U [V]	v_s [m.min ⁻¹]	v_p [m.min ⁻¹]	Průtok plynu [l.min ⁻¹]
Kořenová	233,1	27,4	0,412	12,869	26
Výplňová	237,1	28,2	0,369	13,466	26
Krycí	246,7	28,6	0,344	13,945	26

Kde: - I [A]: Svařovací proud
- U [V]: Svařovací napětí
- v_s [m.min⁻¹]: Rychlost svařování
- v_p [m.min⁻¹]: Rychlost podávání drátu

Skutečná délka kořenové housenky byla 342 mm, tedy téměř po celé délce plechu. Délka výplňové housenky byla 278 mm a délka krycí housenky 203 mm. Toto umožnilo výrobu makrovýbrusu pro každou z housenek a změřit rozměry natavených oblastí. Rozměry housenek a natavených oblastí pro tvorbu modelu výpočtové sítě a modelu tepelného zdroje jsou v tab. 6.3 a makrovýbrusy jsou na obr. 6.5.

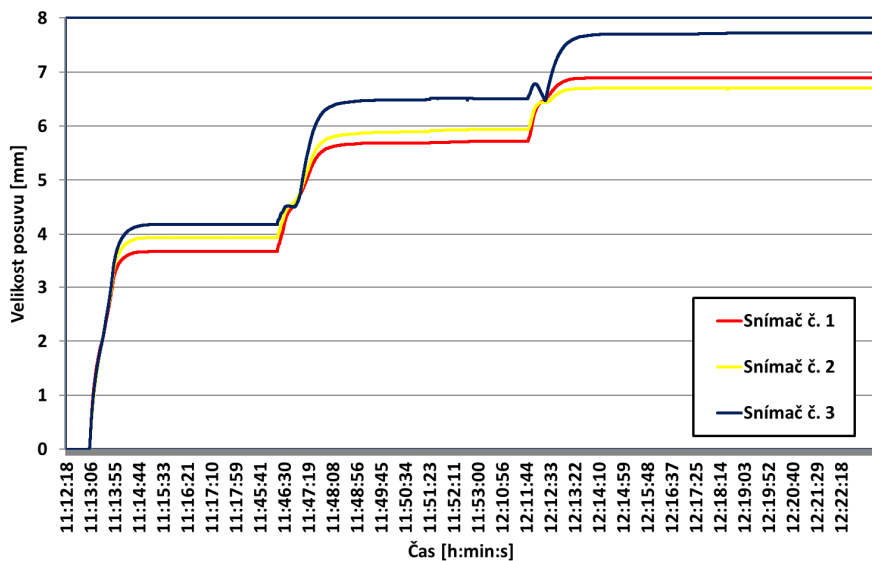
Tab. 6.3 Rozměry získané z makrovýbrusů experimentu 5083-1

Housenka	Plocha návaru [mm ²]	Plocha natavené oblasti [mm ²]	Šířka natavené oblasti [mm]	Hloubka natavené oblasti [mm]
Kořenová	35,3	40,6	9,6	7,7
Výplňová	41,3	77,8	13,6	9,2
Krycí	45,9	107,8	17,4	9,9



Obr. 6.5 Makrovýbrusy housenek experimentu 5083-1, červeně: kořenová (vlevo nahoře), výplňová (vpravo nahoře) a krycí (dole) [80]

Velikosti posuvů změřené pomocí polohových čidel umístěných v definovaných bodech jsou na obr. 6.6. V tab. 6.4 jsou pak hodnoty deformací během svařování. Jako „Posuv“ jsou označeny hodnoty měřené jednotlivými snímači od začátku svařování a jako „Přírůstek“ jsou označeny velikosti změny deformace určené jako rozdíl hodnoty deformace po svaření dané housenky a deformace po svaření předchozí housenky.



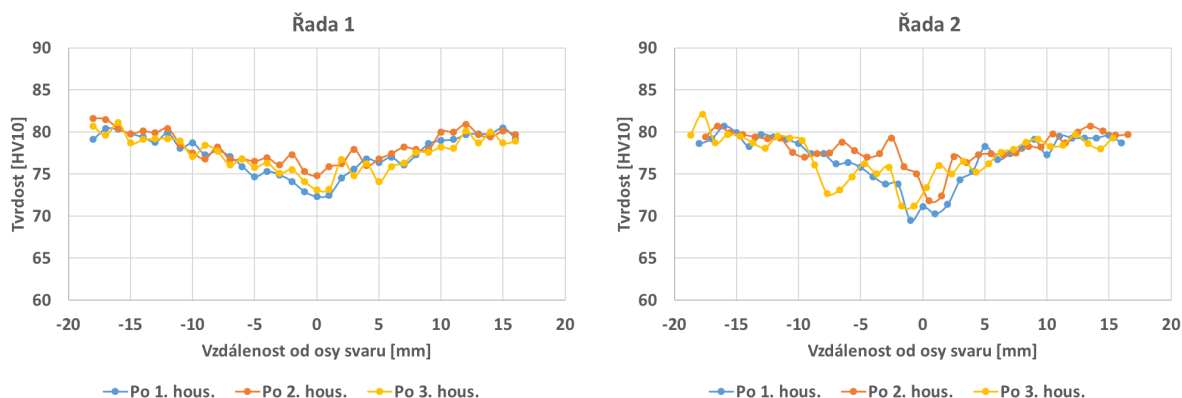
Obr. 6.6 Posuvy definovaných bodů při experimentu 5083-1

Tab. 6.4 Deformace během svařování experimentu 5083-1

Housenka	Snímač č. 1		Snímač č. 2		Snímač č. 3	
	Posuv [mm]	Přírůstek [mm]	Posuv [mm]	Přírůstek [mm]	Posuv [mm]	Přírůstek [mm]
Kořenová	3,685	3,685	3,940	3,940	4,180	4,180
Výplňová	5,720	2,035	5,935	1,995	6,505	2,325
Krycí	6,895	1,175	6,705	0,770	7,720	1,215

Pro každý metalografický výbrus z obr. 6.5 byly provedeny zkoušky tvrdosti HV 10. První řada vtisků byla vždy vzdálena 1,5 mm od spodní hrany vzorku a každá další řada byla vzdálena 2 mm od předchozí řady. Na výbrusu na obr. 6.3 vlevo nahoře (s kořenovou housenkou) byly provedeny celkem čtyři řady vtisků, na výbrusu z obr. 6.5 vpravo nahoře (s výplňovou housenkou) šest řad vtisků a na výbrusu z obr. 6.5 dole (s krycí housenkou) sedm řad vtisků. Vzdálenost mezi středy vtisků byla 1 mm a každá řada se skládala z 35 vtisků, došlo tedy ke změření tvrdosti na vzdálenosti 34 mm. Na obr. 6.7 až 6.10 je grafické znázornění hodnot tvrdosti.

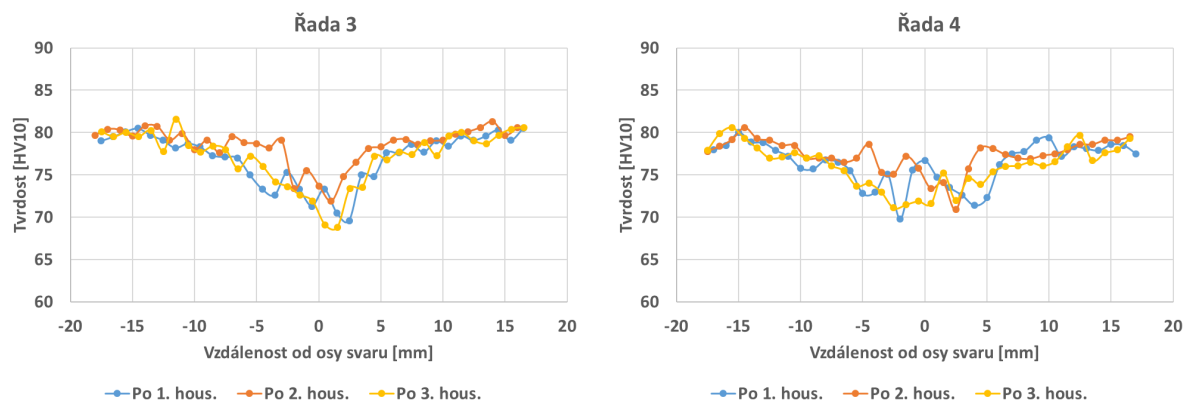
Na základě měření tvrdosti před svařováním byla určena tvrdost základního materiálu jako 81 ± 2 HV. Jako hodnota tvrdosti základního materiálu pro vyhodnocení šířky TOO byla zvolena její spodní hranice, tedy $81 - 2 = 79$ HV. Na základě měření tvrdosti po svaření byla určena polovina šířky TOO jako vzdálenost od osy svaru k místu vpichu, kde bylo poprvé dosaženo tvrdosti alespoň 79 HV. Uvedené vzdálenosti určené z hodnot na obr. 6.7 až 6.10 vlevo od osy svaru jsou označeny jako G_1 , vpravo od osy svaru jako G_2 a průměrná hodnota jako G a jsou zaneseny v tab. 6.5 až 6.7.



Obr. 6.7 Tvrdost HV10 po provedení experimentu 5083-1: vlevo v řadě 1 a vpravo v řadě 2

Tab. 6.5 Vzdálenosti od osy svaru k místu, kde bylo dosaženo tvrdosti základního materiálu

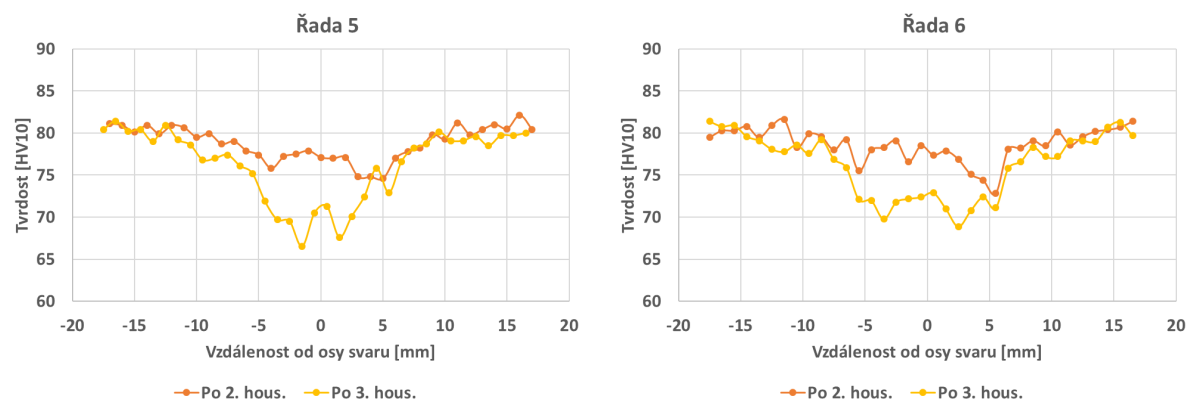
Řada	Housenka	G_1 [mm]	G_2 [mm]	G [mm]
1	1.	12,0	10,0	11,0
	2.	12,0	10,0	11,0
	3.	12,0	12,0	12,0
2	1.	11,0	9,0	10,0
	2.	11,5	10,5	11,0
	3.	9,7	9,3	9,5



Obr. 6.8 Tvrđost HV10 po provedení experimentu 5083-1: vlevo v řadě 3 a vpravo v řadě 4

Tab. 6.6 Vzdálenosti od osy svaru k místu, kde bylo dosaženo tvrdosti základního materiálu

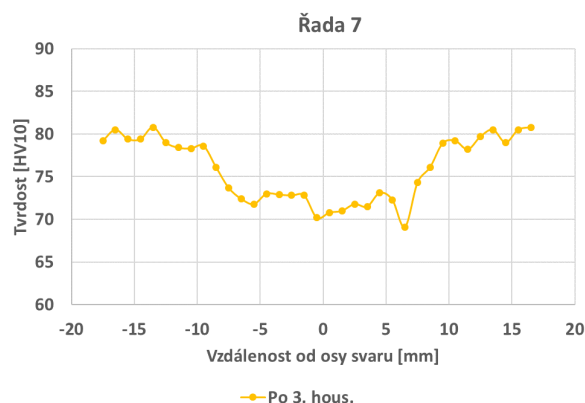
Řada	Housenka	G ₁ [mm]	G ₂ [mm]	G [mm]
3	1.	12,5	11,5	12,0
	2.	9,0	6,0	7,5
	3.	11,5	10,5	11,0
4	1.	15,0	9,0	12,0
	2.	12,5	14,5	13,5
	3.	14,5	12,5	13,5



Obr. 6.9 Tvrđost HV10 po provedení experimentu 5083-1: vlevo v řadě 5 a vpravo v řadě 6

Tab. 6.7 Vzdálenosti od osy svaru k místu, kde bylo dosaženo tvrdosti základního materiálu

Řada	Housenka	G ₁ [mm]	G ₂ [mm]	G [mm]
5	2.	7,0	9,0	8,0
	3.	11,5	9,5	10,5
6	2.	6,5	8,5	7,5
	3.	8,5	11,5	10,0
7	3.	12,5	10,5	11,5



Obr. 6.10 Tvrdost HV10 po provedení experimentu 5083-1 v řadě 7

6.1.2 Svařovací experiment 5083-2

Svařovací experiment 5083-2 byl proveden s polotovarý z materiálu EN AW-5083 H111 a detailně je popsán ve zprávě Třívrstvý testovací tupý svar Al 5083 – č. 2 [81]. Velikosti zakótovaných rozměrů umístění upínek z obr. 6.3 následují. K upnutí bylo použito dvou upínek, velikost nezakótovaných rozměrů je tedy rovna nule.

A = 61,3 mm; B = 38,7 mm; F = 14,6 mm;
H = 42,8 mm; I = 33,5 mm; M = 17,2 mm.

Velikosti zakótovaných rozměrů umístění polohových čidel z obr. 6.4 následují. Bylo použito celkem tří polohových čidel.

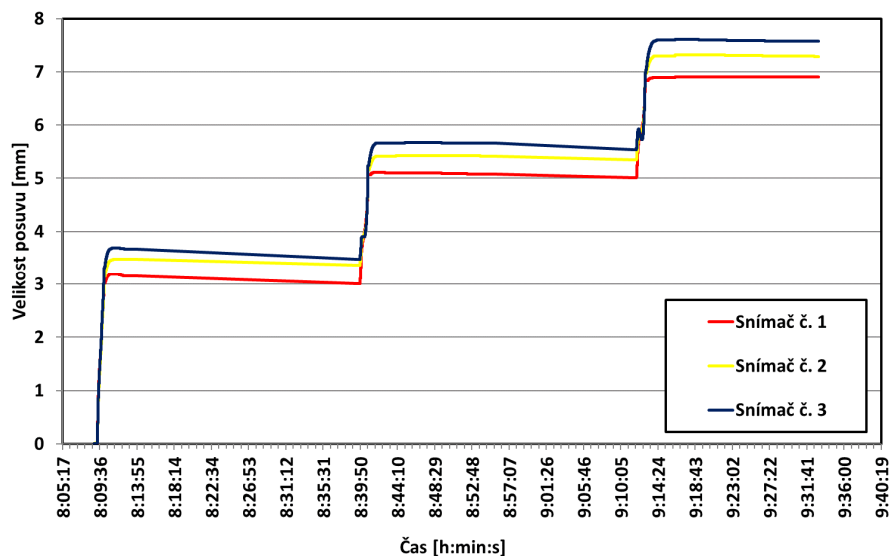
Snímač č. 1: X1 = 8,3 mm; Y1 = 5,8 mm;
Snímač č. 2: X2 = 176,7 mm; Y2 = 6,4 mm;
Snímač č. 3: X3 = 343,2 mm; Y3 = 6,1 mm;

Během svařovacího experimentu došlo k vytvoření třívrstvého svaru. Pro svaření housenek byl nastaven synergický režim s programem svářečky P28. Způsob přenosu kovu byl v bezzkratové sprchové oblasti. Nastavované svařovací parametry byly stejné jako při experimentu 5083-1, rozdíl však spočíval v tom, že housenky byly svařeny po celé délce úkosu. Skutečné svařovací parametry monitorované během procesu jsou v tab. 6.8.

Tab. 6.8 Skutečné svařovací parametry během svařování experimentu 5083-2

Housenka	I [A]	U [V]	v_s [m.min ⁻¹]	v_p [m.min ⁻¹]	Průtok plynu [l.min ⁻¹]
Kořenová	227,3	27,5	0,411	12,933	26
Výplňová	236,3	28,2	0,372	13,507	26
Krycí	247,3	28,6	0,349	13,978	26

Velikosti posuvů změřené pomocí polohových čidel umístěných v definovaných bodech jsou na obr. 6.11. V tab. 6.9 jsou hodnoty deformací během svařování: Hodnoty měřené jednotlivými snímači od začátku svařování a velikosti změny deformace.



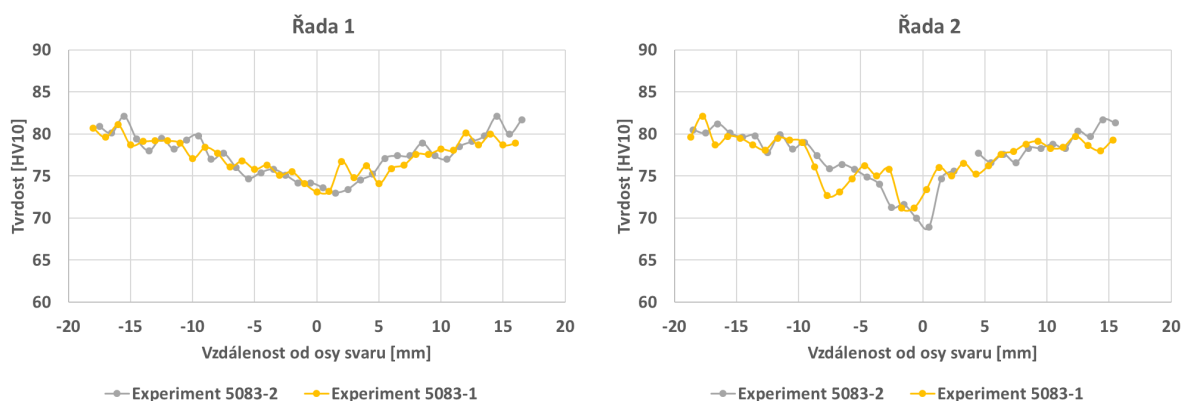
Obr. 6.11 Posuvy definovaných bodů při experimentu 5083-2

Tab. 6.9 Deformace během svařování experimentu 5083-2

Housenka	Snímač č. 1		Snímač č. 2		Snímač č. 3	
	Posuv [mm]	Přírůstek [mm]	Posuv [mm]	Přírůstek [mm]	Posuv [mm]	Přírůstek [mm]
Kořenová	3,150	3,150	3,480	3,480	3,670	3,670
Výplňová	5,080	1,930	5,415	1,935	5,655	1,985
Krycí	6,900	1,820	7,285	1,870	7,580	1,925

Po svaření vzorku byl vyroben metalografický výbrus a byly provedeny zkoušky tvrdosti HV 10. Na výbrusu bylo provedeno celkem šest řad vtisků. Vzhledem k tomu, že při experimentu 5083-2 bylo použito obdobných svařovacích parametrů jako v případě experimentu 5083-1 výsledky měření tvrdosti je možné porovnat s tvrdostí měřenou na makrovýbrusu krycí housenky experimentu 5083-1 (na obr. 6.5 dole). Na obr. 6.12 až 6.14 je grafické znázornění hodnot tvrdosti po svaření krycích housenek experimentů 5083-2 a 5083-1.

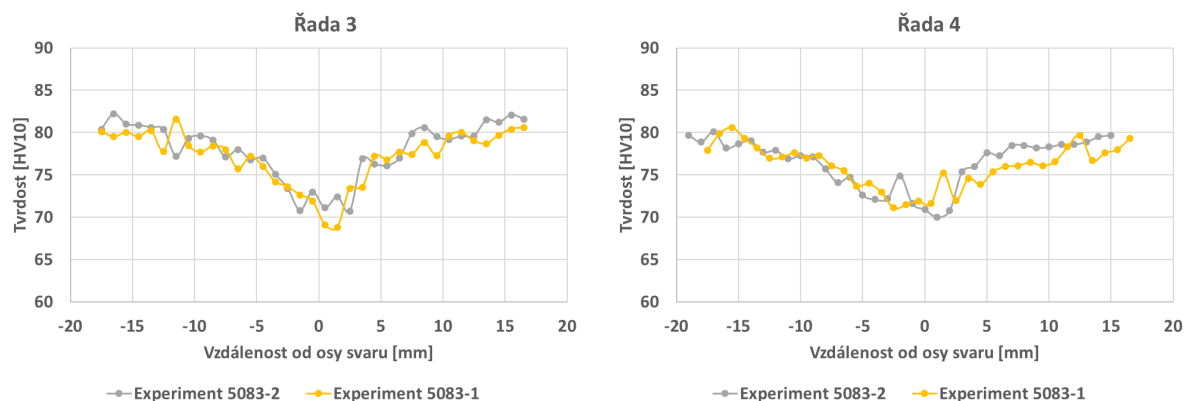
Na základě měření tvrdosti po svaření byla opět určena polovina šířky TOO jako vzdálenost od osy svaru k místu vpichu, kde bylo poprvé dosaženo tvrdosti alespoň 79 HV. Uvedené vzdálenosti určené z hodnot na obr. 6.12 až 6.14 vlevo od osy svaru jsou označeny jako G_1 , vpravo od osy svaru jako G_2 a průměrná hodnota jako G a jsou zaneseny v tab. 6.10 až 6.12.



Obr. 6.12 Tvrdost HV10 po svaření krycí housenky: vlevo v řadě 1 a vpravo v řadě 2

Tab. 6.10 Vzdálenosti od osy svaru k místu, kde bylo dosaženo tvrdosti základního materiálu

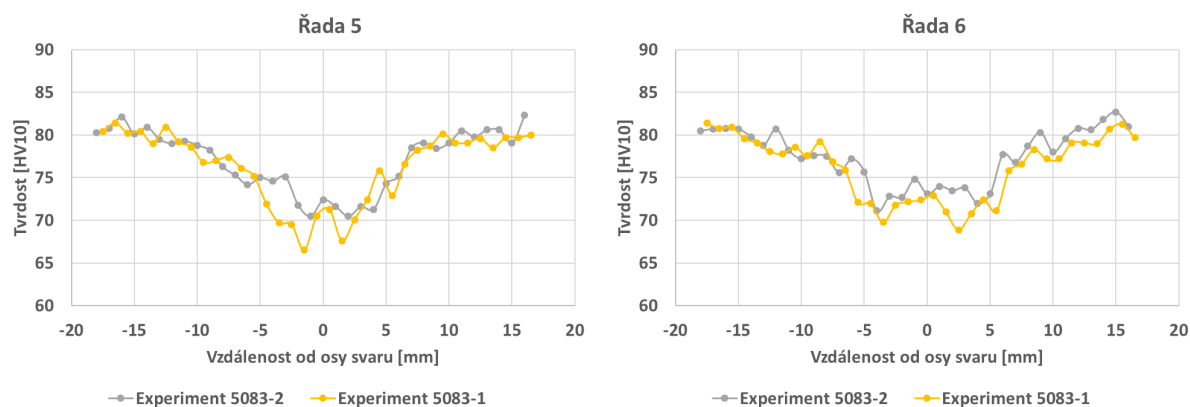
Řada	Experiment	G ₁ [mm]	G ₂ [mm]	G [mm]
1	5083-1	12,0	10,0	11,0
	5083-2	12,5	12,5	12,5
2	5083-1	11,5	10,5	11,0
	5083-2	11,5	12,5	12,0



Obr. 6.13 Tvrdość HV10 po svaření krycí housenky: vlevo v řadě 3 a vpravo v řadě 4

Tab. 6.11 Vzdálenosti od osy svaru k místu, kde bylo dosaženo tvrdosti základního materiálu

Řada	Experiment	G ₁ [mm]	G ₂ [mm]	G [mm]
3	5083-1	9,0	6,0	7,5
	5083-2	8,5	7,5	8,0
4	5083-1	12,5	14,5	13,5
	5083-2	14,0	14,0	14,0



Obr. 6.14 Tvrdość HV10 po svaření krycí housenky: vlevo v řadě 5 a vpravo v řadě 6

Tab. 6.11 Vzdálenosti od osy svaru k místu, kde bylo dosaženo tvrdosti základního materiálu

Řada	Experiment	G ₁ [mm]	G ₂ [mm]	G [mm]
5	5083-1	7,0	9,0	8,0
	5083-2	11,0	8,0	9,5
6	5083-1	6,5	8,5	7,5
	5083-2	12,0	9,0	10,5

6.1.3 Svařovací experiment 6082-1

Svařovací experiment 6082-1 byl proveden s polotovary z materiálu EN AW-6082 T651 a detailně je popsán ve zprávách Třívrstvý testovací tupý svar Al 6082 – č. 1 [82] a Měření tvrdosti HV 10 v základním materiálu, TOO a ve svarovém kovu u třívrstvého svaru z materiálu Al6082 [77]. Velikosti zakótovaných rozměrů umístění upínek z obr. 6.3 následují. K upnutí bylo použito dvou upínek, velikost nezakótovaných rozměrů je tedy rovna nule.

A = 60,3 mm; B = 39,7 mm; F = 12,1 mm;
H = 40,7 mm; I = 33,5 mm; M = 15,6 mm.

Velikosti zakótovaných rozměrů umístění polohových čidel z obr. 6.4 následují. Bylo použito celkem tří polohových čidel.

Snímač č. 1: X1 = 7,1 mm; Y1 = 6,4 mm;
Snímač č. 2: X2 = 175,8 mm; Y2 = 7,1 mm;
Snímač č. 3: X3 = 341,4 mm; Y3 = 5,9 mm;

Během svařovacího experimentu došlo k vytvoření třívrstvého svaru. Pro svaření housenek byl nastaven synergický režim s programem svářečky P28. Způsob přenosu kovu byl v bezkratové sprchové oblasti. Nastavované svařovací parametry jsou v tab. 6.12 a skutečné svařovací parametry monitorované během procesu jsou v tab. 6.13.

Tab. 6.12 Nastavované svařovací parametry během svařování experimentu 6082-1

Housenka	I _n [A]	v _{sn} [m.min ⁻¹]	B [mm]
Kořenová	228	0,40	6,2
Výplňová	238	0,36	12,0
Krycí	245	0,30	13,5

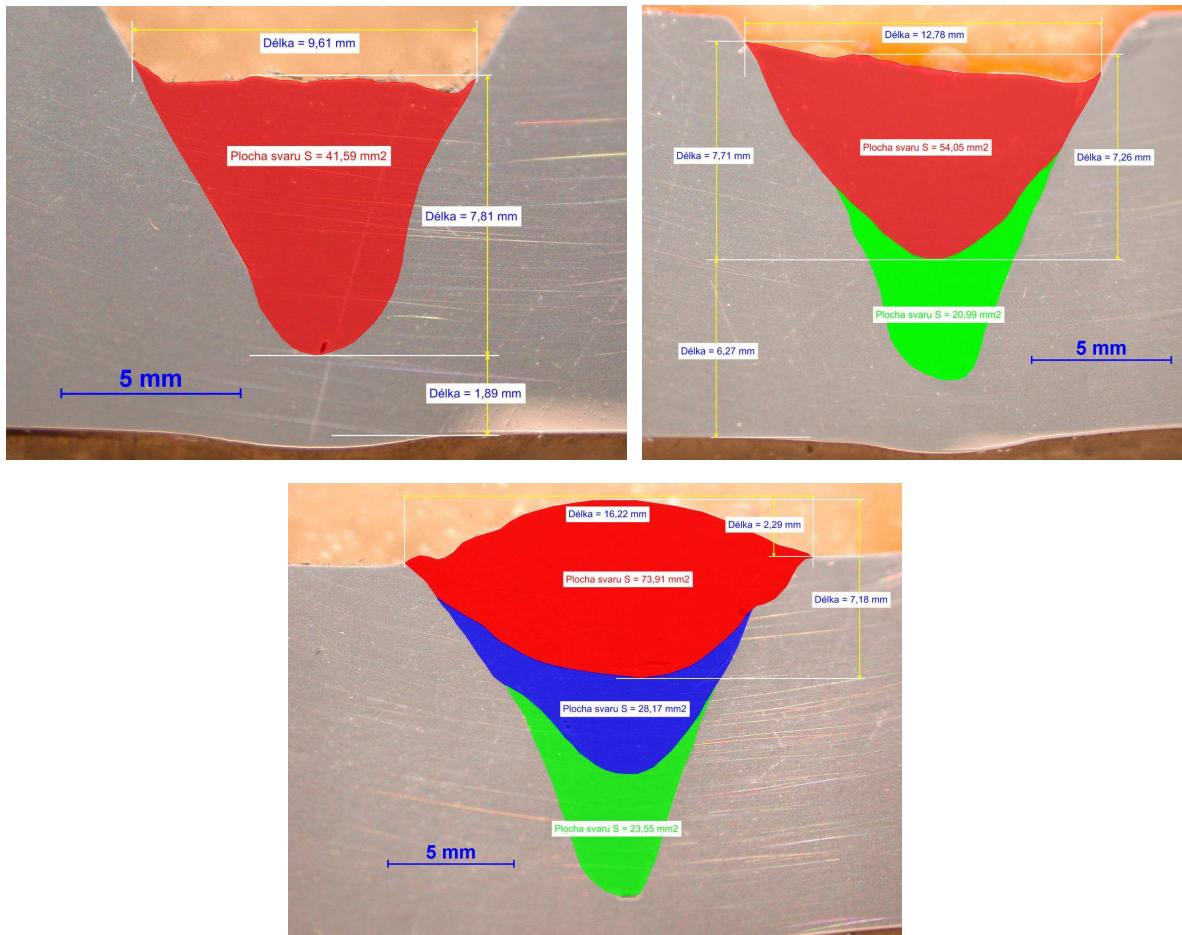
Tab. 6.13 Skutečné svařovací parametry během svařování experimentu 6082-1

Housenka	I [A]	U [V]	v _s [m.min ⁻¹]	v _p [m.min ⁻¹]	Průtok plynu [l.min ⁻¹]
Kořenová	228,7	27,5	0,413	12,964	26
Výplňová	241,8	28,2	0,375	13,537	26
Krycí	247,6	28,6	0,350	14,009	26

Skutečná délka kořenové housenky byla 350 mm, tedy po celé délce plechu. Délka výplňové housenky byla 261 mm a délka krycí housenky 207 mm. Toto umožnilo výrobu makrovýbrusu pro každou z housenek a změřit rozměry natavených oblastí. Rozměry housenek a natavených oblastí pro tvorbu modelu výpočtové sítě a modelu tepelného zdroje jsou v tab. 6.14 a makrovýbrusy jsou na obr. 6.15

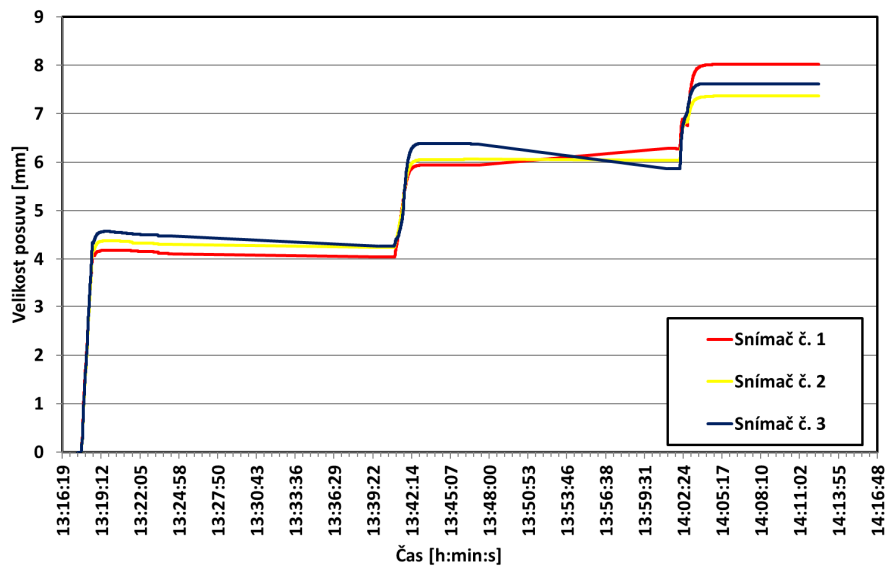
Tab. 6.14 Rozměry získané z makrovýbrusů experimentu 6082-1

Housenka	Plocha návaru [mm ²]	Plocha natavené oblasti [mm ²]	Šířka natavené oblasti [mm]	Hloubka natavené oblasti [mm]
Kořenová	35,5	41,6	9,6	7,9
Výplňová	40,8	54,1	12,8	7,3
Krycí	45,3	73,9	16,2	7,2



Obr. 6.15 Makrovýbrusy housenek experimentu 6082-1, červeně: kořenová (vlevo nahoře), výchově (vpravo nahoře) a krycí (dole) [82]

Velikosti posuvů změřené pomocí polohových čidel umístěných v definovaných bodech jsou na obr. 6.16. V tab. 6.15 jsou hodnoty deformací během svařování: Hodnoty měřené jednotlivými snímači od začátku svařování a velikosti změny deformace.



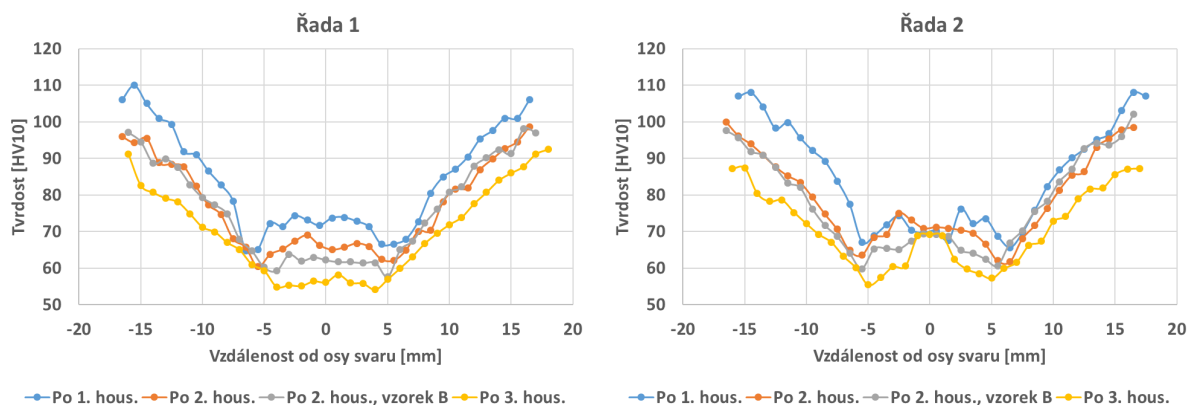
Obr. 6.16 Posuvy definovaných bodů při experimentu 6082-1

Tab. 6.15 Deformace během svařování experimentu 6082-1

Housenka	Snímač č. 1		Snímač č. 2		Snímač č. 3	
	Posuv [mm]	Přírůstek [mm]	Posuv [mm]	Přírůstek [mm]	Posuv [mm]	Přírůstek [mm]
Kořenová	4,110	4,110	4,300	4,300	4,470	4,470
Výplňová	5,940	1,830	6,060	1,760	6,375	1,905
Krycí	8,020	2,080	7,370	1,310	7,620	1,245

Pro každý metalografický výbrus z obr 6.15 byly provedeny zkoušky tvrdosti HV 10. První řada vtisků byla vždy vzdálena 1,5 mm od spodní hrany vzorku a každá další řada byla vzdálena 2 mm od předchozí řady. Na výbrusu na obr. 6.15 vlevo nahoře (s kořenovou housenkou) byly provedeny celkem čtyři řady vtisků, na výbrusu z obr. 6.15 vpravo nahoře (s výplňovou housenkou) šest řad vtisků a na výbrusu z obr. 6.15 dole (s krycí housenkou) sedm řad vtisků. Vzdálenost mezi středy vtisků byla 1 mm a každá řada se skládala z 34 vtisků, došlo tedy ke změření tvrdosti na vzdálenosti 33 mm. Dále byl vyroben jeden další kontrolní výbrus z místa vzorku, kde byly navařeny dvě housenky. Tento kontrolní výbrus je dále označen jako „vzorek B“ a bylo na něm provedeno měření tvrdosti v šesti řadách tak, aby byly výsledky srovnatelné se vzorkem na obr. 6.15 vpravo nahoře. Na obr. 6.17 až 6.20 následuje grafické znázornění hodnot tvrdosti všech popsaných měření.

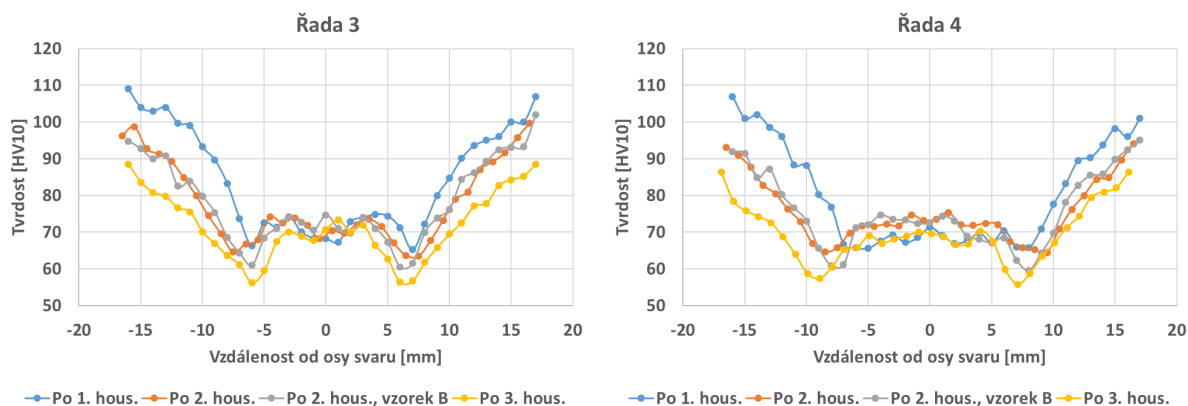
Na základě měření tvrdosti po svaření byla určena vzdálenost od osy svaru k místu vpichu, kde bylo dosaženo nejnižší tvrdosti v TOO. Uvedené vzdálenosti určené z hodnot na obr. 6.17 až 6.20 vlevo od osy svaru jsou označeny jako E_1 , vpravo od osy svaru jako E_2 a průměrná hodnota jako E a jsou zaneseny v tab. 6.16 až 6.18.



Obr. 6.17 Tvrdost HV10 po provedení experimentu 6082-1: vlevo v řadě 1 a vpravo v řadě 2

Tab. 6.16 Vzdálenosti od osy svaru k místu s nejnižší tvrdostí

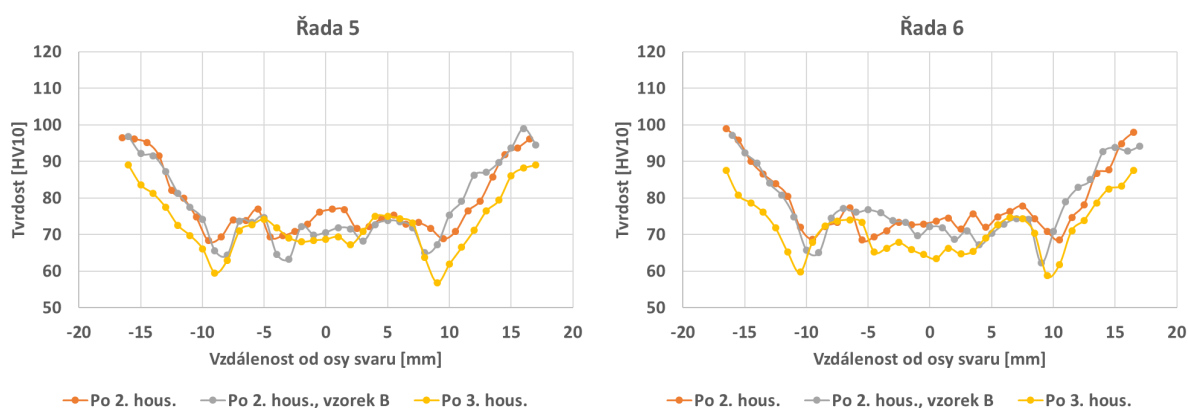
Řada	Housenka	E_1 [mm]	E_2 [mm]	E [mm]
1	1.	6,5	4,5	5,5
	2.	5,5	5,5	5,5
	2., vz. B	4,0	5,0	4,5
	3.	4,0	4,0	4,0
2	1.	5,5	6,5	6,0
	2.	5,5	6,5	6,0
	2., vz. B	5,5	5,5	5,5
	3.	5,0	5,0	5,0



Obr. 6.18 Tvrdość HV10 po provedení experimentu 6082-1: vlevo v řadě 3 a vpravo v řadě 4

Tab. 6.17 Vzdálenosti od osy svaru k místu s nejnižší tvrdostí

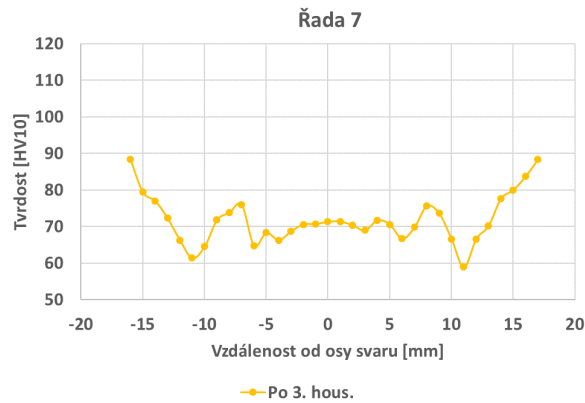
Řada	Housenka	E ₁ [mm]	E ₂ [mm]	E [mm]
3	1.	6,0	7,0	6,5
	2.	7,5	7,5	7,5
	2., vz. B	6,6	6,0	6,0
	3.	6,0	6,0	6,0
4	1.	5,0	8,0	6,5
	2.	8,5	8,5	8,5
	2., vz. B	8,0	8,0	8,0
	3.	8,9	7,1	8,0



Obr. 6.19 Tvrdość HV10 po provedení experimentu 6082-1: vlevo v řadě 5 a vpravo v řadě 6

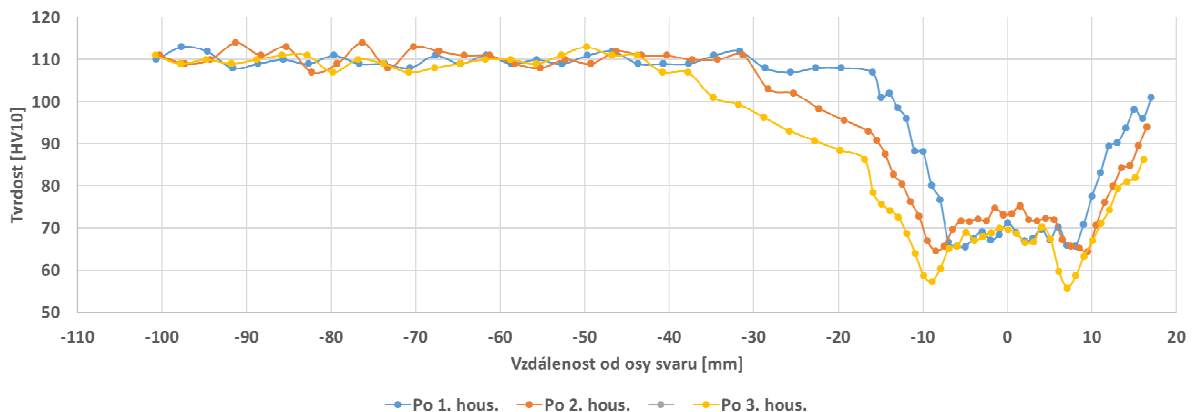
Tab. 6.18 Vzdálenosti od osy svaru k místu s nejnižší tvrdostí

Řada	Housenka	E ₁ [mm]	E ₂ [mm]	E [mm]
5	2.	9,5	9,5	9,5
	2., vz. B	8,0	8,0	8,0
	3.	9,0	9,0	9,0
6	2.	9,5	10,5	10,0
	2., vz. B	9,0	9,0	9,0
7	3.	11,0	11,0	11,0



Obr. 6.20 Tvrdost HV10 po provedení experimentu 6082-1 v řadě 7

Na základě měření tvrdosti před svařováním byla určena tvrdost základního materiálu jako 110 ± 3 HV. Z výsledků na obr. 6.17 až 6.20 je však zřejmé, že této tvrdosti nebylo ve většině případů dosaženo. Z tohoto důvodu bylo provedeno měření tvrdosti na třech dalších vzorcích odebraných ze vzorku. Poloha těchto vzorků navazuje na polohu vzorků odebraných pro makrovýbrusy a bylo na nich provedeno měření tvrdosti vždy o 28 vtiscích v jedné řadě kolmo na osu svaru. Vzdálenost vpichů na vzorcích byla 3 mm. Řada byla vzdálena 7,5 mm od spodní hrany plechu a odpovídala tedy poloze řady č. 4 na vzorcích pro metalografické výbrusy. Hodnoty tvrdosti řady č. 4 změřené na makrovýbrusech tedy navazují na hodnoty tvrdosti změřené na popsaných vzorcích. Výsledky měření tvrdosti jsou na obr. 6.21.



Obr. 6.21 Tvrdost HV10 po provedení experimentu 6082-1 v úrovni řady 4

Jako hodnota tvrdosti základního materiálu pro vyhodnocení šířky TOO byla zvolena její spodní hranice, tedy $110 - 3 = 107$ HV. Jak je však zřejmé z dat měření tvrdosti po svaření první housenky na obr. 6.21, na rozhraní TOO a základního materiálu je poměrně dlouhá přechodová oblast, kdy se tvrdost materiálu pohybuje nad hodnotou 107 HV, ale pod průměrnou hodnotou tvrdosti 110 HV. Nelze vyloučit, že v této oblasti došlo při svařování k mírnému poklesu mechanických vlastností. Z tohoto důvodu byla určena vzdálenost G_{107} od osy svaru k místu vpichu, kde bylo poprvé dosaženo tvrdosti alespoň 107 HV. Následně byla určena vzdálenost G_{110} od osy svaru k místu vpichu, kde bylo poprvé dosaženo tvrdosti alespoň 110 HV. Průměrná vzdálenost je označena jako G a výsledné hodnoty jsou v tab. 6.19.

Tab. 6.19 Vzdálenosti od osy svaru k místu, kde bylo dosaženo tvrdosti základního materiálu

Housenka	G ₁₀₇ [mm]	G ₁₁₀ [mm]	G [mm]
1.	16,0	31,7	23,9
2.	31,3	31,3	31,3
3.	37,8	43,8	40,8

6.1.4 Svařovací experiment 6082-2

Svařovací experiment 6082-2 byl proveden s polotovary z materiálu EN AW-6082 T651 a detailně je popsán ve zprávě Třívrstvý testovací tupý svar Al 6082 – č. 2 [83]. Velikosti zakótovaných rozměrů umístění upínek z obr. 6.3 následují. K upnutí bylo použito dvou upínek, velikost nezakótovaných rozměrů je tedy rovna nule.

A = 61,4 mm; B = 38,6 mm; F = 17,3 mm;

H = 42,1 mm; I = 33,5 mm; M = 18,2 mm.

Velikosti zakótovaných rozměrů umístění polohových čidel z obr. 6.4 následují. Bylo použito celkem tři polohových čidel.

Snímač č. 1: X1 = 6,3 mm; Y1 = 5,8 mm;

Snímač č. 2: X2 = 175,4 mm; Y2 = 6,7 mm;

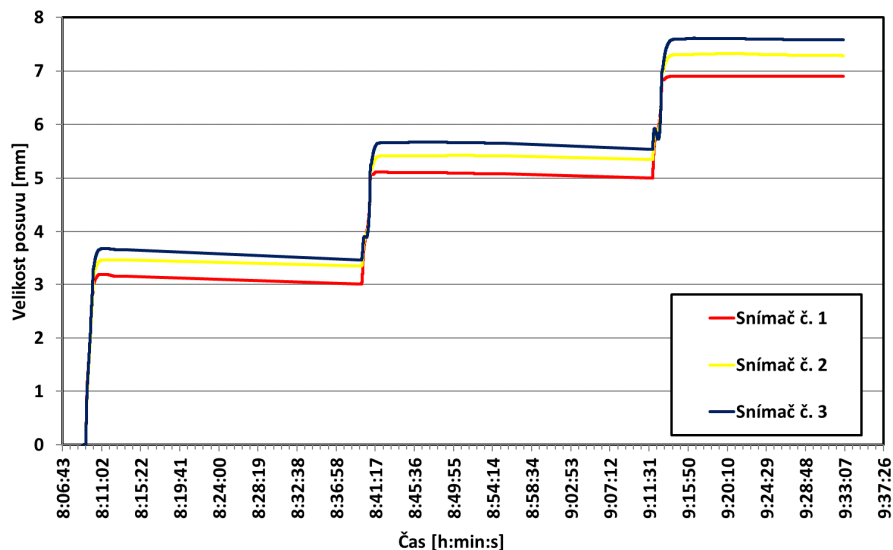
Snímač č. 3: X3 = 343,9 mm; Y3 = 5,3 mm;

Během svařovacího experimentu došlo k vytvoření třívrstvého svaru. Pro svaření housenek byl nastaven synergický režim s programem svářečky P28. Způsob přenosu kovu byl v bezkratové sprchové oblasti. Nastavované svařovací parametry byly stejné jako při experimentu 6082-1 popsané v tab. 6.12, rozdíl však spočíval v tom, že housenky byly svařeny po celé délce úkosu. Skutečné svařovací parametry monitorované během procesu jsou v tab. 6.20.

Tab. 6.20 Skutečné svařovací parametry během svařování experimentu 6082-2

Housenka	I [A]	U [V]	v _s [m.min ⁻¹]	v _p [m.min ⁻¹]	Průtok plynu [l.min ⁻¹]
Kořenová	227,2	27,5	0,414	12,961	26
Výplňová	240,4	28,2	0,373	13,549	26
Krycí	249,3	28,6	0,342	14,026	26

Makrovýbrusy nebyly pro experiment 6082-2 provedeny. Velikosti posuvů změřené pomocí polohových čidel umístěných v definovaných bodech jsou na obr. 6.22. V tab. 6.21 jsou hodnoty deformací během svařování: Hodnoty měřené jednotlivými snímači od začátku svařování a velikosti změny deformace.



Obr. 6.22 Posuvy definovaných bodů při experimentu 6082-2

Tab. 6.21 Deformace během svařování experimentu 6082-2

Housenka	Snímač č. 1		Snímač č. 2		Snímač č. 3	
	Posuv [mm]	Přírůstek [mm]	Posuv [mm]	Přírůstek [mm]	Posuv [mm]	Přírůstek [mm]
Kořenová	3,150	3,150	3,480	3,480	3,670	3,670
Výplňová	5,080	1,930	5,415	1,935	5,655	1,985
Krycí	6,900	1,820	7,285	1,870	7,580	1,925

6.1.5 Svařovací experiment 6082-3

Svařovací experiment 6082-3 byl proveden s polotovarý z materiálu EN AW-6082 T651 a detailně je popsán ve zprávě Třívrstvý testovací tupý svar Al 6082 – č. 3 [84]. Velikosti zakótovaných rozměrů umístění upínek z obr. 6.3 následují. K upnutí bylo použito dvou upínek, velikost nezakótovaných rozměrů je tedy rovna nule.

A = 59,9 mm; B = 40,1 mm; F = 17,2 mm;
H = 43,4 mm; I = 33,5 mm; M = 19,2 mm.

Velikosti zakótovaných rozměrů umístění polohových čidel z obr. 6.4 následují. Bylo použito celkem tří polohových čidel.

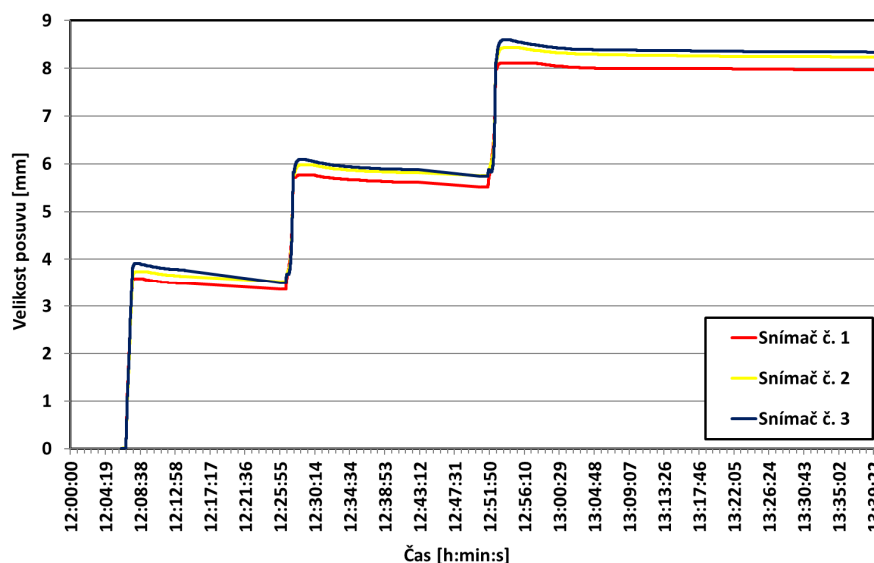
Snímač č. 1: X1 = 6,5 mm; Y1 = 6,4 mm;
Snímač č. 2: X2 = 174,2 mm; Y2 = 5,7 mm;
Snímač č. 3: X3 = 343,0 mm; Y3 = 7,3 mm;

Během svařovacího experimentu došlo k vytvoření třívrstvého svaru. Pro svaření housenek byl nastaven synergický režim s programem svářečky P28. Způsob přenosu kovu byl v bezkratové sprchové oblasti. Nastavované svařovací parametry byly stejné jako při experimentu 6082-1 popsané v tab. 6.12, ale housenky byly svařeny po celé délce úkosu. Skutečné svařovací parametry monitorované během procesu jsou v tab. 6.22.

Tab. 6.22 Skutečné svařovací parametry během svařování experimentu 6082-3

Housenka	I [A]	U [V]	v_s [m.min ⁻¹]	v_p [m.min ⁻¹]	Průtok plynu [l.min ⁻¹]
Kořenová	229,6	27,4	0,413	13,014	26
Výplňová	240,2	28,2	0,373	13,612	26
Krycí	251,9	28,6	0,351	14,084	26

Makrovýbrusy nebyly pro experiment 6082-3 provedeny. Velikosti posuvů změřené pomocí polohových čidel umístěných v definovaných bodech jsou na obr. 6.23. V tab. 6.23 jsou hodnoty deformací během svařování: Hodnoty měřené jednotlivými snímači od začátku svařování a velikosti změny deformace.



Obr. 6.23 Posuvy definovaných bodů při experimentu 6082-3

Tab. 6.23 Deformace během svařování experimentu 6082-3

Housenka	Snímač č. 1		Snímač č. 2		Snímač č. 3	
	Posuv [mm]	Přírůstek [mm]	Posuv [mm]	Přírůstek [mm]	Posuv [mm]	Přírůstek [mm]
Kořenová	3,480	3,480	3,635	3,635	3,765	3,765
Výplňová	5,615	2,135	5,815	2,180	5,880	2,115
Krycí	8,000	2,385	8,280	2,465	8,385	2,505

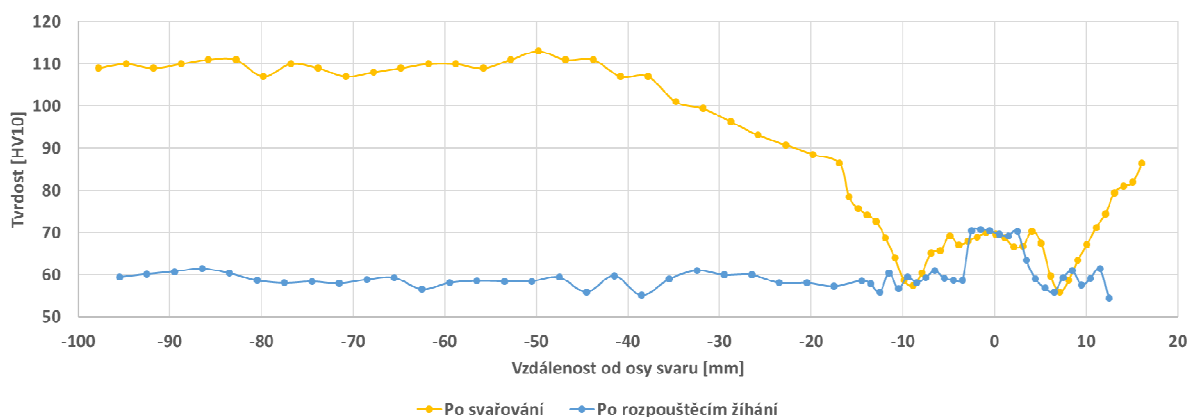
6.2 EXPERIMENTY TEPELNÉHO ZPRACOVÁNÍ

Experimenty tepelného zpracování zahrnují rozpouštěcí žíhání a následné stárnutí. Byly provedeny se vzorky svarů zhotovenými z materiálu EN AW-6082, jejichž výroba je popsána v kapitole 6.1.3 Svařovací experiment 6082-1. Experimenty tepelného zpracování jsou detailně popsány ve zprávě Měření tvrdosti HV 10 v základním materiálu, TOO a ve svarovém kovu u třívrstvého svaru z materiálu Al6082 po různých způsobech vytvrzování [78].

Doporučená rozmezí teplot rozpouštěcího žíhání, následného stárnutí a doporučená ochlazovací média, která uvádějí nezávisle Michna [72] a Fürbacher [41] a jsou popsána v kapitole 4.1.1. Na základě uvedených informací byla zvolena teplota rozpouštěcího žíhání 530 °C. Rozpouštěcí žíhání bylo prováděno po dobu jedné hodiny. Následovalo ochlazení vzorků ve vodě o pokojové teplotě a okamžité vložení do pece vyhřáté na teplotu 165 °C. Teplota 165 °C byla zvolena opět na základě doporučených teplot stárnutí uvedených v kapitole 4.1.1. Popsanému režimu rozpouštěcího žíhání byly stejným způsobem podrobeny celkem čtyři vzorky svarů, ale teplotě stárnutí byly vystaveny různou dobu: 2, 4, 8 a 22 hodin.

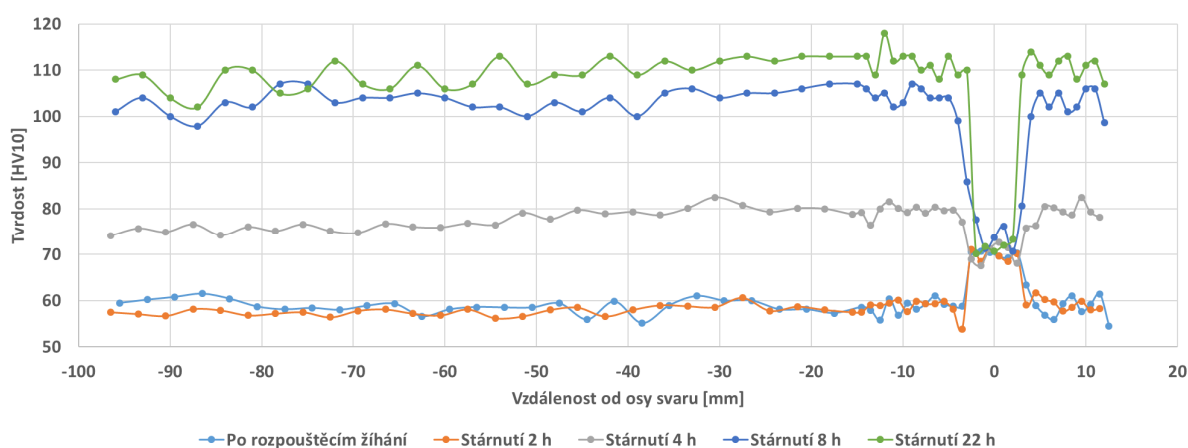
Vzorky byly po vytvrzení zarovnané na metalografické brusce a byla na nich změřena tvrdost HV 10. Na každém vzorku byla provedena jedna řada vtisků ve středu plechu tloušťky 15 mm (tedy 7,5 mm od hrany plechu). Vzdálenost mezi středy vpichů byla 1 mm ve svaru a TOO a 3 mm v základním materiálu. Celkem bylo na každém vzorku provedeno 55 vpichů.

Na obr. 6.24 je tvrdost na vzorku po svaření (odpovídající tvrdosti po svaření třetí housenky z obr. 6.21) a po provedení rozpouštěcího žíhání. Z výsledku je zřejmé, že po rozpouštěcím žíhání poklesla tvrdost základního materiálu na úroveň nejnižší tvrdosti dosažené v TOO po svařování.



Obr. 6.24 Tvrdost po svařování a po rozpouštěcím žíhání

Na obr. 6.25 je tvrdost jednotlivých vzorků po rozpouštěcím žíhání a po popsanych režimech stárnutí, tedy po vystavení teplotě stárnutí po dvě, čtyři, osm a dvacet dva hodin.



Obr. 6.25 Tvrdost po rozpouštěcím žíhání a následném stárnutí

Z naměřených hodnot uvedených na obr. 6.25 byly určeny průměrné hodnoty tvrdosti, minimální a maximální hodnoty a dále byly určeny některé charakteristiky proměnlivosti statistického souboru: variační rozpětí, rozptyl a směrodatná odchylka. Aby bylo zaručeno, že do statistického vyhodnocení nebudou zahrnuty hodnoty tvrdosti naměřené v přídatném materiálu, případně v místech, ve kterých došlo k promíšení základního a přídatného materiálu, bylo pro každý režim tepelného zpracování vyhodnoceno třicet hodnot tvrdosti změřených ve vzdálenostech 13 mm od osy svaru a dále. Pro vyhodnocení tvrdosti základního materiálu bylo uvažováno dvacet hodnot tvrdosti vzorku po svařování z obr. 6.24, které byly změřeny ve vzdálenosti nejméně 43,8 mm od osy svaru, což je vzdálenost G_{110} z tab. 6.19 v kapitole 6.1.3. Určené hodnoty jsou v tab. 6.24. Změna tvrdosti v závislosti na čase během stárnutí je potom na obr. 6.26 vlevo.

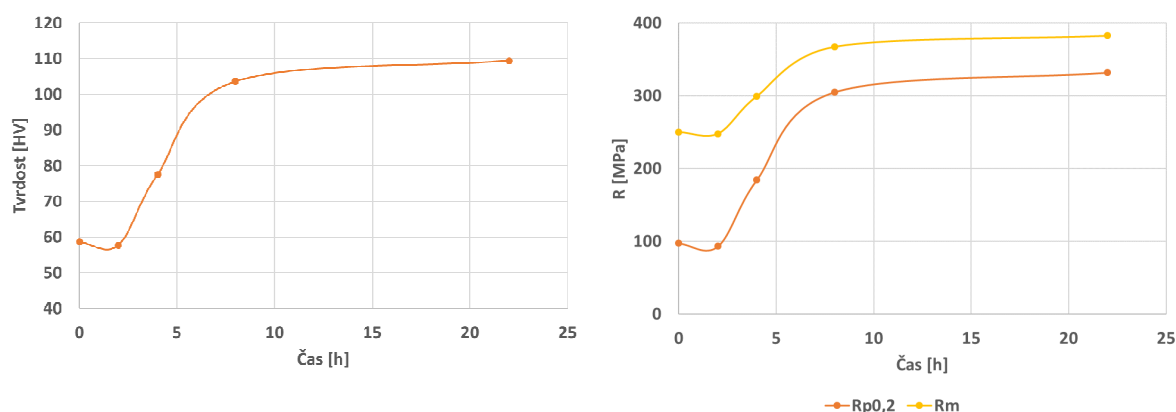
Tab. 6.24 Tvrdość [HV] před svařováním, po rozpouštěcím žihání a následném stárnutí

	Základní materiál	Rozp. žihání	Stárnutí 2 h	Stárnutí 4 h	Stárnutí 8 h	Stárnutí 22 h
Průměrná tvrdość	109,8	58,7	57,8	77,5	103,6	109,4
Min. tvrdość	107,0	55,1	56,2	74,1	97,9	102,0
Max. tvrdość	113,0	61,5	60,6	82,5	107,0	113,0
Variační rozpětí	6,0	6,4	4,4	8,4	9,1	11,0
Rozptyl	2,06	2,24	0,88	4,71	5,54	9,31
Směrodatná odchylka	1,44	1,50	0,94	2,17	2,35	3,05

Průměrné hodnoty tvrdości byly použity pro přibližné určení mezí kluzu a mezí pevnosti na základě rovnic 5.3 a 5.4 z kapitoly 5.4 Měření křivek stárnutí. Hodnoty minimální a maximální tvrdości byly použity pro určení veličin $R_{p0,2 \min}$, $R_{m \min}$, $R_{p0,2 \max}$ a $R_{m \max}$ pomocí kterých bylo následně určeno variační rozpětí mezí kluzu a pevnosti. Popsané hodnoty jsou uvedeny v tab. 6.25. Změna mezí kluzu a pevnosti v závislosti na čase během stárnutí je potom na obr. 6.26 vpravo.

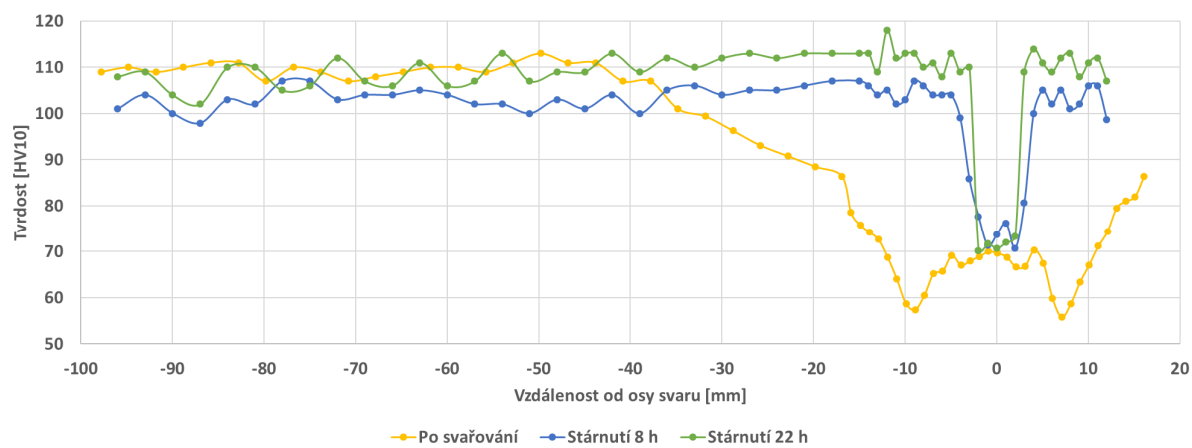
Tab. 6.25 Meze kluzu [MPa] a meze pevnosti [MPa] před svařováním, po rozpouštěcím žihání a následném stárnutí

	Základní materiál	Roz. žihání	Stárnutí 2 h	Stárnutí 4 h	Stárnutí 8 h	Stárnutí 22 h
$R_{p0,2}$	333,5	97,2	93,0	184,3	305,0	331,8
$R_{p0,2 \min}$	320,5	80,7	85,8	168,5	278,5	297,4
$R_{p0,2 \max}$	348,2	110,3	106,2	207,3	320,5	348,2
Variační rozpětí $R_{p0,2}$	27,7	29,6	20,4	38,8	42,0	50,8
R_m	383,6	250,2	247,8	299,3	367,5	382,7
$R_{m \min}$	376,3	240,9	243,7	290,4	352,6	363,3
$R_{m \max}$	392,0	257,6	255,2	312,4	376,3	392,0
Variační rozpětí R_m	15,7	16,7	11,5	22,0	23,7	28,7



Obr. 6.26 Změna tvrdości (vlevo) a mechanických vlastností (vpravo) v průběhu stárnutí

Z údajů v tab. 6.24, 6.25 a z obr. 6.26 je zřejmé, že k dosažení tvrdości a mechanických vlastností základního materiálu dojde až po nejvyšší době žihání. Pokud by však bylo dostatečné zvýšení uvedených materiálových charakteristik na úroveň nad 90 % tvrdości a pevnosti základního materiálu, bylo by postačující provést rozpouštěcí žihání s následným stárnutím po dobu osmi hodin. Toto je názorně vidět na obr. 6.27, který vznikl kombinací údajů z obr. 6.24 a 6.25



Obr. 6.27 Tvrdość po svařování a po opětovném stárnutí

7 VÝVOJ NOVÝCH MATERIÁLOVÝCH MODELŮ PRO SVAŘOVÁNÍ

Při vývoji nových materiálových modelů pro svařování bylo provedeno velké množství numerických simulací. Tyto se dají rozdělit do čtyř hlavních skupin: Kalibrační, srovnávací, verifikační a validační analýzy.

Kalibrace je pojem známý především z metrologie. Podle dokumentu TNI 01 0115 Mezinárodní metrologický slovník – Základní a všeobecné pojmy a přidružené termíny [104] je kalibrace definována jako činnost, která za specifikovaných podmínek v prvním kroku stanoví vztah mezi hodnotami veličiny s nejistotami měření poskytnutými etalony a odpovídajícími indikacemi s přidruženými nejistotami měření a ve druhém kroku použije tyto informace ke stanovení vztahu pro získání výsledku měření z indikace. V numerických simulacích svařování je význam uvedeného termínu podobný. Pokud si uvědomíme komplexnost procesu svařování, kdy dochází k interakci mezi velkým množstvím fyzikálních procesů, nelze vždy předem přesně určit všechny vstupní parametry pro numerickou analýzu. Příkladem může být přesná hodnota účinnosti přestupu tepla v rovnici pro výpočet velikosti specifického vneseného tepla při svařování. Dále např. nejsou předem známy hodnoty parametrů a , b , c a d v rovnicích pro definici tepelného zdroje (3.1) a (3.2). Z tohoto důvodu se při výpočtech s požadavkem vysoké přesnosti výsledků provádí kalibrace numerické analýzy. Tento proces spočívá v provedení jednoduchého svařovacího experimentu a vyrobení makrovýbrusu svaru. Následně dojde k simulaci uvedeného experimentu a ke srovnání rozměrů natavené oblasti mezi výpočtem a makrovýbrusy. Na základě srovnání dojde ke korekci vstupních dat numerické simulace. Následné simulace jsou pak plně prediktivní pro danou kombinaci konstrukčního řešení, použité technologie, svařovacích parametrů, materiálů, ochranného plynu apod.

Srovnávací analýzy byly provedeny okamžitě po kalibračních numerických analýzách. Pro tyto výpočty byla použita zkalibrovaná vstupní data a materiály z databáze počítačového programu. Cílem srovnávacích analýz bylo umožnit nejen srovnání výsledků dosažených se starým modelem chování oproti provedeným experimentům, ale též srovnání výsledků dosažených se starým modelem oproti výsledkům dosaženým s nově vyvíjenými modely.

Verifikace a validace jsou pojmy z oblasti softwarového inženýrství a oba jsou definovány organizacemi IEEE-SA (Institute of Electrical and Electronics Engineers Standards Association) a ANSI (American National Standards Institute). [70]

Verifikace je dle definice proces hodnocení systému či komponenty s cílem určit, zda produkty dané vývojové fáze splňují podmínky dané na začátku této fáze. Jinými slovy se jedná o ověření, zda systém nabízí požadovanou funkcionalitu. [11], [70]

Pokud budeme uvedený termín aplikovat v oblasti vývoje nových materiálových modelů pro simulace svařování, verifikací se rozumí testování funkčnosti změn v nové materiálové databázi. Verifikace tedy může být prováděna na jednoduchých modelech. (Vzhledem k nutnosti provedení velkého množství verifikačních analýz pro ověření funkčnosti dílčích změn v databázi je využití zjednodušených modelů vhodné, není však nezbytné.) Vzorkům byly přiřazeny materiálové vlastnosti a následně byla např. prováděna změna teploty okolí, případně byla celému modelu předepsána změna teploty podle zvoleného teplotního cyklu. Po skončení simulace bylo vyhodnocováno, zda je materiálová databáze funkční, tedy v první řadě, zda došlo z numerického hlediska ke korektnímu provedení simulace a zda změny vlastností odpovídají specifikacím na základě údajů nalezených v literatuře, případně naměřeným změnám materiálových vlastností uvedených v kapitole 5.

Validace je dle definice proces hodnocení systému či komponenty během nebo ke konci vývojového procesu s cílem určit, zda splňuje specifikované požadavky. Jinými slovy se jedná o ověření, že poskytované funkce systému pracují dle očekávání. [11], [70]

Jestliže byla verifikace zpravidla prováděna na zjednodušených geometrických modelech, validace byla prováděna na modelech odpovídajících geometrickému tvaru skutečných modelů pro svařovací experimenty. Pro simulace byla využita nová materiálová databáze s novými, případně upravenými a verifikovanými modely chování materiálů a dále byla použita zkalibrovaná vstupní data. Podstatou verifikace je ověření, že nové modely chování pracují dle očekávání a splňují specifikované požadavky, jinými slovy že simulace poskytuje výsledky odpovídající realitě. Z tohoto důvodu byly výsledky validačních analýz srovnávány s výsledky experimentů uvedených v kapitole 6.

Konkrétní provedené simulace jsou detailně popsány v následujících kapitolách.

7.1 SIMULACE SVAŘOVÁNÍ MATERIÁLU EN AW-6082

V kapitole jsou popsány některé ze simulací, které se týkají svařování hliníkové slitiny EN AW-6082. Jedná se o kalibrační a srovnávací analýzy na základě provedených experimentů. Dále je v kapitole popsán postup při úpravě materiálového modelu chování dané slitiny a jsou uvedeny některé validační i verifikační analýzy.

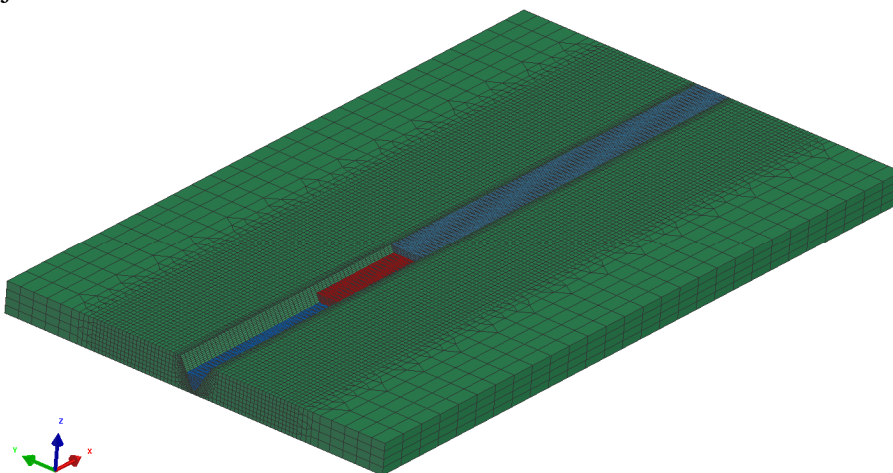
7.1.1 Kalibrační analýzy

Na základě geometrie svařence, jehož výroba a rozměry jsou popsány v kapitole 6, byl vytvořen výpočetní model. Na základě rychlosti svařování a rychlosti podávání drátu (které byly monitorovány během svařovacího experimentu a jsou popsány v kapitole 6.1.3) a dále na základě délek housenek a rozměru svařovacího drátu byly vypočteny velikosti jednotlivých housenek a jejich průřezy. Na základě geometrie úkosu byla vypočítána též výška housenek. Uvedené parametry jsou v tab. 7.1.

Tab. 7.1 Rozměry housenek pro model dle experimentu 6082-1

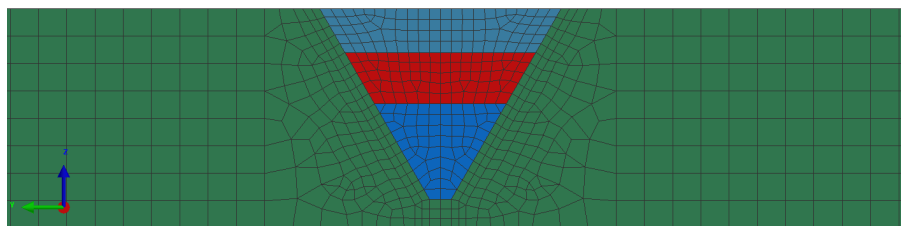
Housenka	Kořenová	Výplňová	Krycí
Délka [mm]	350	261	207
Objem [mm ³]	12 425	10 655	9 370
Průřez [mm ²]	35,5	40,8	45,2
Výška [mm]	6,6	3,6	2,9

Model vytvořený na základě rozměrů uvedených v tab. 7.1 je na obr. 1.1. Síť konečných prvků obsahuje 149 074 elementů a 132 314 uzlů.



Obr. 7.1 Model pro kalibraci simulace experimentu 6082-1

Výpočetní síť byla v oblasti svaru a v předpokládané TOO zjemněna, jak je vidět na obr. 7.2. Zelenou barvou je znázorněn základní materiál, tmavě modrou barvou kořenová housenka, červenou barvou výplňová housenka a světle modrou housenka krycí.



Obr. 7.2 Detail výpočetní sítě v oblasti svaru

Je vhodné upozornit, že pro numerické simulace je nutné vytvořit model v původním nezdeformovaném stavu. Z tohoto důvodu nelze makrovýbrusy uvedené v kapitole 6.1.3 použít pro odečtení rozměrů jednotlivých housenek v numerickém modelu, neboť při svařování dochází k úhlové deformaci a uzavírání úkosu. Z tohoto důvodu je na některých makrovýbrusech zřetelné převýšení, ale v modelu pro výpočet pomocí metody konečných prvků toto není a ani nemůže být zohledněno, přestože vypočtené průřezy jednotlivých housenek uvedených v tab. 7.1 odpovídají plochám návaru odečtených z makrovýbrusů a uvedených v tab. 6.14 v kapitole 6.1.3. K převýšení části sítě konečných prvků reprezentující svarový kov dojde během výpočtu mechanické části numerické analýzy právě vlivem uzavírání úkosu. Podstatou kalibračních analýz je však především kalibrace tepelného zdroje a z tohoto důvodu není mechanická analýza řešena.

Kromě geometrického modelu svařence se sítí konečných prvků jsou dalšími vstupními informacemi pro tepelně-metalurgickou kalibrační analýzu následující: Tepelné okrajové podmínky, materiálová data základního a přídatného materiálu, rychlost svařování, specifické vnesené teplo a parametry dvouelipsoidního zdroje tepla.

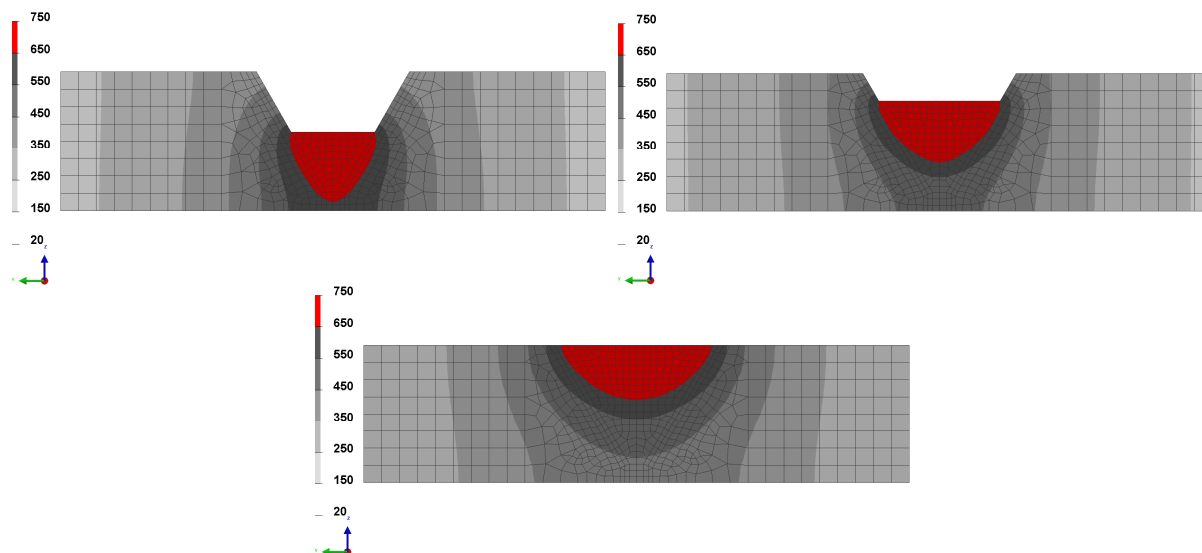
Tepelné okrajové podmínky byly pro numerickou simulaci definovány na celém povrchu modelu jako přestup tepla prouděním a sáláním do klidného vzduchu o teplotě 20 °C. Byla použita materiálová databáze programu Sysweld (pro kalibrační numerické analýzy jsou směrodatné především závislosti tepelné vodivosti a měrné tepelné kapacity na teplotě, které nebyly v průběhu výzkumu měřeny a dále nebudou měněny), kdy pro základní materiál byla použita slitina Al-Mg-Si a pro přídatný materiál Al-Mg-Mn. Z modelů tepelného zdroje dostupných v programu Sysweld byl zvolen tzv. Goldakův dvouelipsoidní model tepelného zdroje, neboť jak je uvedeno v kapitole 3.1, tento zdroj zpravidla velmi dobře simuluje skutečný tepelný zdroj technologií svařování elektrickým obloukem. Zdroj je popsán rovnicemi (3.1) a (3.2). Parametry zdroje a, b, c a d byly určeny na základě série kalibračních numerických analýz. Specifické vnesené teplo bylo vypočteno pomocí rovnice 6.1: [40], [57], [94]

$$Q_s = \frac{U \cdot I}{v_s} \eta \quad (6.1)$$

- Kde:
- Q_s [$\text{J} \cdot \text{mm}^{-1}$]: Specifické vnesené teplo (efektivně využitý příkon svařování)
 - U [V]: Svařovací napětí
 - I [A]: Svařovací proud
 - v_s [$\text{mm} \cdot \text{s}^{-1}$]: Svařovací rychlost
 - η [-]: Účinnost přestupu tepla (koeficient účinnost svařování)

Velikosti veličin U , I a v_s jsou uvedeny v tab. 6.13. Velikost účinnosti přestupu tepla η byla určena na základě rozmezí hodnot pro danou technologii, které je uvedeno v literatuře

[40], [61], [89] a její přesná hodnota byla určena na základě kalibračních analýz. Obdobně byly určeny i oblasti sítě konečných prvků (v uživatelském rozhraní programu Sysweld respektive Visual-Weld označované termínem „load“), na kterých bude umožněno působení zdroje tepla. Na obr. 7.3 jsou nastavené oblasti a teplotní pole při svařování jednotlivých housenek jako výsledek poslední kalibrační analýzy experimentu 6082-1.



Obr. 7.3 Teplotní pole [°C] a natavená oblast v řezu modelem během svařování: kořenové housenky (vlevo nahoře), výplňové housenky (vpravo nahoře) a krycí housenky (dole)

7.1.2 Srovnávací analýza 6082-1-M01

Pro výpočet metalurgické části simulace za použití programu Sysweld je k dispozici šest možných struktur. Při simulaci technologií svařování a tepelného zpracování ocelí se jedná o feriticko-perlitickou strukturu, austenit, martenzit, bainit a popuštěné struktury, případně o fiktivní fázi simulující přídavný materiál před svařováním. V počítačovém programu se pozice v materiálové databázi označují termínem „**fáze**“. Tento termín tedy bude z důvodu sjednocení terminologie v následujícím textu používán i v případech, kdy bude pozice v materiálové databázi představovat materiálovou strukturu, stav materiálu po tepelném zpracování či po jiné změně.

Jak bylo uvedeno, kalibrační analýzy popsané v kapitole 7.1.1 byly provedeny s materiálem AlMgSi z materiálové databáze programu (pro základní materiál) a s materiálem AlMgMn. Materiálová databáze programu Sysweld obsahuje materiál AlMgSi s pozicemi, které jsou obsazeny následovně:

- Fáze 1: Základní materiál (stav T6)
- Fáze 2: Fiktivní fáze simulující neaktivovaný přídavný materiál před svařováním
- Fáze 3: Nový materiál (nevystárnutý materiál)
- Fáze 4: Materiál se sníženými mechanickými vlastnostmi (stav T4)
- Fáze 5: neobsazena
- Fáze 6: neobsazena

Během simulace chování základního materiálu během svařování dochází k přeměně fáze 1 (základního materiálu v dodaném stavu, tedy ve stavu T6), na fázi 4 (se sníženými mechanickými vlastnostmi), která se vyskytuje v TOO. Tato změna probíhá při ohřevu na základě Leblondovy úpravy Johnson-Mehl-Avramiho ve tvaru rovnice (3.5). Funkce popisující závislost parametrů P_{eq} a τ tohoto materiálu na teplotě jsou po částech lineární mezi

hodnotami uvedenými v Tab. 7.2 a 7.3. Hodnoty funkce $f(\dot{T})$ jsou v materiálové databázi rovny jedné pro celý rozsah rychlostí ochlazení.

Tab. 7.2 Hodnoty P_{eq} v rovnici (3.5) popisující přeměnu fáze 1 na fázi 4 materiálu AlMgSi

Teplota [°C]	P_{eq} [-]
200	0
300	1
500	1

Tab. 7.3 Hodnoty τ v rovnici (3.5) popisující přeměnu fáze 1 na fázi 4 materiálu AlMgSi

Teplota [°C]	τ [s]
160	1000000
180	1000
200	10
250	1
300	0,3
350	0,1
400	0,01
420	0,005

V materiálové databázi je dále popsána přeměna fází 1 a 4, na fázi 3, která by měla popisovat natavení základního materiálu. Tato změna probíhá opět při ohřevu na základě rovnice (3.5). Funkce popisující závislost parametrů P_{eq} a τ na teplotě jsou po částech lineární mezi hodnotami uvedenými v Tab. 7.4 a 7.5. Hodnoty funkce $f(\dot{T})$ jsou v materiálové databázi rovny jedné pro celý rozsah rychlostí ochlazení. V databázi je též popsána přeměna fáze 2 na fázi 3 pro případ, že by byl materiál AlMgSi použit jako materiál přídatný. Při svařovacích experimentech však byl použit materiál na bázi AlMgMn, a proto nebude uvedená přeměna v této práci popsána.

Tab. 7.4 Hodnoty P_{eq} v rovnici (3.5) popisující přeměnu fáze 1 a 4 na fázi 3 materiálu AlMgSi

Teplota [°C]	P_{eq} [-]
550	0
555	1

Tab. 7.5 Hodnoty τ v rovnici (3.5) popisující přeměnu fáze 1 a 4 na fázi 3 materiálu AlMgSi

Teplota [°C]	τ [s]
520	1000000
540	1000
555	10
570	0,1
580	0,01
610	0,01
620	0,0075
640	0,005

Mechanická část materiálové databáze uvažuje parametr MODEL 3, tedy elasto-plastický model s izotropickým zpevněním. Z šesti modelů elasto-plastického chování, které jsou dostupné v programu Sysweld tento model dle názoru autora dobře popisuje chování materiálu při daném typu úlohy, a proto bude parametr MODEL 3 uvažován ve všech numerických simulacích popsanych v této práci.

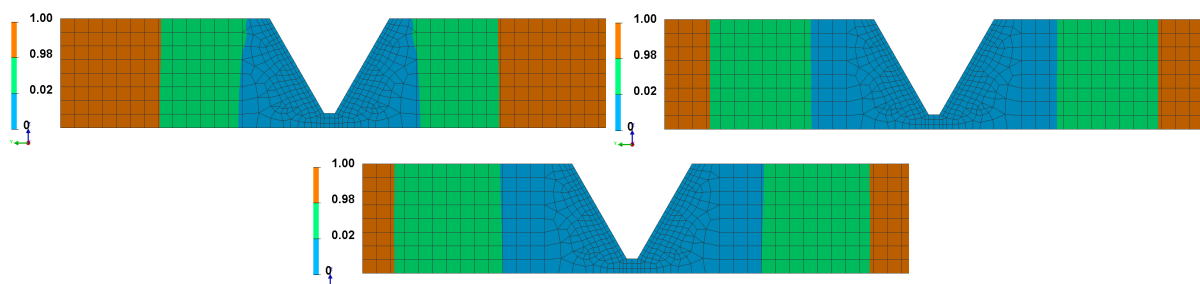
Mechanická část materiálové databáze dále uvažuje parametr TF 550, který určuje smazání materiálové historie při překročení 550 °C. Dalším parametrem je KY -1, který zanedbává transformační plasticitu.

Se zkalibrovanými vstupními daty byla provedena srovnávací numerická analýza. Byla vykreslena tepelně ovlivněná oblast. Jako výsledek byly vybrány kontury fáze 1, tedy základního materiálu (v našem případě ve stavu T651). V místech, kde byl materiál tepelně neovlivněn, se nachází 100 % fáze 1. Naopak v místech velmi blízko svarovému spoji se nachází 0 % této fáze. Rozložení fáze 1 v TOO po navaření kořenové housenky v řezu

modelem je na obr. 7.4 vlevo nahoře. (Přídavný materiál není pro účely vykreslení výsledků zobrazen, neboť tato kapitola se věnuje materiálu základnímu. Materiál na bázi Al-Mg-Mn bude řešen v kapitole 7.2.) Jako hranice rozlišitelnosti byly vybrány hodnoty 98 % původní fáze (oranžová oblast na obr. 7.4) a 2 % původní fáze (modrá oblast na obr. 7.4), protože pokles množství původní fáze o 2 % způsobí pokles tvrdosti o přibližně 1 HV, jak je zřejmé z výsledků měření tvrdosti na obr. 6.17 až 6.21. Modrá a zelená barva v následujících obrázcích tedy představují TOO a oranžová barva základní materiál.

Oblast rozhraní modré a zelené barvy na obr. 7.4 by měla odpovídat místu s výskytem nejnižší tvrdosti měřené po svařování. Oblast rozhraní zelené a oranžové barvy by měla odpovídat místu, kde je dosaženo tvrdosti základního materiálu. Vypočtená vzdálenost místa s nejnižší tvrdostí od osy svaru je $E = 12,2$ mm a vypočtená vzdálenost od osy svaru k místu, kde je dosaženo tvrdosti základního materiálu, je $G = 23,3$ mm. Jedná se o hodnoty určené uprostřed tloušťky plechu, výsledky jsou tedy srovnatelné s tvrdostí v úrovni řady 4 na obr. 6.21.

Rozložení fáze 1 v TOO po navaření výplňové housenky v řezu modelem je na obr. 7.4 vpravo nahoře. Vypočtená vzdálenost místa s nejnižší tvrdostí od osy svaru je $E = 16,8$ mm a vypočtená vzdálenost od osy svaru k místu, kde je dosaženo tvrdosti základního materiálu, je $G = 30,8$ mm. Rozložení fáze 1 v TOO po navaření krycí housenky v řezu modelem je na obr. 7.4 dole. Vypočtená vzdálenost místa s nejnižší tvrdostí od osy svaru je $E = 18,0$ mm a vypočtená vzdálenost od osy svaru k místu, kde je dosaženo tvrdosti základního materiálu, je $G = 32,7$ mm. Uvedené hodnoty jsou přehledně uvedeny v tab. 7.6, kde jsou též srovnány s hodnotami z tab. 6.17 a 6.19.



Obr. 7.4 Rozložení fáze 1 [-] v TOO v řezu modelem pro původní materiálový model Al-Mg-Si: po svaření kořenové housenky (vlevo nahoře), výplňové housenky (vpravo nahoře) a krycí housenky (dole) po analýze 6082-1-M01

Tab. 7.6 Rozměry TOO experimentu 6082-1 a srovnávací analýzy 6082-1-M01 v řadě 4

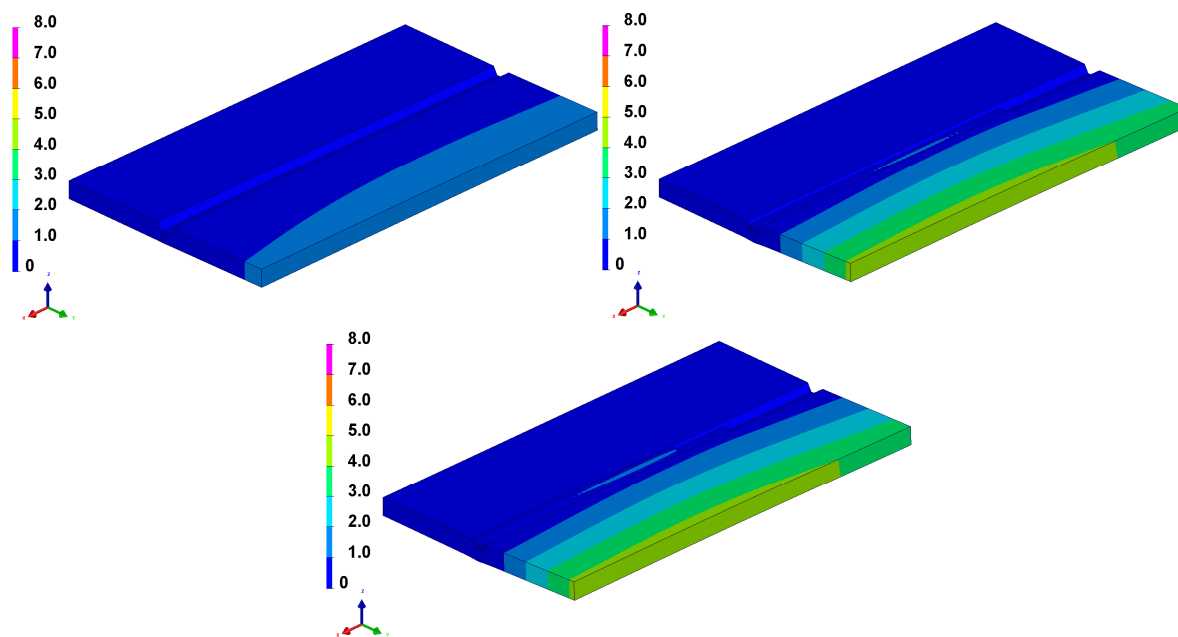
Housenka	Rozměr	Experiment	Srovnávací analýza
1.	E [mm]	6,5	12,2
	G [mm]	23,9	23,3
2.	E [mm]	8,5	16,8
	G [mm]	31,3	30,8
3.	E [mm]	8,0	18,0
	G [mm]	40,8	32,7

Rozměry TOO určené v úrovni všech řad (1 až 7) jsou souhrnně uvedeny v tabulkách 7.12 až 7.14 v kapitole 7.1.4, kde jsou srovnány nejen s daty změřenými experimentálně, ale i s hodnotami určenými při další numerické analýze.

Obdobně jako bylo provedeno vykreslení teplotních polí při svařování na obr. 7.3 a rozložení fáze 1 na obr. 7.4, je možno vykreslit též rozložení ostatních fází uvažovaných v databázi, tedy fází 2, 3 a 4. Toto je možné nejen pro stav na konci svařování, ale pro jakýkoliv vypočtený časový okamžik. Všechny uvedené výstupy jsou vypočteny během

sružené tepelně-metalurgické analýzy, na kterou bezprostředně navazuje analýza mechanická.

Mezi základní výstupy mechanické analýzy patří výpočet posuvů jednotlivých bodů v průběhu celého svařování. Na obr. 7.5 je vypočtená velikost posuvů všech bodů modelu po svaření jednotlivých housenek. Posuvy je možné rovněž vykreslovat do grafů a srovnávat s hodnotami změřenými pomocí LVDT snímačů při svařovacích experimentech. Hodnoty deformací v místech odpovídajících poloze snímačů jsou přehledně uvedeny v tab. 7.7, kde jsou též srovnány s hodnotami z tab. 6.15.



Obr. 7.5 Velikost posuvů jednotlivých bodů modelu [mm] po svaření kořenové housenky (vlevo nahoře), výplňové housenky (vpravo nahoře) a krycí housenky (dole) během analýzy 6082-1-M01

Tab. 7.7 Přírůstky deformace [mm] během svařování experimentu 6082-1 a analýzy 6082-1-M01

Housenka	Snímač č. 1		Snímač č. 2		Snímač č. 3	
	Experiment	Analýza	Experiment	Analýza	Experiment	Analýza
Kořenová	4,110	1,220	4,300	1,572	4,470	1,627
Výplňová	1,830	1,511	1,760	1,627	1,905	1,409
Krycí	2,080	1,490	1,310	1,199	1,245	0,626
Celkem	8,020	4,221	7,370	4,398	7,620	3,662

Dalšími z výstupů mechanické části numerické analýzy jsou rozložení různých typů zbytkových napětí v modelu, přetvoření apod. Uvedené výstupy numerické simulace ovšem nemohly být srovnávány s experimentálními daty, neboť velikosti zbytkových napětí ani přetvoření nebyly experimentálně měřeny. Proto nejsou v této práci uváděny.

Ze srovnání rozměrů TOO experimentu 6082-1 a srovnávací analýzy 6082-1-M01 v tab. 7.6 je zřejmé, že především v případě rozměru E nevykazuje numerická analýza s využitím stávajícího modelu chování uspokojivé výsledky. Stejný závěr je možné učinit po srovnání deformací experimentu 6082-1 a srovnávací analýzy 6082-1-M01 v tab. 7.7. Je proto žádoucí upravit materiálovou databázi pro dosažení výsledků, které budou v lepší shodě s realitou.

7.1.3 Srovnávací analýza 6082-2-M01

Kapitola představuje výsledky srovnávací analýzy dle svařovacích experimentů 6082-2 a 6082-3 popsaných v kapitolách 6.1.4 a 6.1.5. Na základě rychlosti svařování a rychlosti podávání drátu (které byly monitorovány během svařovacího experimentu), délek housenek a rozměru svařovacího drátu byly vypočteny velikosti jednotlivých housenek a jejich průřezy. Na základě geometrie úkosu byla následně vypočítána výška housenek. Uvedené parametry jsou v tab. 7.8 a 7.9.

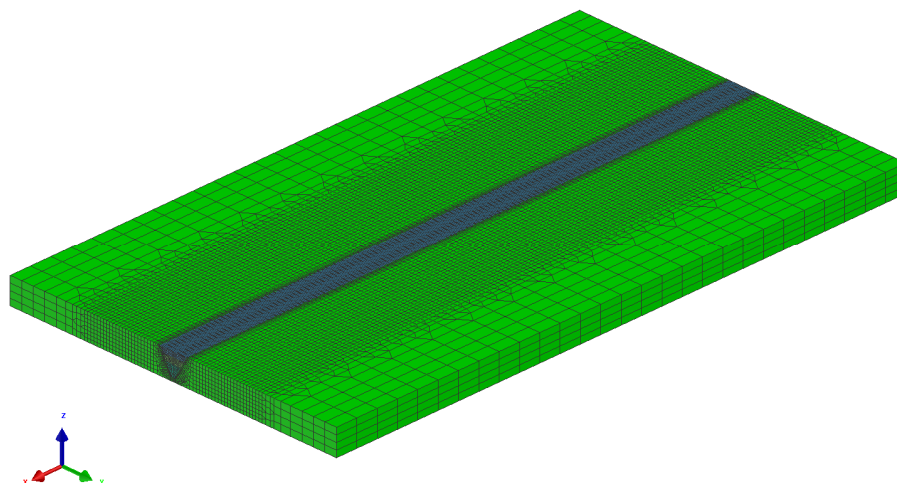
Tab. 7.8 Rozměry housenek pro model dle experimentu 6082-2

Housenka	Kořenová	Výplňová	Krycí
Délka [mm]	350	350	350
Objem [mm ³]	12 393	14 378	16 234
Průřez [mm ²]	35,4	41,0	46,3
Výška [mm]	6,6	3,6	3,0

Tab. 7.9 Rozměry housenek pro model dle experimentu 6082-3

Housenka	Kořenová	Výplňová	Krycí
Délka [mm]	350	350	350
Objem [mm ³]	12 473	14 445	15 883
Průřez [mm ²]	35,6	41,0	45,3
Výška [mm]	6,6	3,6	2,9

Jak je zřejmé ze srovnání dat v tab. 7.1, 7.8 a 7.9, průřezy a výšky housenek jsou pro experimenty 6082-1, 6082-2 a 6082-3 shodné, případně vykazují zanedbatelné rozdíly. Z tohoto důvodu je možné pro srovnávací analýzu 6082-2-M01 použít model sítě konečných prvků stejného průřezu jako pro srovnávací analýzu 6082-1-M01. Řez modelem kolmo na osu svaru je na obr. 7.2. Rozdíl spočívá v délce housenek, neboť u experimentů 6082-2 a 6082-3 byly housenky svařeny po celé délce úkosu. Sít' konečných prvků modelu s odpovídajícími délkami housenek obsahuje 156 670 elementů a 139 802 uzlů a je na obr. 7.6.



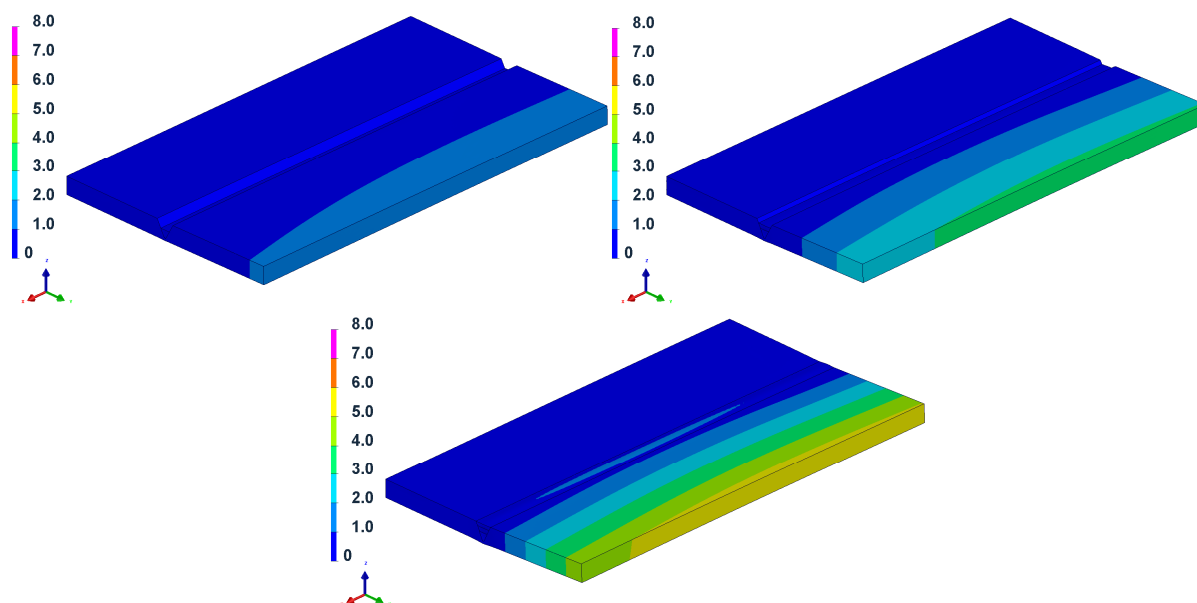
Obr. 7.6 Model pro validační analýzu modelu experimentů 6082-2 a 6082-3

Jak je uvedeno v kapitolách 6.1.3, 6.1.4 a 6.1.5, experimenty 6082-1, 6082-2 a 6082-3 byly svařovány se shodně nastavenými svařovacími parametry, které jsou uvedeny v tab. 6.12. Ze srovnání dat uvedených v tab. 6.13, 6.20 a 6.22 je zřejmé, že skutečné svařovací parametry monitorované během procesu vykazují zanedbatelné rozdíly. Z tohoto důvodu bylo pro

popisovanou srovnávací analýzu možné použít zkalibrovaná vstupní data popsaná v kapitole 7.1.1.

Výsledky tepelně-metalurgického výpočtu srovnávací analýzy 6082-2-M01 po svaření jednotlivých housenek jsou při zobrazení v řezu modelem shodné s výsledky srovnávací analýzy 6082-1-M01 popsané v předchozí kapitole a zobrazené na obr. 7.4 a v tab. 7.6. Rozdílné hodnoty se samozřejmě nacházejí na koncích jednotlivých housenek (vzhledem k jejich rozdílné délce), tato místa však nejsou reprezentativní a v práci nebudou srovnána.

V návaznosti na tepelně-metalurgickou analýzu byla provedena analýza mechanická. Na obr. 7.7 je vypočtená velikost posuvů všech uzlů modelu po svaření jednotlivých housenek. Hodnoty deformací v místech odpovídajících poloze snímačů jsou přehledně uvedeny v tab. 7.10, kde jsou též srovnány s hodnotami z tab. 6.21 a 6.23.



Obr. 7.7 Velikost posuvů jednotlivých bodů modelu [mm] po svaření kořenové housenky (vlevo nahoře), výplňové housenky (vpravo nahoře) a krycí housenky (dole) během analýzy 6082-2-M01

Tab. 7.10 Přírůstky deformace [mm] během svařování experimentu 6082-2 a 6082-3 a srovnávací analýzy 6082-2-M01

Hous.	Snímač č. 1			Snímač č. 2			Snímač č. 3		
	Experiment		Analýza	Experiment		Analýza	Experiment		Analýza
	6082-2	6082-3		6082-2	6082-3		6082-2	6082-3	
1.	3,150	3,480	1,173	3,480	3,635	1,522	3,670	3,765	1,614
2.	1,930	2,135	1,580	1,935	2,180	1,709	1,985	2,115	1,495
3.	1,820	2,385	2,018	1,870	2,465	2,164	1,925	2,505	2,000
Celkem	6,900	8,000	4,771	7,285	8,280	5,395	7,580	8,385	5,109

Ze srovnání deformací experimentů 6082-2, 6082-3 a srovnávací analýzy 6082-2-M01 v tab. 7.10. je zřejmé, že numerická analýza s využitím stávající materiálové databáze nevykazuje uspokojivé výsledky.

7.1.4 Vývoj materiálového modelu – verifikační a validační analýzy

Po srovnání dat naměřených při experimentech 6082-1, 6082-2 a 6082-3 a vypočtených rozměrů TOO a deformací při srovnávacích analýzách popsaných v předchozích kapitolách je zřejmé, že míra shody je nízká a použitou materiálovou databází je nutné upravit.

Úprava metalurgického modelu – analýzy 6082-1-M02 a 6082-2-M02

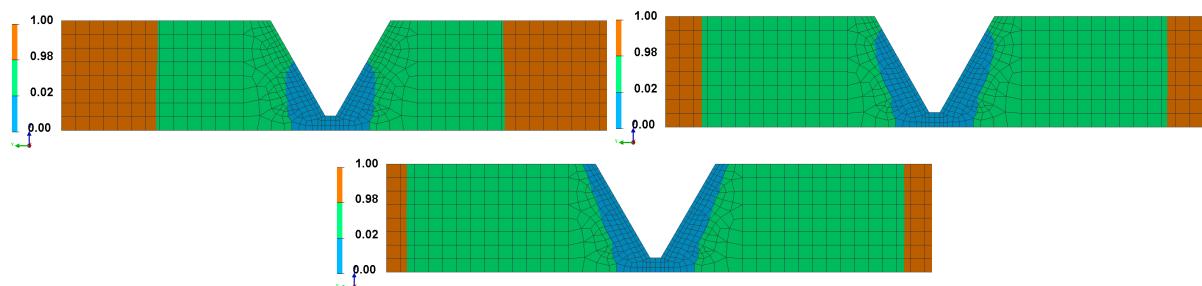
V prvním kroku se úprava modelu zaměřila na metalurgickou část materiálové databáze, na které závisí výpočet velikosti TOO. Rozmezí teplot, při kterých dochází k přeměně fáze 1 na fázi 4 materiálu Al-Mg-Si lze určit z tab. 7.2. Přeměna začíná při teplotě 200 °C a základní materiál ohřátý na teplotu přes 300 °C je již plně transformován na fázi se sníženými mechanickými vlastnostmi. Z CHD diagramu materiálu EN AW-6082 ve stavu T6 na obr. 2.3 lze však určit, že rozpouštění Guinier-Prestonových zón začíná v materiálu pro nejnižší uvažovanou rychlost již při teplotě 170 °C. Z diagramu je zřejmé, že při větších rychlostech ohřevu dochází k začátku rozpouštění GP zón při vyšších teplotách, avšak v rovnici (3.5) nejsou hodnoty parametru P_{eq} funkcí rychlosti ohřevu, ale jsou závislé jen na teplotě. Z tohoto důvodu bude uvažována nejnižší teplota uvedená v CHD diagramu. Obdobně lze z CHD diagramu odečíst konec rozpouštění fáze Mg_2Si : Rozpuštění fází je ukončeno a plně homogenní tuhý roztok vznikne při teplotě 520 °C. Na základě uvedených informací je možné nahradit hodnoty uvedené v tab. 7.2 hodnotami v tab. 7.11, a tak změnit hodnoty parametru P_{eq} v materiálové databázi.

Tab. 7.11 Hodnoty P_{eq} v rovnici (3.5) popisující přeměnu fáze 1 na fázi 4 materiálu EN AW-6082

Teplota [°C]	P_{eq} [-]
170	0
520	1

Byla provedena simulace 6082-1-M02 s upravenou materiálovou databází. Vstupní parametry analýzy byly totožné jako v případě srovnávací analýzy popsané v kapitole 7.1.2. Jediný rozdíl představovaly upravené hodnoty parametru P_{eq} v metalurgickém modelu.

Po provedení analýzy byly vykresleny výsledky. Na obr. 7.8 vlevo nahoře je rozložení fáze 1 v TOO po navaření kořenové housenky v řezu modelem, rozložení fáze 1 po navaření výplňové housenky je na obr. 7.8 vpravo nahoře a po navaření krycí housenky v řezu modelem na obr. 7.8 dole.



Obr. 7.8 Rozložení fáze 1 [-] v TOO v řezu modelem po analýze 6082-1-M02 (upravený materiálový model): po svaření kořenové housenky (vlevo nahoře), výplňové housenky (vpravo nahoře) a krycí housenky (dole)

Rozměry TOO po svaření jednotlivých housenek jsou uvedeny v tab. 7.12 až 7.14, kde jsou srovnány hodnoty z experimentálních měření s výsledky analýz 6082-1-M01 a 6082-1-M02. Vypočtená vzdálenost místa s nejnižší tvrdostí od osy svaru je označena písmenem E

a vypočtená vzdálenost od osy svaru k místu, kde je dosaženo tvrdosti základního materiálu, je označena písmenem G.

Tab. 7.12 Rozměry E [mm] TOO experimentu 6082-1 a analýz 6082-1-M01 a 6082-1-M02

Řada	Housenka	Experiment	6082-1-M01	6082-1-M02
1	1.	5,5	12,6	5,5
	2.	5,5	16,8	5,6
	3.	4,0	17,8	5,6
2	1.	6,0	12,5	5,9
	2.	6,0	16,8	5,9
	3.	5,0	17,9	5,6
3	1.	6,5	12,4	6,1
	2.	7,5	16,8	6,7
	3.	6,0	17,9	6,7

Tab. 7.13 Rozměry E a G [mm] TOO experimentu 6082-1 a analýz 6082-1-M01 a 6082-1-M02

Řada	Housenka	Rozměr	Experiment	6082-1-M01	6082-1-M02
4	1.	E	6,5	12,2	6,2
		G	23,9	23,3	24,0
	2.	E	8,5	16,8	7,5
		G	31,3	30,8	32,1
	3.	E	8,0	18,0	7,5
		G	40,8	32,7	34,3

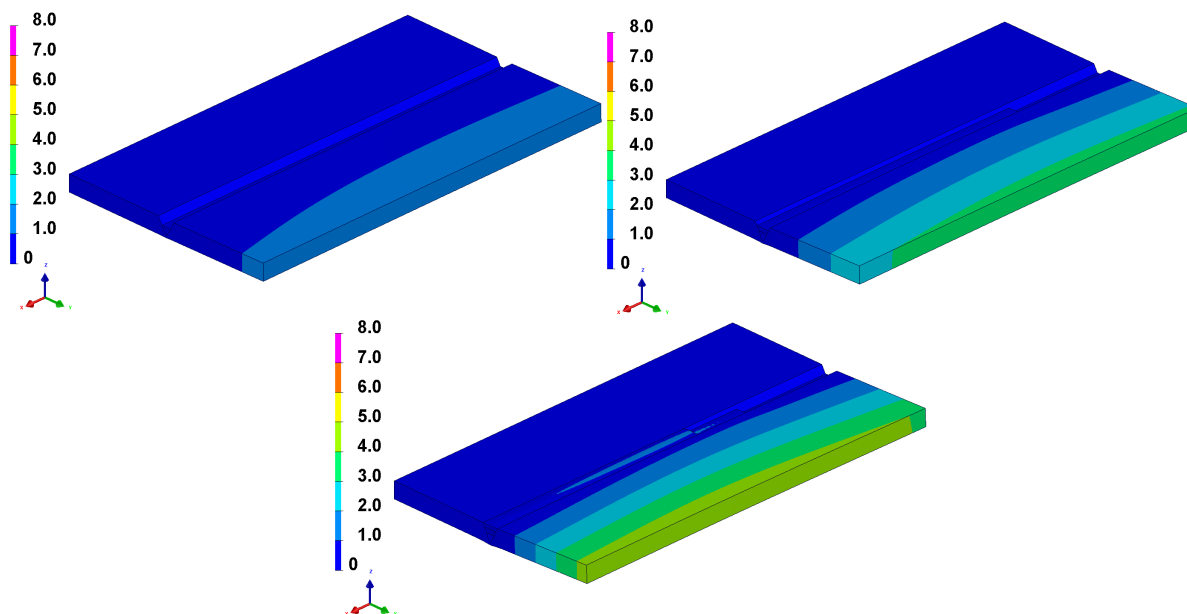
Tab. 7.14 Rozměry E [mm] TOO experimentu 6082-1 a analýz 6082-1-M01 a 6082-1-M02

Řada	Housenka	Experiment	6082-1-M01	6082-1-M02
5	2.	9,5	16,8	8,1
	3.	9,0	18,0	8,2
6	2.	10,0	16,8	8,2
	3.	10,0	18,0	8,7
7	3.	11,0	18,0	9,6

Po tepelně-metalurgické analýze byla opět provedena analýza mechanická. Na obr. 7.9 je vypočtená velikost posuvů všech uzlů modelu po svaření jednotlivých housenek. Hodnoty deformací výpočtu 6082-1-M02 v místech odpovídajících poloze snímačů jsou v tab. 7.15, kde je též uvedena změna deformace oproti hodnotám vypočteným při srovnávací analýze 6082-1-M01.

Tab. 7.15 Přírůstky deformace během analýzy 6082-1-M02

Hous.	Snímač č. 1		Snímač č. 2		Snímač č. 3	
	Def. [mm]	Změna [%]	Def. [mm]	Změna [%]	Def. [mm]	Změna [%]
Koř.	1,288	+ 5,6	1,659	+ 5,5	1,727	+ 6,1
Výplň.	1,588	+ 5,1	1,710	+ 5,1	1,490	+ 5,8
Krycí	1,594	+ 7,0	1,316	+ 9,8	0,708	+ 13,1
Celkem	4,470	+ 5,9	4,685	+ 6,5	3,925	+ 7,2



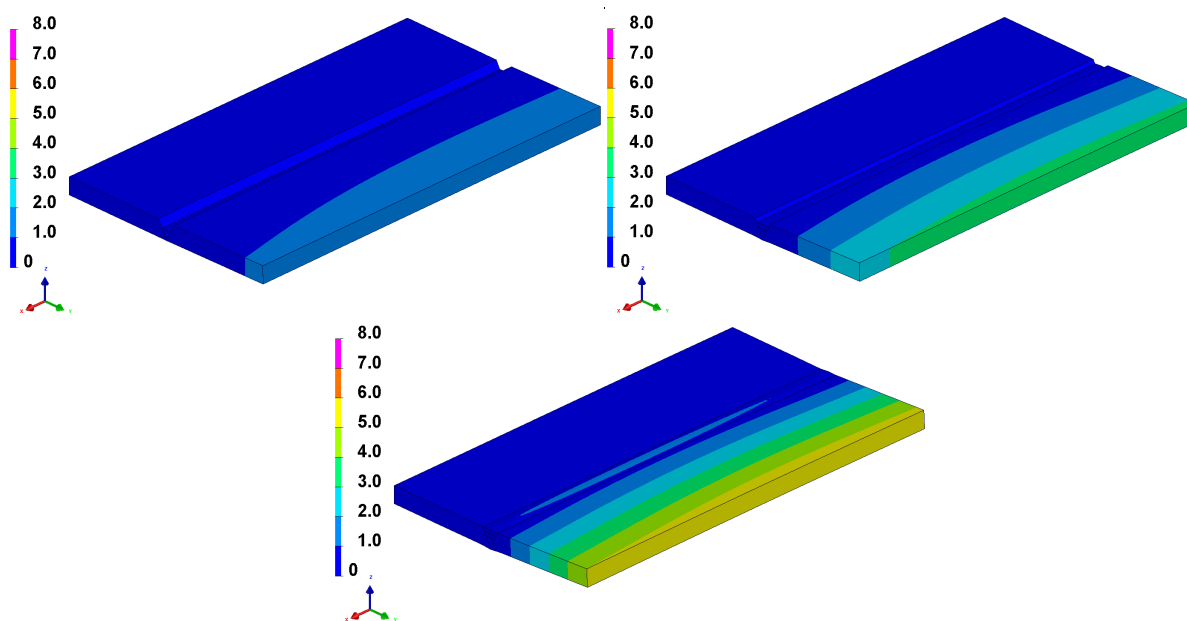
Obr. 7.9 Velikost posuvů jednotlivých bodů modelu [mm] po svaření kořenové housenky (vlevo nahoře), výplňové housenky (vpravo nahoře) a krycí housenky (dole) během analýzy 6082-1-M02

Výpočet s upraveným metalurgickým modelem vykazuje zlepšení vypočtených hodnot jednotlivých přírůstků deformace o 5,1 až 13,1 %, což způsobí zlepšení vypočtených hodnot celkové deformace o 5,9 až 7,2 %.

Výpočet s využitím upraveného metalurgického modelu byl proveden i s použitím geometrického modelu s housenkami svařenými po celé délce úkosu, který je detailně popsán v kapitole 7.1.3 Srovnávací analýza 6082-2-M01. Analýza bude označena jako 6082-2-M02. Vzhledem k tomu, že při analýzách typů 6082-1 a 6082-2 je používáno stejných svařovacích parametrů, tepelně-metalurgické výsledky analýzy 6082-2-M02 odpovídají výsledkům analýzy 6082-1-M02 z obr. 7.8 a tab. 7.12 až 7.14. Z tohoto důvodu jsou níže prezentovány pouze výsledky analýzy mechanické. Na obr. 7.10 je vypočtená velikost posuvů všech uzlů modelu po svaření jednotlivých housenek. Hodnoty deformací výpočtu 6082-2-M02 jsou uvedeny v tab. 7.16, kde je též uvedena změna deformace oproti hodnotám vypočteným při srovnávací analýze 6082-2-M01.

Tab. 7.16 Přírůstky deformace během analýzy 6082-2-M02

Hous.	Snímač č. 1		Snímač č. 2		Snímač č. 3	
	Def. [mm]	Změna [%]	Def. [mm]	Změna [%]	Def. [mm]	Změna [%]
Koř.	1,236	+ 5,4	1,602	+ 5,3	1,713	+ 6,1
Výplň.	1,652	+ 4,6	1,777	+ 4,0	1,570	+ 5,0
Krycí	2,129	+ 5,5	2,296	+ 6,1	2,137	+ 6,9
Celkem	5,017	+ 5,1	5,675	+ 5,2	5,420	+ 6,1



Obr. 7.10 Velikost posuvů jednotlivých bodů modelu [mm] po svaření kořenové housenky (vlevo nahoře), výplňové housenky (vpravo nahoře) a krycí housenky (dole) během analýzy 6082-2-M02

Výpočet s databází M02 na geometrickém modelu s dlouhými housenkami vykazuje zlepšení vypočtených hodnot jednotlivých přírůstků deformace o 4,0 až 6,9 %, což způsobí zlepšení vypočtených hodnot celkové deformace o 5,1 až 6,1 %.

Úprava mechanických vlastností – analýzy 6082-1-M09 a 6082-2-M09

Po analýzách typu M02 byla provedena řada dalších analýz, při kterých byly vyhodnocovány dílčí změny materiálové databáze. Níže jsou prezentovány výsledky analýz typu M09, při kterých byla použita materiálová databáze obsahující oproti databázi M02 souhrnné změny popsané v následujících odstavcích.

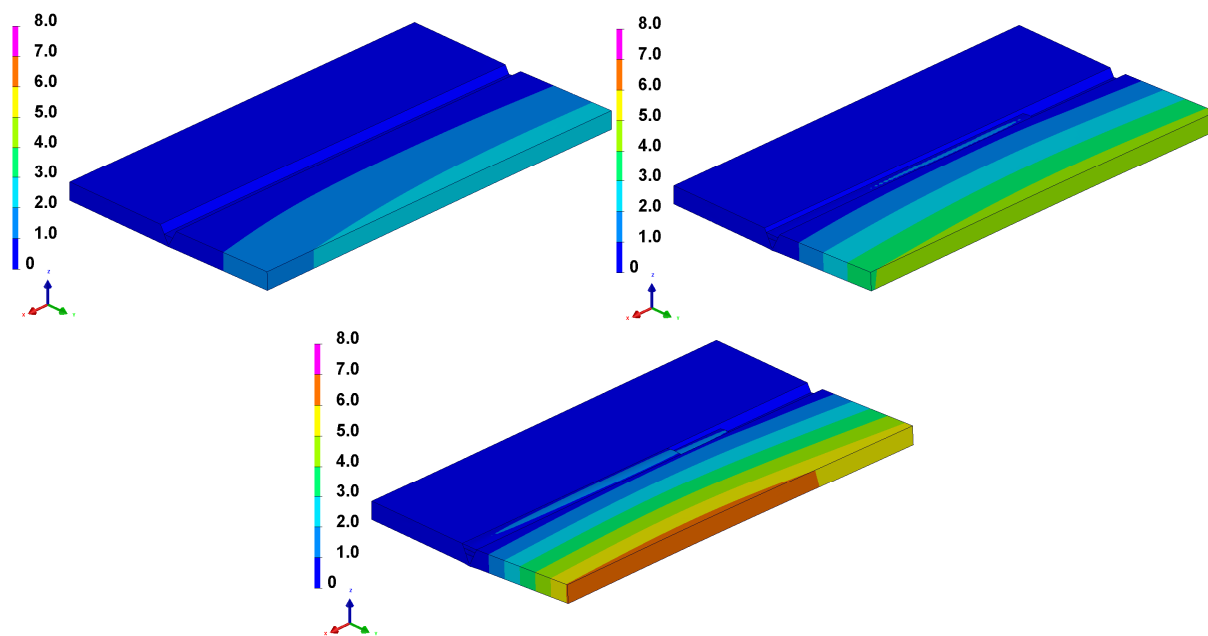
V první řadě bylo provedeno nahrazení materiálových vlastností jednotlivých fází v materiálové databázi vlastnostmi, které byly změřeny a uvedeny v kapitole 5 Měření vstupních dat pro numerické simulace. Konkrétně se jednalo o relativní prodloužení popsané v tab. 5.7. Dále byly přiřazeny vyhodnocené výsledky zkoušky tahem popsané v kapitole 5.3.2: Závislost mezi kluzu a modulů pružnosti na teplotě pro jednotlivé fáze a plastické části křivek. Fázi 1 byly přiřazeny vlastnosti materiálu v základním stavu a fázi 4 vlastnosti stavu po rozpouštěcím žhánání, neboť jak je uvedeno v kapitole 2.3.4 Pokles pevnostních vlastností zpevněných hliníkových slitin, v oblastech, které byly ohřáty nad teplotu solvu dojde k procesu obdobnému jako při rozpouštěcím žhánání – rozpuštění precipitátů a vzniku přesyceného tuhého roztoku při rychlém ochlazení. Tato skutečnost byla ověřena i experimentálně, neboť nejnižší změřená tvrdost v TOO uvedená v kapitole 6.1.3 Svařovací experiment 6082-1 přibližně odpovídá tvrdosti materiálu po rozpouštěcím žhánání uvedeném v kapitole 5.4 Měření křivek stárnutí.

Dále byla z databáze odstraněna přeměna na fázi tři. Jak je popsáno v kapitole 7.1.2 Srovnávací analýza 6082-1-M01, v metalurgické části materiálové databáze je uvažována přeměna fází 1 a 4, na fázi 3, která měla popisovat natavení základního materiálu a která probíhá při ohřevu na základě rovnice (3.5). Funkce popisující závislost parametrů P_{eq} a τ na teplotě jsou po částech lineární mezi hodnotami uvedenými v tab. 7.4 a 7.5 a hodnoty funkce $f(\dot{T})$ jsou rovny jedné. Rozmezí teplot, při kterých dochází k přeměně určit z tab. 7.4. Přeměna fází 1 i 4 na fázi 3 začíná shodně při teplotě 550 °C a materiál ohřátý na teplotu přes 555 °C je

již plně transformován. Vzhledem k tomu, že přeměna fáze 1 na fázi 4 proběhne plně již při teplotách nižších (což je popsáno v kapitole 7.1.4), prakticky není tato přeměna fáze 1 na fázi 3 možná a význam má pouze přeměna fáze 4 na fázi 3. V literatuře však byly nalezeny rozdílné údaje o teplotách přeměn: Např. výrobce ThyssenKrupp [103] uvádí teplotu solidu 555 °C, zatímco teplota likvidu není v materiálovém listu uvedena. Výrobce Nedal Aluminium [86] uvádí teplotu solidu 585 °C a teplotu likvidu 650 °C a dle Sabater Fundimol [97] je teplota solidu 575 °C a teplota likvidu 650 °C.

Přestože se údaje o teplotách solidu a likvidu z různých zdrojů liší, z uvedeného je přesto zřejmé, že rozmezí teplot uvažované v materiálové databázi je nesprávné. Rozborem mechanické části materiálové databáze bylo dále zjištěno, že pro popis vlastností fází 4 i 3 jsou použity identické mechanické vlastnosti. Z hlediska simulace se tedy jedná o přeměnu fáze 4 na fázi se stejnými vlastnostmi, a jak je uvedeno v kapitole 7.1.2, databáze obsahuje parametr KY -1, který zanedbává transformační plasticitu. Přeměna tedy probíhá bez vlivu na vlastnosti svarového spoje, napětí či deformace. Měření vlastností materiálu ve stavu tři, tedy materiálu, který byl ohřát do oblasti taveniny a následně ochlazen, však nebylo provedeno, neboť takové experimenty by byly značně náročné a nákladné. Z tohoto důvodu by musely být fázi tři přiřazeny vlastnosti některé z fází, které byly změřeny. Pokud by byla takto zvolena fáze po rozpouštěcím žíhání (ostatní fáze, jejichž vlastnosti byly měřeny, prošly přirozeným, nebo umělým stárnutím), uvažování takové přeměny by tedy postrádalo smysl.

Výpočet s uvedenými změnami byl proveden s použitím geometrického modelu s různými délkami housenek. Analýza byla označena jako 6082-1-M09. Na obr. 7.11 je vypočtená velikost posuvů všech uzlů modelu po svaření jednotlivých housenek. Hodnoty deformací výpočtu 6082-1-M09 jsou uvedeny v tab. 7.17, kde je též uvedena změna deformace oproti hodnotám vypočteným při předchozí analýze 6082-1-M02.



Obr. 7.11 Velikost posuvů jednotlivých bodů modelu [mm] po svaření kořenové housenky (vlevo nahoře), výplňové housenky (vpravo nahoře) a krycí housenky (dole) při analýze 6082-1-M09

Tab. 7.17 Přírůstky deformace během analýzy 6082-1-M09

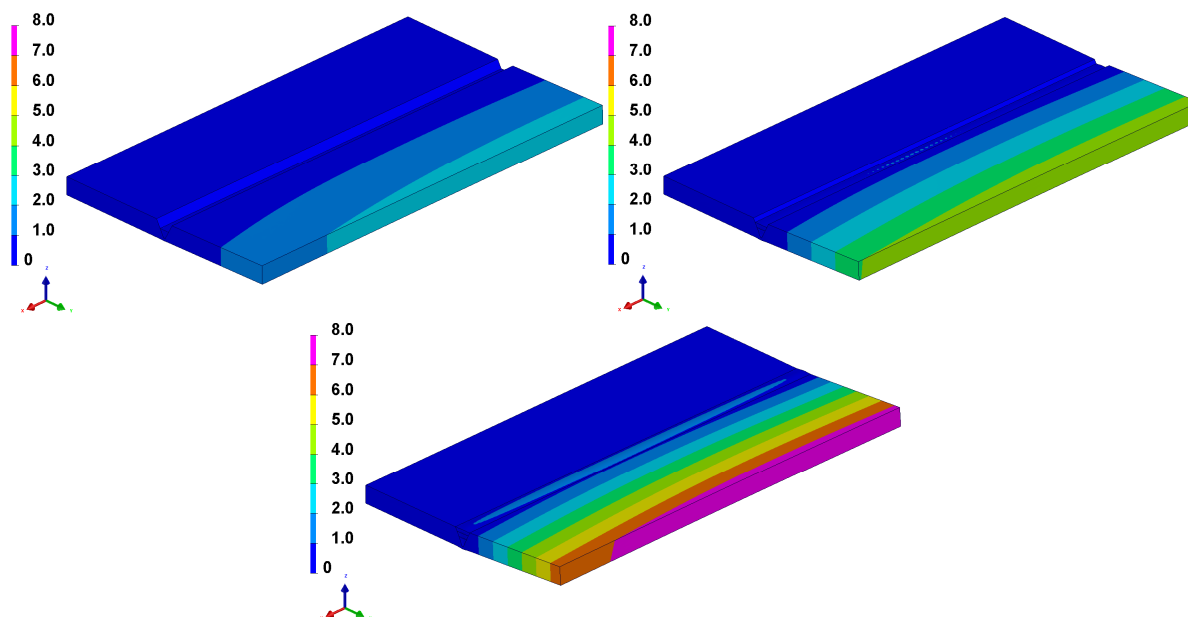
Hous.	Snímač č. 1		Snímač č. 2		Snímač č. 3	
	Def. [mm]	Změna [%]	Def. [mm]	Změna [%]	Def. [mm]	Změna [%]
Koř.	1,835	+ 42,5	2,358	+ 42,1	2,483	+ 43,8
Výplň.	2,137	+ 34,6	2,222	+ 29,9	1923	+ 29,1
Krycí	2,107	+ 32,2	1,792	+ 36,2	1,010	+ 42,7
Celkem	6,079	+36,0	6,372	+ 36,0	5,416	+ 38,0

Výpočet s databází M09 na geometrickém modelu s krátkými housenkami vykazuje zvětšení vypočtených hodnot jednotlivých přírůstků deformace o 29,1 až 43,8 %, což způsobí zvětšení vypočtených hodnot celkové deformace o 36 až 38 %.

Na obr. 7.12 je vypočtená velikost posuvů všech uzlů modelu po svaření housenek po celé délce úkosu. Hodnoty deformací výpočtu 6082-2-M09 jsou uvedeny v tab. 7.18, kde je též uvedena změna deformace oproti hodnotám vypočteným při předchozí analýze 6082-2-M02.

Tab. 7.18 Přírůstky deformace během analýzy 6082-2-M09

Hous.	Snímač č. 1		Snímač č. 2		Snímač č. 3	
	Def. [mm]	Změna [%]	Def. [mm]	Změna [%]	Def. [mm]	Změna [%]
Koř.	1,776	+ 43,7	2,294	+ 43,2	2,470	+ 44,2
Výplň.	2,205	+ 33,5	2,313	+ 30,2	2,184	+ 39,1
Krycí	2,693	+ 26,5	2,924	+ 27,4	2,759	+ 29,1
Celkem	6,674	+ 33,0	7,531	+ 32,7	7,413	+ 36,8



Obr. 7.12 Velikost posuvů jednotlivých bodů modelu [mm] po svaření kořenové housenky (vlevo nahoře), výplňové housenky (vpravo nahoře) a krycí housenky (dole) při analýze 6082-2-M09

Výpočet s databází M09 na geometrickém modelu s housenkami po celé délce úkosu vykazuje zvětšení vypočtených hodnot jednotlivých přírůstků deformace o 26,5 až 44,2 %, což způsobí zvětšení vypočtených hodnot celkové deformace o 32,7 až 36,8 %.

Úprava vlastností přídatného materiálu – analýzy 6082-1-M11 a 6082-2-M11

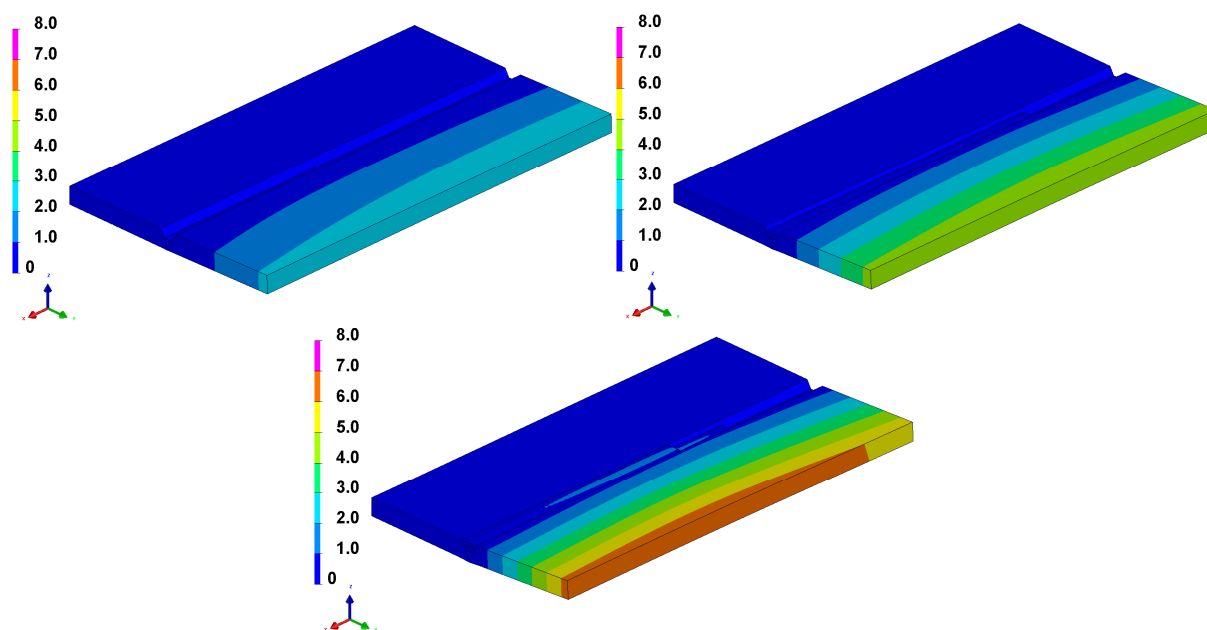
Dále jsou prezentovány výsledky analýz typu M11. Vlastnosti obsažené v materiálové databázi základního materiálu jsou shodné s analýzami typu M09. Pro popis vlastností přídatného materiálu však již nebyl použit materiál AlMgMn obsažený v databázi programu Sysweld, ale materiál použitý v analýzách 5083-1-M03 a 5083-2-M03. Popisu uvedeného typu materiálu je obsažen dále, v kapitole 7.2.4.

Na obr. 7.13 je vypočtená velikost posuvů všech uzlů modelu typu 6082-1 po svaření jednotlivých housenek. Hodnoty deformací výpočtu 6082-1-M11 jsou uvedeny v tab. 7.19, kde jsou též srovnány s hodnotami vypočtenými při předchozí analýze 6082-1-M09.

Tab. 7.19 Přírůstky deformace během analýzy 6082-1-M11

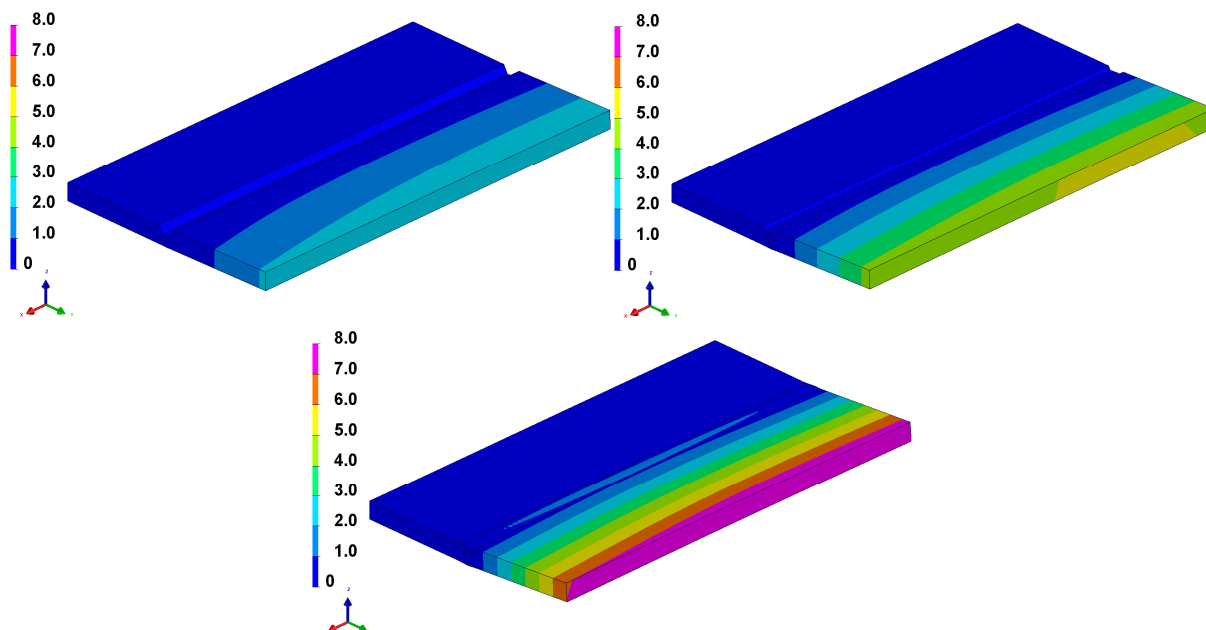
Hous.	Snímač č. 1		Snímač č. 2		Snímač č. 3	
	Def. [mm]	Změna [%]	Def. [mm]	Změna [%]	Def. [mm]	Změna [%]
Koř.	2,194	+ 19,6	2,723	+ 15,5	2,829	+ 13,9
Výplň.	2,169	+ 1,5	2,236	+ 0,6	1,877	- 2,4
Krycí	2,065	- 2,0	1,750	- 2,3	0,991	- 1,9
Celkem	6,428	+ 5,7	6,709	+ 5,3	5,697	+ 5,2

Výpočet s databází M11 na geometrickém modelu s různými délkami housenek vykazuje změnu vypočtených hodnot jednotlivých přírůstků deformace o - 2,3 až + 19,6 %, což způsobí zvětšení vypočtených hodnot celkové deformace o 5,2 až 5,7 %.



Obr. 7.13 Velikost posuvů jednotlivých bodů modelu [mm] po svaření kořenové housenky (vlevo nahoře), výplňové housenky (vpravo nahoře) a krycí housenky (dole) při analýze 6082-1-M11

Na obr. 7.14 je vypočtená velikost posuvů všech uzlů modelu po svaření housenek po celé délce úkosu. Hodnoty deformací výpočtu 6082-2-M11 jsou uvedeny v tab. 7.20, kde jsou též srovnány s hodnotami vypočtenými při předchozí analýze 6082-2-M09.



Obr. 7.14 Velikost posuvů jednotlivých bodů modelu [mm] po svaření kořenové housenky (vlevo nahoře), výplňové housenky (vpravo nahoře) a krycí housenky (dole) 6082-2-M11

Tab. 7.20 Přírůstky deformace během analýzy 6082-2-M11

Hous.	Snímač č. 1		Snímač č. 2		Snímač č. 3	
	Def. [mm]	Změna [%]	Def. [mm]	Změna [%]	Def. [mm]	Změna [%]
Koř.	2,135	+ 20,2	2,657	+ 15,8	2,815	+ 14,0
Výplň.	2,232	+ 1,2	2,313	0,0	2,146	- 1,7
Krycí	2,601	- 3,4	2,783	- 4,8	2,632	- 4,6
Celkem	6,968	+ 4,4	7,753	+ 2,9	7,593	+ 2,4

Výpočet s databází M11 na geometrickém modelu se shodnými délkami housenek vykazuje změnu vypočtených hodnot jednotlivých přírůstků deformace o - 4,8 až + 20,2 %, což způsobí zvětšení vypočtených hodnot celkové deformace o 2,4 až 4,4 %.

7.2 SIMULACE SVAŘOVÁNÍ MATERIÁLU EN AW-5083

V kapitole jsou popsány simulace svařování hliníkové slitiny EN AW-5083. Jedná se o kalibrační a srovnávací analýzy na základě provedených experimentů. Dále je v kapitole popsán postup při úpravě materiálového modelu chování dané slitiny.

7.2.1 Kalibrační analýzy

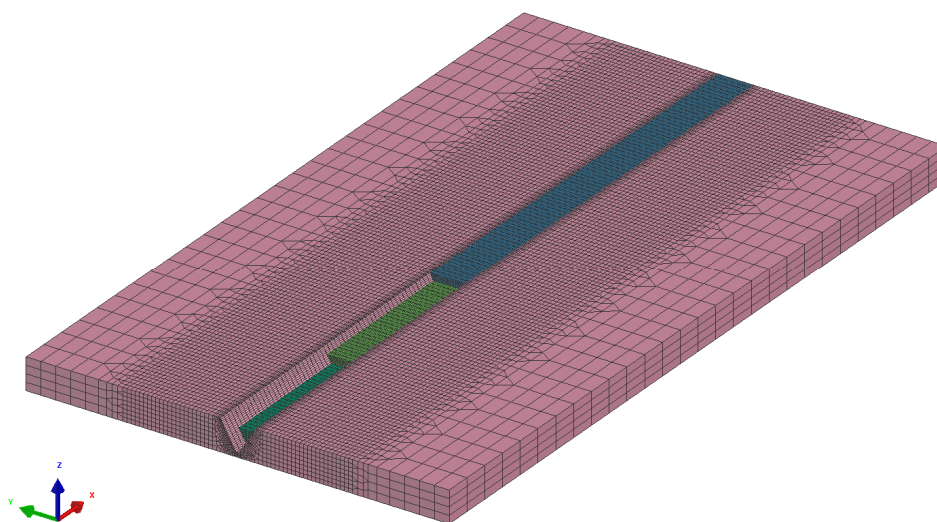
Na základě geometrie svařence popsaného v kapitole 6, byl vytvořen výpočetní model. Na základě rychlosti svařování a rychlosti podávání drátu (které byly monitorovány během svařovacího experimentu a jsou popsány v kapitole 6.1.1) a na základě délek housenek a průměru svařovacího drátu byly vypočítány velikosti jednotlivých housenek a jejich průřezy. Na základě geometrie úkosu byla následně vypočtena výška housenek. Vypočtené rozměry jsou v tab. 7.21.

Tab. 7.21 Rozměry housenek pro model dle experimentu 5083-1

Housenka	Kořenová	Výplňová	Krycí
Délka [mm]	342	278	203
Objem [mm³]	12 081	11 473	9 306
Průřez [mm²]	35,3	41,2	45,8
Výška [mm]	6,6	3,6	3,0

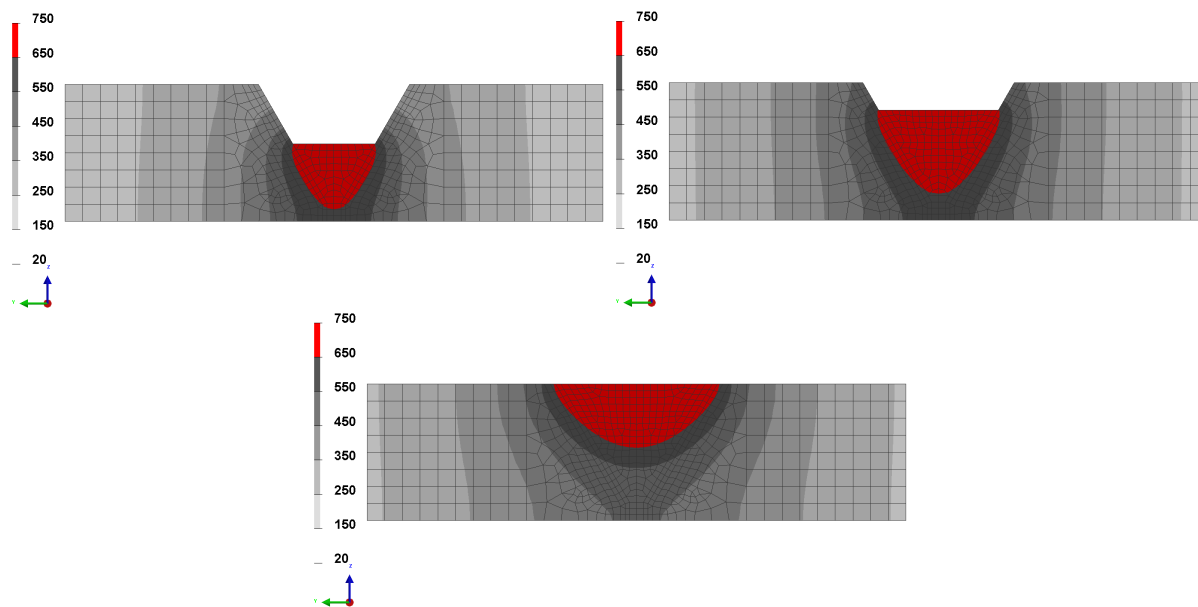
Model vytvořený na základě rozměrů uvedených v tab. 7.21 je na obr. 7.15. Síť konečných prvků obsahuje 149 290 elementů a 132 506 uzlů.

Tepelné okrajové podmínky byly pro numerickou simulaci definovány na celém povrchu modelu jako přestup tepla prouděním a sáláním do klidného vzduchu o teplotě 20 °C. Byla použita materiálová databáze programu Sysweld, kdy byla pro základní i přídatný materiál použita slitina Al-Mg-Mn. Z modelů tepelného zdroje dostupných v programu Sysweld byl zvolen tzv. Goldakův dvouelipsoidní model tepelného zdroje. Specifické vnesené teplo bylo vypočteno pomocí rovnice 6.1 na základě veličin U , I a v_s uvedených v tab. 6.2 a při kalibraci bylo postupováno obdobně jako při kalibračních analýzách experimentů s materiálem EN AW-6082, které jsou popsány v kapitole 7.1.1.



Obr. 7.15 Model pro kalibraci simulace experimentu 8083-1

Na obr. 7.16 jsou natavené oblasti a teplotní pole při svařování jednotlivých housenek jako výsledek poslední kalibrační analýzy experimentu 5083-1.



Obr. 7.16 Teplotní pole [°C] a natavená oblast v řezu modelem během svařování: kořenové housenky (vlevo nahoře), výplňové housenky (vpravo nahoře) a krycí housenky (dole)

7.2.2 Srovnávací analýza 5083-1-M01

Jak bylo uvedeno v předchozí kapitole, kalibrační analýzy byly provedeny s materiálem AlMgMn z materiálové databáze programu, který byl použit pro definici základního i přídatného materiálu. Materiálová databáze programu Sysweld obsahuje materiál AlMgMn s pozicemi, které jsou obsazeny následovně:

- Fáze 1: Základní materiál (stav po tváření za studena)
- Fáze 2: Fiktivní fáze simulující neaktivovaný přídatný materiál před svařováním
- Fáze 3: Nový materiál (pro popis natavených oblastí)
- Fáze 4: Materiál se sníženými mechanickými vlastnostmi (rekrytalizovaný)
- Fáze 5: neobsazena
- Fáze 6: neobsazena

Během simulace chování základního materiálu během svařování dochází k přeměně fáze 1 na fázi 4, která se vyskytuje v TOO. Tato změna probíhá při ohřevu na základě rovnice (3.5). Hodnoty funkce $f(\dot{T})$ jsou v materiálové databázi rovny jedné pro celý rozsah rychlostí ochlazení. Funkce popisující závislost parametrů P_{eq} a τ tohoto materiálu na teplotě jsou po částech lineární mezi zadanými hodnotami. Studium materiálové databáze bylo zjištěno, že hodnoty parametrů jsou identické s hodnotami v databázi materiálu AlMgSi uvedenými v tab. 7.2 a 7.3. V materiálové databázi je dále popsána přeměna fází 1 a 4, na fázi 3, která by měla popisovat natavení základního materiálu. Tato změna probíhá opět při ohřevu na základě rovnice (3.5). Hodnoty funkce $f(\dot{T})$ jsou v materiálové databázi rovny jedné. Studium materiálové databáze bylo zjištěno, že hodnoty parametrů P_{eq} a τ jsou opět identické s hodnotami v databázi materiálu AlMgSi uvedenými v tab. 7.4 a 7.5.

V databázi je dále popsána přeměna fáze 2 na fázi 3 pro případ, že je materiál AlMgMn použit jako materiál přídatný. Přeměna probíhá při ohřevu na základě rovnice (3.5). Hodnoty funkce $f(\dot{T})$ jsou v materiálové databázi rovny jedné. Funkce popisující závislost parametrů P_{eq} a τ na teplotě jsou po částech lineární mezi hodnotami v tab. 7.22 a 7.23.

Tab. 7.22 Hodnoty P_{eq} v rovnici (3.5) popisující přeměnu fáze 2 na fázi 3 materiálu AlMgMn

Teplota [°C]	P_{eq} [-]
500	0
510	1

Tab. 7.23 Hodnoty τ v rovnici (3.5) popisující přeměnu fáze 2 na fázi 3 materiálu AlMgMn

Teplota [°C]	τ [s]
470	1000000
490	1000
510	10
520	0,1
530	0,01
560	0,01
570	0,0075
590	0,005

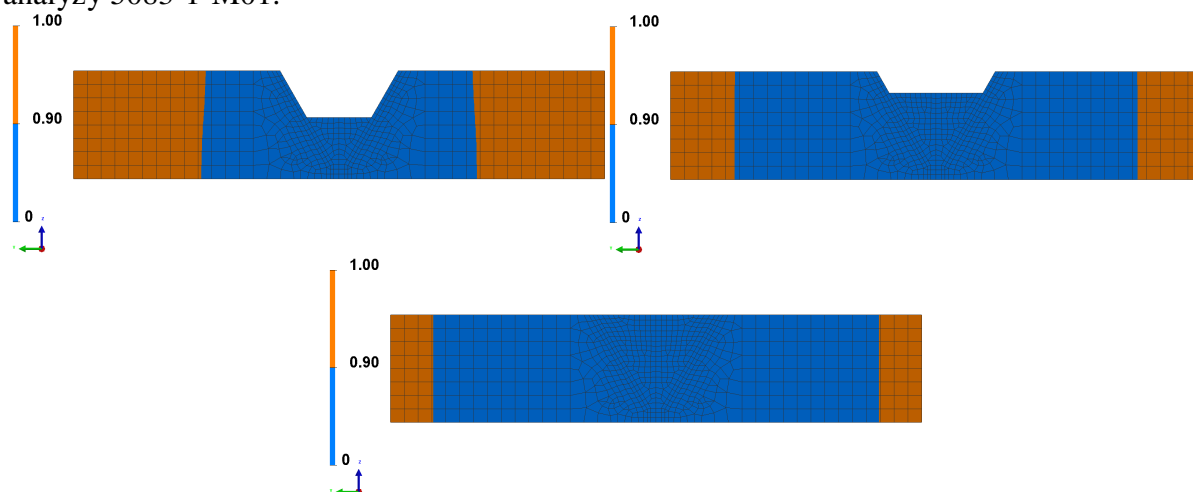
Stejně jako v případě materiálu AlMgSi uvažuje mechanická část materiálové databáze AlMgMn parametr MODEL 3, tedy elasto-plastický model s izotropickým zpevněním, parametr TF 550, a parametr je KY -1, který zanedbává transformační plasticitu.

Se zkalibrovanými vstupními daty byla provedena srovnávací numerická analýza a byla vykreslena tepelně ovlivněná oblast. Jako výsledek bylo vybráno rozložení fáze 1, tedy základního materiálu (ve stavu H111). V místech, kde byl materiál tepelně neovlivněn, se nachází 100 % fáze 1. Naopak v místech velmi blízko svarovému spoji se nachází 0 % této fáze. Rozložení fáze 1 v TOO po navaření kořenové housenky v řezu modelem je na obr. 7.17 vlevo nahoře, po navaření výplňové housenky vpravo nahoře a po navaření krycí housenky na obr. 7.17 dole.

Jako hranice rozlišitelnosti byly vybrány hodnoty 90 % původní fáze (oranžová oblast na obr. 7.17), protože pokles množství původní fáze o 10 % způsobí pokles tvrdosti o přibližně 1 HV, jak je zřejmé z výsledků měření tvrdosti na obr. 6.7 až 6.14. Modrá barva v následujících obrázcích tedy představuje TOO a oranžová barva základní materiál.

Oblast rozhraní modré a oranžové barvy na obr. 7.17 by měla odpovídat místu, kde je dosaženo tvrdosti základního materiálu. Vypočtená vzdálenost od osy svaru k místu, kde je dosaženo tvrdosti základního materiálu, je označena písmenem G.

Rozměry G TOO po svaření jednotlivých housenek jsou uvedeny v tab. 7.24 a 7.25, kde jsou srovnány hodnoty zjištěné pomocí měření po svaření experimentu 5083-1 s výsledky analýzy 5083-1-M01.



Obr. 7.17 Rozložení fáze 1 [-] v TOO v řezu modelem pro původní materiálový model AlMgMn: po svaření kořenové housenky (vlevo nahoře), výplňové housenky (vpravo nahoře) a krycí housenky (dole)

Tab. 7.24 Rozměry G [mm] TOO experimentu 5083-1 a analýzy 5083-1-M01

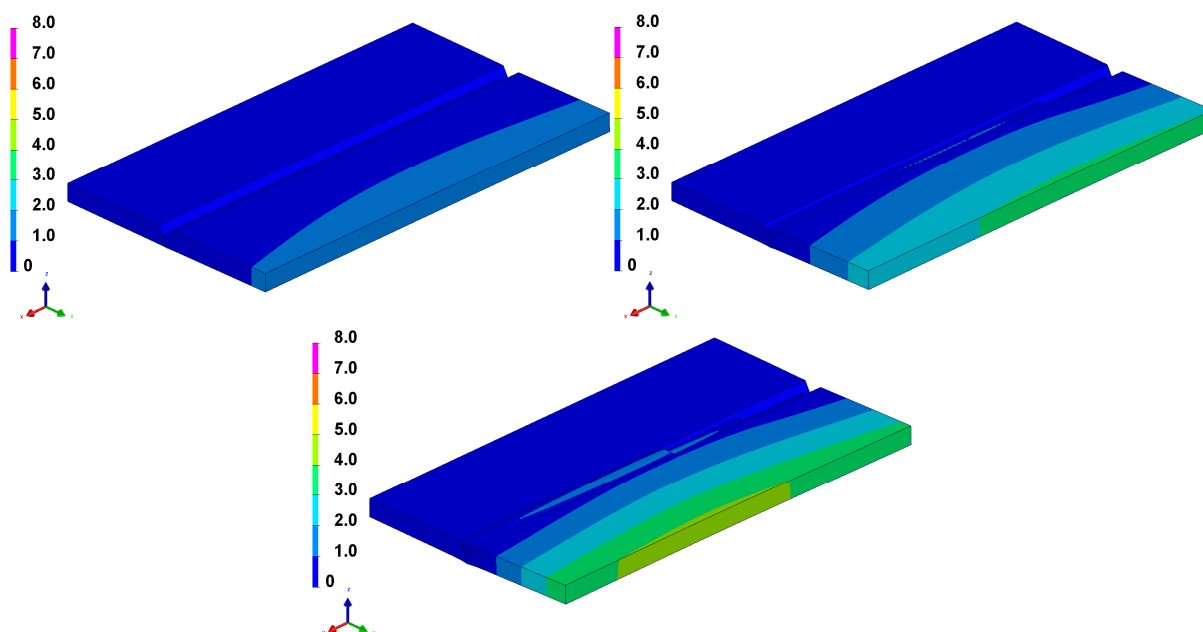
Řada	Housenka	Experiment	Analýza
1	1.	11,0	19,2
	2.	11,0	28,2
	3.	12,0	31,1
2	1.	10,0	19,2
	2.	11,0	28,1
	3.	9,5	31,1
3	1.	12,0	19,2
	2.	7,5	28,1
	3.	11,0	31,1
4	1.	12,0	19,0
	2.	13,5	28,1
	3.	13,5	31,1

Tab. 7.25 Rozměry G [mm] TOO experimentu 5083-1 a analýzy 5083-1-M01

Řada	Housenka	Experiment	Analýza
5	2.	8,0	28,1
	3.	10,5	31,1
6	2.	7,5	28,1
	3.	10,0	31,1
7	3.	11,5	31,1

Všechny uvedené výstupy, tedy rozložení teplotních polí na obr. 7.16 a fáze 1 na obr. 7.17 byly vypočteny během sdružené tepelně-metalurgické analýzy, na kterou bezprostředně

navazuje analýza mechanická. Na obr. 7.18 je vypočtená velikost posuvů všech bodů modelu po svaření jednotlivých housenek. Hodnoty deformací v místech odpovídajících poloze snímačů jsou uvedeny v tab. 7.26, kde jsou též srovnány s experimentálně zjištěnými hodnotami z tab. 6.4.



Obr. 7.18 Velikost posuvů jednotlivých bodů modelu [mm] po svaření kořenové housenky (vlevo nahoře), výplňové housenky (vpravo nahoře) a krycí housenky (dole) 5083-1-M01

Tab. 7.26 Přírůstky deformace [mm] během svařování experimentu 5083-1 a analýzy 5083-1-M01

Hous.	Snímač č. 1		Snímač č. 2		Snímač č. 3	
	Experiment	Analýza	Experiment	Analýza	Experiment	Analýza
Koř.	3,685	1,164	3,940	1,523	4,180	1,461
Výplň.	2,035	1,366	1,995	1,636	2,325	1,527
Krycí	1,175	1,237	0,770	1,042	1,215	0,377
Celkem	6,895	3,767	6,705	4,201	7,720	3,365

Z uvedených dat je zřejmé, že s využitím stávající materiálové databáze nevykazuje numerická analýza uspokojivé výsledky.

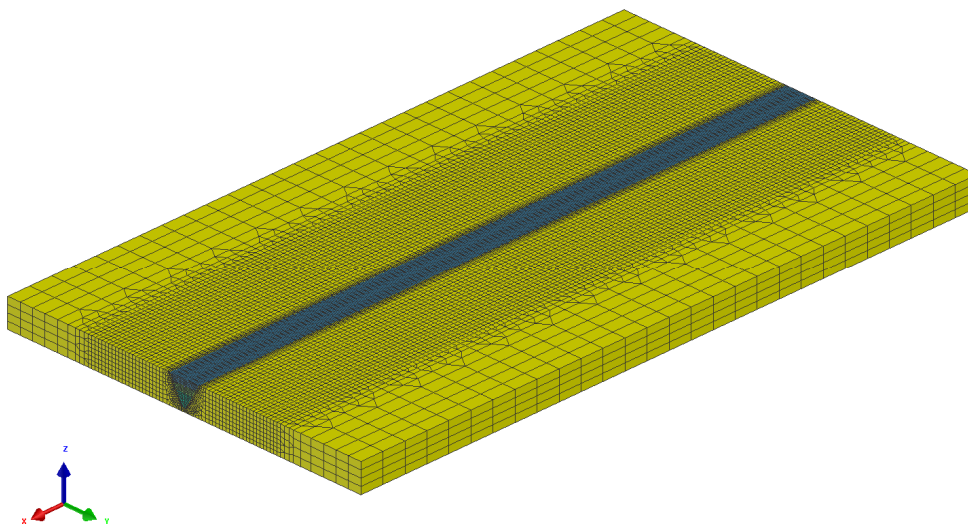
7.2.3 Srovnávací analýza 5083-2-M01

Kapitola představuje výsledky srovnávací analýzy dle svařovacího experimentu 5083-2 popsaného v kapitole 6.1.2. Na základě rychlosti svařování a rychlosti podávání drátu, délek housenek a rozměru svařovacího drátu byly vypočteny velikosti jednotlivých housenek a jejich průřezy. Na základě geometrie úkosu byla vypočítána výška housenek. Určené parametry jsou v tab. 7.27.

Tab. 7.27 Rozměry housenek pro model dle experimentu 5083-2

Housenka	Kořenová	Výplňová	Krycí
Délka [mm]	350	350	350
Objem [mm³]	12 455	14 372	15 854
Průřez [mm²]	35,5	41,0	45,2
Výška [mm]	6,6	3,6	2,9

Po srovnání dat v tab. 7.21 a 7.27 je možné učinit závěr, že průřezy a výšky housenek pro experimenty 5083-1 a 5083-2 vykazují zanedbatelné rozdíly. Je tedy možné pro srovnávací analýzu 5083-2-M01 použít model sítě konečných prvků stejného průřezu jako pro srovnávací analýzu 5083-1-M01. Modely však nejsou zcela identické, rozdíl spočívá v délce housenek, neboť u experimentu 5083-2 byly housenky svařeny po celé délce úkosu. Sít' konečných prvků modelu s odpovídajícími délkami housenek je na obr. 7.19.



Obr. 7.19 Model pro validační analýzu modelu experimentu 5083-2

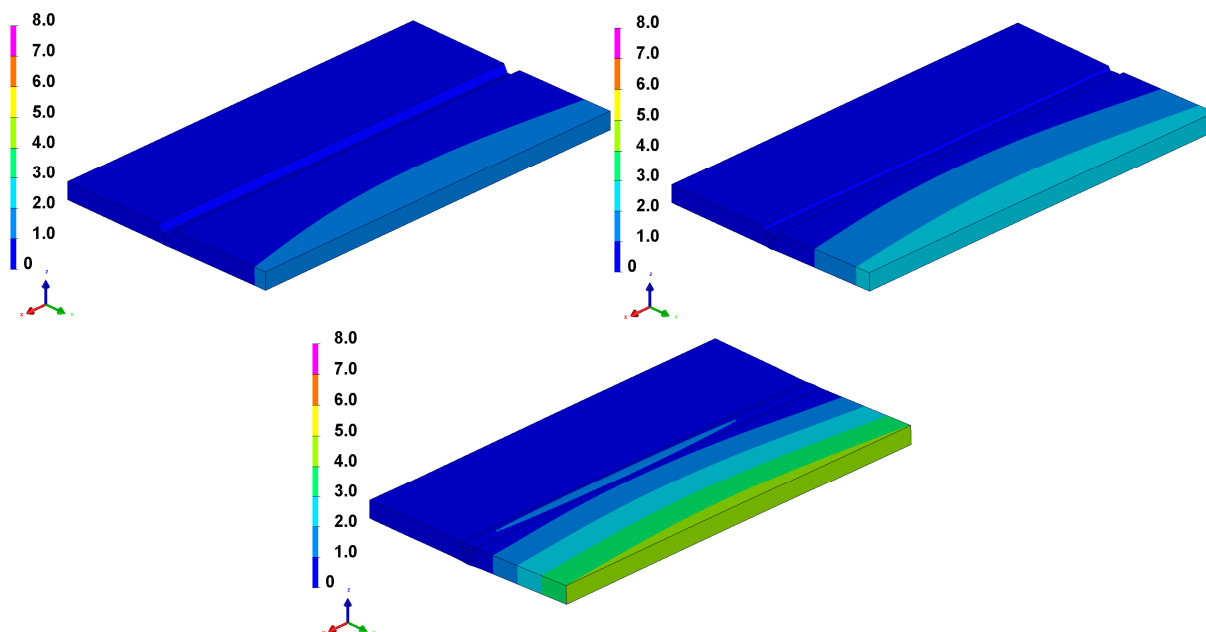
V kapitolách 6.1.1 a 6.1.2 je uvedeno, že experimenty 5083-1 a 5083-2 byly svařovány se shodně nastavenými svařovacími parametry, které jsou uvedeny v tab. 6.1. Ze srovnání dat uvedených v tab. 6.2 a 6.8 je zřejmé, že skutečné svařovací parametry monitorované během procesu vykazují zanedbatelné rozdíly. Pro popisovanou srovnávací analýzu je tedy možné použít zkalibrovaná vstupní data popsaná v kapitole 7.2.1. Proto jsou výsledky tepelně-metalurgického výpočtu srovnávací analýzy 5083-2-M01 shodné s výsledky srovnávací analýzy 5083-1-M01 popsané v předchozí kapitole a zobrazené na obr. 7.17 a v tab. 7.24 a 7.25. Vzhledem k rozdílné délce jednotlivých housenek u experimentu 5083-1 se rozdílné hodnoty samozřejmě nacházejí na koncích housenek, tato místa však nebudou vyhodnocována.

Po tepelně-metalurgické analýze byla provedena analýza mechanická. Na obr. 7.20 je vypočtená velikost posuvů po svaření jednotlivých housenek. Hodnoty deformací v místech odpovídajících poloze snímačů jsou v tab. 7.28, kde jsou též srovnány s experimentálně zjištěnými hodnotami z tab. 6.9.

Ze srovnání deformací experimentu 5083-2 a srovnávací analýzy 5083-2-M01 je opět zřejmé, že numerická analýza nevykazuje uspokojivé výsledky.

Tab. 7.28 Přírůstky deformace [mm] během svařování experimentu 5083-2 a analýzy 5083-2-M01

Housenka	Snímač č. 1		Snímač č. 2		Snímač č. 3	
	Experiment	Analýza	Experiment	Analýza	Experiment	Analýza
Kořenová	3,150	1,128	3,480	1,383	3,670	1,464
Výplňová	1,930	1,187	1,935	1,022	1,985	1,272
Krycí	1,820	1,695	1,870	1,629	1,925	1,829
Celkem	6,900	4,010	7,285	4,034	7,580	4,565



Obr. 7.20 Velikost posuvů jednotlivých bodů modelu [mm] po svaření kořenové housenky (vlevo nahoře), výplňové housenky (vpravo nahoře) a krycí housenky (dole) 5083-2-M01

7.2.4 Vývoj materiálového modelu – verifikační a validační analýzy

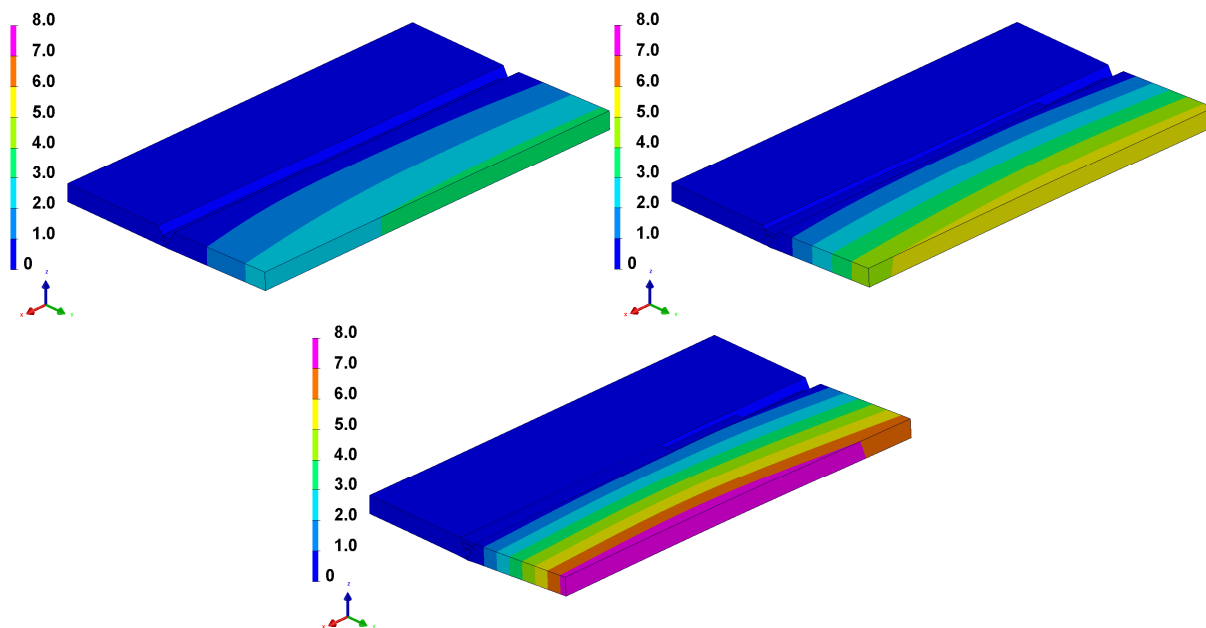
Ze srovnání dat naměřených při experimentech 5083-1 a 5083-2 a dat získaných při analýzách 5083-1-M01 a 5083-2-M01 popsanych v předchozích kapitolách zřejmé, že míra shody je nízká a použitou materiálovou databází je nutné upravit.

V prvním kroku se úprava modelu zaměřila na metalurgickou část materiálové databáze. Konkrétně byla z databáze odstraněna přeměna fází 1 a 4 na fázi tři, která měla popisovat natavení základního materiálu. Popsaná přeměna začíná při teplotě 550 °C a materiál ohřátý na teplotu přes 555 °C je již plně transformován. S ohledem na přeměnu fáze 1 na fázi 4 při teplotách nižších není přeměna fáze 1 na fázi 3 možná a význam má pouze přeměna fáze 4 na fázi 3. V literatuře však byly nalezeny rozdílné údaje o teplotách přeměn materiálu EN AW-5083: Výrobce Nedal Aluminium [85] uvádí teplotu solidu 575 °C a teplotu likvidu 638 °C, podle ASM Aerospace Specification Metals [1] je teplota solidu 591 °C a teplota likvidu 638 °C a Sabater Fundimol [97] uvádí teplotu solidu 580 °C a teplotu likvidu 640 °C. Je tedy zřejmé, že rozmezí teplot uvažované v materiálové databázi je nesprávné. Rozborem mechanické části materiálové databáze bylo dále zjištěno, že pro popis vlastností všech fází jsou použity identické mechanické vlastnosti. Vzhledem k tomu, že databáze obsahuje parametr KY -1, přeměna probíhá bez vlivu na vlastnosti svarového spoje, napětí či deformace. Uvažování takové přeměny tedy postrádá smysl.

Z porovnání rozměrů TOO v tab. 7.24 a 7.25 vyplývá, že by bylo vhodné upravit podmínky přeměny fáze 1 na fázi 4. V případě úpravy podmínek přeměny pro materiál EN AW-6082 bylo použito CHD diagramu. V případě EN AW-5083 však v TOO nedochází k rozpouštění precipitátů a k poklesu mechanických vlastností v TOO dochází jiným mechanismem. CHD diagramy nevytvrditelných hliníkových slitin neexistují a informace umožňující výpočet velikosti TOO na základě rovnice (3.5) nebyly v literatuře v uspokojivé podobě nalezeny. Pokud však srovnáme vliv jednotlivých změn v materiálové databázi EN AW-6082 pomocí dat v tab. 7.15 až 7.18, můžeme dojít k závěru, že úprava podmínek přeměny fáze 1 na fázi 4 má výrazně menší vliv na vypočtené deformace. Z těchto důvodů byla pozornost dále věnována úpravě mechanické části materiálové databáze.

Bylo provedeno nahrazení materiálových vlastností jednotlivých fází v materiálové databázi vlastnostmi, které byly změřeny a jsou uvedeny v kapitole 5. Jednalo se o relativní

prodloužení materiálu popsané v tab. 5.6. Dále byly přiřazeny vyhodnocené výsledky zkoušky tahem popsané v kapitole 5.3.1: Závislost mezi kluzu modulů pružnosti na teplotě pro jednotlivé fáze a plastické části křivek. Fázi 1 byly přiřazeny vlastnosti materiálu v základním stavu a fázi 4 vlastnosti stavu po žíhání na 360 °C, protože jak je uvedeno v kapitole 2.3.4, pokud svařujeme slitiny tvářené za studena, vykazují tyto slitiny pokles pevnosti, která může dosáhnout úrovně pevnosti žíhaného materiálu. Výpočet s uvažováním popsanych úprav byl proveden s použitím modelu dle experimentu 5083-1. Analýza byla označena jako 5083-1-M03. Na obr. 7.21 je vypočtená velikost posuvů a hodnoty deformací jsou uvedeny v tab. 7.29, kde je též uvedena změna oproti hodnotám vypočteným při srovnávací analýze 5083-1-M01.



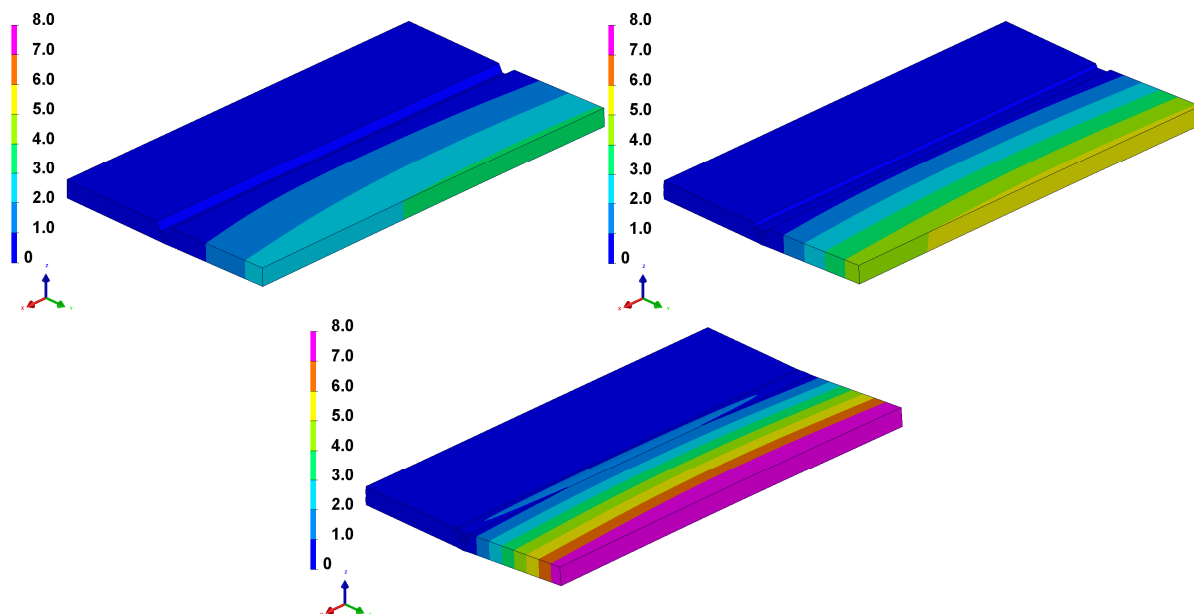
Obr. 7.21 Velikost posuvů jednotlivých bodů modelu [mm] po svaření kořenové housenky (vlevo nahoře), výplňové housenky (vpravo nahoře) a krycí housenky (dole) 5083-1-M03

Tab. 7.29 Přírůstky deformace během analýzy 5083-1-M03

Hous.	Snímač č. 1		Snímač č. 2		Snímač č. 3	
	Def. [mm]	Změna [%]	Def. [mm]	Změna [%]	Def. [mm]	Změna [%]
Koř.	2,509	+ 115,5	3,171	+ 108,2	3,286	+ 124,9
Výplň.	2,356	+ 72,5	2,490	+ 52,2	2,261	+ 48,1
Krycí	2,538	+ 105,2	2,110	+ 102,5	1,091	+ 189,4
Celkem	7,403	+ 96,5	7,771	+ 85,0	6,638	+ 97,3

Výpočet s databází M03 na geometrickém modelu s krátkými housenkami vykazuje zvětšení vypočtených hodnot jednotlivých přírůstků deformace o 48,1 až 189,4 %, což způsobí zvětšení vypočtených hodnot celkové deformace o 85,0 až 97,3 %.

Výpočet s variantou databáze M03 byl následně proveden i s použitím modelu dle experimentu 5083-2. Analýza byla označena jako 5083-2-M03. Na obr. 7.22 je vypočtená velikost posuvů a velikosti deformací jsou uvedeny v tab. 7.30, kde je též uvedena změna oproti hodnotám vypočteným během srovnávací analýzy 5083-2-M01.



Obr. 7.22 Velikost posuvů jednotlivých bodů modelu [mm] po svaření kořenové housenky (vlevo nahoře), výplňové housenky (vpravo nahoře) a krycí housenky (dole) 5083-2-M03

Tab. 7.30 Přírůstky deformace během analýzy 5083-2-M03

Hous.	Snímač č. 1		Snímač č. 2		Snímač č. 3	
	Def. [mm]	Změna [%]	Def. [mm]	Změna [%]	Def. [mm]	Změna [%]
Koř.	2,443	+ 116,6	3,080	+ 122,7	3,162	+ 116,0
Výplň.	2,240	+ 88,7	2,248	+ 120,0	2,055	+ 61,6
Krycí	3,071	+ 81,2	3,380	+ 107,5	3,164	+ 73,0
Celkem	7,754	+ 93,4	8,708	+ 115,9	8,381	+ 83,6

Výpočet s databází M03 na geometrickém modelu s housenkami svařenými po celé délce úkosu vykazuje zvětšení vypočtených hodnot jednotlivých přírůstků deformace o 61,6 % až 122,7 %, což způsobí zvětšení vypočtených hodnot celkové deformace o 83,6 až 115,9 %.

7.3 DISKUSE VÝSLEDKŮ SIMULACÍ SVAŘOVÁNÍ

Srovnáním dat z tabulek 7.12 až 7.14 dojdeme k závěru, že oblast výskytu místa s nejnižší tvrdostí, tedy rozměr E TOO v materiálu EN AW-6082, dosahuje s použitím původní materiálové databáze běžně dvojnásobných hodnot a v některých případech dokonce i více než trojnásobku skutečného rozměru zjištěného při svařovacích experimentech. Na základě nového typu diagramů přeměn, které poprvé publikovala Osten v roce 2015 [90], tzv. CHD diagramů, byly upraveny parametry rovnice (3.5), která popisuje degradaci vlastností v TOO. S využitím nového modelu dojde k výraznému zvýšení přesnosti predikce rozměru E, kdy má největší dosažená odchylka výpočtu od měření hodnotu 18 %. Je však vhodné upozornit, že vypočtené hodnoty byly srovnávány s měřením tvrdosti provedeným v souladu s normou ČSN EN ISO 9015-1 [27], kdy byla vzdálenost mezi středy vtisků HV10 1 mm. 1 mm představuje 9 až 20 % velikosti změřených rozměrů E.

Po srovnání dat z tabulky 7.13 je zřejmé, že oblast dosažení tvrdosti základního materiálu, tedy rozměr G TOO, dosahuje s použitím původní materiálové databáze největší dosažená odchylka výpočtu od měření hodnotu 20 %. S využitím nového modelu má největší dosažená odchylka výpočtu od měření hodnotu 16 %. Vzdálenost mezi středy vtisků HV10 ve větší vzdálenosti od osy svaru však byla 3 mm, což představuje 7, až 12 % velikosti změřeného

rozměru G. Lze tedy učinit závěr, že přesnost predikce rozměrů TOO při svařování materiálu EN AW-6082 je pro dané podmínky dostatečná.

Diagramy podobného typu jako CHD pro nevytvrditelné hliníkové slitiny však neexistují a data pro výpočet velikosti TOO na základě rovnice (3.5) nebyla v literatuře nalezena. Na základě srovnání vlivů jednotlivých změn v materiálové databázi EN AW-6082 se dospělo k závěru, že úprava podmínek přeměny fáze 1 na fázi 4 má výrazně menší vliv na vypočtené deformace. Z těchto důvodů byla pozornost dále věnována úpravě mechanické části materiálové databáze. Vzhledem k degradaci mechanických vlastností v TOO však bude mít správná predikce velikosti TOO nezanedbatelný vliv na výsledky statických analýz svařovaných konstrukcí a v případě proměnného zatěžování též na výpočet jejich životnost. Z tohoto důvodu bude v budoucnu žádoucí upravit i model fázových transformací pro simulace dějů v TOO.

K získání vstupních dat pro uvedené změny je možné doporučit dvě cesty. V první řadě by se mohlo jednat o vystavení vzorků materiálu simulovaným teplotním cyklům např. na zařízení Gleeble, přičemž by na vzorcích byla následně měřena tvrdost, nebo prováděny tahové zkoušky pro určení míry degradace mechanických vlastností. Na základě změřených dat by poté došlo k určení parametrů rovnice (3.5) a následně by došlo k sérii verifikačních a validačních analýz. Druhou možností je provést svařovací experimenty, měření tvrdosti v TOO a následně upravit parametry rovnice tak, aby výsledky simulace odpovídaly provedeným experimentům. Vzhledem ke komplexnosti procesu svařování by však bylo nutné provést relativně velké množství svařovacích experimentů s následným statistickým vyhodnocením jednotlivých vlivů, aby byly takto zjištěné parametry rovnice prediktivní i pro jiné kombinace svařovacích parametrů, geometrie svařence apod.

V tab. 7.31 až 7.35 jsou procentuální hodnoty vypočtených velikostí deformací pro účely názorného srovnání se změřenými hodnotami pro všechny popsány experimenty a varianty numerických analýz. Každá změřená hodnota deformace je uvažována jako 100 %. Červenou barvou jsou vyznačeny výsledky deformací vypočtených během numerických analýz, které se liší od hodnot zjištěných experimentálně o 50 % a více. Naopak tmavě zelenou barvou jsou vyznačeny hodnoty, které se od hodnot změřených liší nejvýše o 10 % a světle zelené hodnoty se liší nejvýše o 25 %.

V tab. 7.31 jsou procentuální hodnoty deformací vypočtených při numerických analýzách 6082-1-M01, 6082-1-M02, 6082-1-M03 a 6082-1-M011 ve srovnání s hodnotami změřenými během experimentu 6082-1. Z tabulky je např. zřejmé, že deformace po svaření první housenky vypočtená během srovnávací analýzy 6082-1-M01 dosáhla v místě snímače č. 1 pouze 30 % velikosti deformace, která byla změřena při experimentu 6082-1. Celková vypočtená deformace dosáhla pouze 53 % deformace skutečné. Při použití poslední verze materiálové databáze M11 pak dosáhla simulovaná velikost deformace 80 % skutečné deformace měřené snímačem č. 1, pro snímač č. 2 to potom bylo 91 %.

Tab. 7.31 Hodnoty vypočtených velikostí deformací [%] ve srovnání s experimentem 6082-1

H.	Snímač č. 1				Snímač č. 2				Snímač č. 3			
	M01	M02	M09	M11	M01	M02	M09	M11	M01	M02	M09	M11
1.	30	31	45	53	37	39	55	63	36	39	56	63
2.	83	87	117	119	92	97	126	127	74	78	101	99
3.	72	77	101	99	92	100	137	134	50	57	81	80
Σ	53	56	76	80	60	64	86	91	48	52	71	75

V tab. 7.32 a 7.33 jsou procentuální hodnoty deformací vypočtených při numerických analýzách 6082-2-M01, 6082-2-M02, 6082-2-M03 a 6082-2-M011. V tab. 7.32 jsou deformace srovnány s hodnotami změřenými během experimentu 6082-2 a v tab. 7.33 jsou srovnány s hodnotami změřenými během experimentu 6082-3.

Tab. 7.32 Hodnoty vypočtených velikostí deformací [%] ve srovnání s experimentem 6082-2

H.	Snímač č. 1				Snímač č. 2				Snímač č. 3			
	M01	M02	M09	M11	M01	M02	M09	M11	M01	M02	M09	M11
1.	37	39	56	68	44	46	66	76	44	47	67	77
2.	82	86	114	116	88	92	120	120	75	79	110	108
3.	111	117	148	143	116	123	156	149	104	111	143	137
Σ	69	73	97	101	74	78	103	106	67	72	98	100

Tab. 7.33 Hodnoty vypočtených velikostí deformací [%] ve srovnání s experimentem 6082-3

H.	Snímač č. 1				Snímač č. 2				Snímač č. 3			
	M01	M02	M09	M11	M01	M02	M09	M11	M01	M02	M09	M11
1.	34	36	51	61	42	44	63	73	43	45	66	75
2.	74	77	103	105	78	82	106	106	71	74	103	101
3.	85	89	113	109	88	93	119	113	80	85	110	105
Σ	60	63	83	87	65	69	91	94	61	65	88	91

Z dat je zřejmé, že míra shody analýz typu M01 s realitou je velmi nízká. Celková vypočtená deformace dosahuje pouze 48 až 69 %, pouze v jednom případě je to 75 %. Pokud srovnáme deformaci při svařování první housenky, predikovaná velikost deformace klesá až na 30 % deformace skutečné.

Mírného zvýšení přesnosti predikovaných hodnot bylo dosaženo v analýzách typu M02, kdy byly provedeny simulace s upravenou metalurgickou částí materiálové databáze na základě dat z CHD diagramů. Dalším popsáním krokem byly databáze typu M09, kdy bylo provedeno nahrazení materiálových vlastností jednotlivých fází v materiálové databázi vlastnostmi, které byly změřeny. Konkrétně se jednalo o relativní prodloužení materiálu a dále byly přiřazeny vyhodnocené výsledky zkoušky tahem: Závislost mezi kluzu a modulů pružnosti na teplotě pro jednotlivé fáze a plastické části křivek. Fázi 1 byly přiřazeny vlastnosti materiálu v základním stavu a fázi 4 vlastnosti stavu po rozpouštěcím žihání. Posledním krokem popsáním v předchozích kapitolách byly analýzy typu M11, ve kterých došlo k nahrazení databáze pro popis přídavného materiálu. Místo materiálu AlMgMn z databáze programu Sysweld byla použita verze M03 databáze materiálu EN AW-5083.

Celková vypočtená deformace s použitím materiálové databáze M11 dosahuje v šesti polohách z devíti vyhodnocovaných rozdílů oproti měření do 10 %, ve dvou do 20 % a pouze v jednom případě je to 25 %. Při použití databáze M11 došlo v případě deformací po svaření první housenky k téměř dvojnásobnému zvýšení (zlepšení) vypočtené deformace. Přesto je míra shody s realitou stále nízká. Deformace po svaření kořenových a výplňových housenek byly v některých případech naopak vypočteny vyšší, než byly měřené hodnoty. V tomto případě je však možno říci, že jsou výsledky simulace konzervativní – simulace určí vyšší hodnoty deformací a tím méně příznivý stav, než který nastane ve skutečnosti.

V tab. 7.34 jsou procentuální hodnoty deformací vypočtených při numerických analýzách 5083-1-M01, 5083-1-M02, 5083-1-M03 a 5083-1-M011 ve srovnání s hodnotami změřenými během experimentu 5083-1. V tab. 7.35 jsou deformace vypočtené při analýzách 5083-2-M01, 5083-2-M02, 5083-2-M03 a 5083-2-M011 srovnány s hodnotami změřenými během experimentu 5083-2.

Tab. 7.34 Hodnoty vypočtených velikostí deformací [%] ve srovnání s experimentem 5083-1

Housenka	Snímač č. 1		Snímač č. 2		Snímač č. 3	
	M01	M03	M01	M03	M01	M03
1.	32	68	39	80	35	79
2.	67	116	82	125	66	97
3.	105	216	135	274	31	90
Σ	55	107	63	116	44	86

Tab. 7.35 Hodnoty vypočtených velikostí deformací [%] ve srovnání s experimentem 5083-2

Housenka	Snímač č. 1		Snímač č. 2		Snímač č. 3	
	M01	M03	M01	M03	M01	M03
1.	36	78	40	89	40	86
2.	62	116	53	116	64	104
3.	93	169	87	181	95	164
Σ	58	112	55	120	60	111

Celková vypočtená deformace při použití původní materiálové databáze dosahuje pouze 44 až 63 % deformace měřené při experimentech a např. predikovaná deformace při svařování první housenky klesá až na 32 % deformace skutečné.

Zvýšení přesnosti vypočtených hodnot je dosaženo v analýzách typu M03, kdy bylo provedeno nahrazení materiálových vlastností jednotlivých fází v materiálové databázi vlastnostmi, které byly změřeny: relativní prodloužení materiálu a výsledky zkoušky tahem (závislost mezi kluzu a modulů pružnosti na teplotě pro jednotlivé fáze a plastické části křivek). Fázi 1 byly přiřazeny vlastnosti materiálu v základním stavu a fázi 4 vlastnosti stavu po žhání.

Celková vypočtená deformace s použitím materiálové databáze M03 dosahuje rozdílu oproti měření do 20 %. Při použití databáze M03 došlo po svaření první housenky k více než dvojnásobnému zlepšení hodnoty vypočtené deformace. Bohužel vypočtené deformace po svaření kořenových a výplňových housenek jsou výrazně vyšší ve srovnání s měřenými daty. Stejně jako v případě materiálu EN AW-6082, i zde je však možno říci, že výsledky simulace jsou konzervativní.

Lze předpokládat, že dosažení vyšší přesnosti simulace by bylo dosaženo nahrazením dalších dat v materiálové databázi vlastnostmi, které nebyly z finančních důvodů v průběhu výzkumu měřeny a byly pouze převzaty z existujících databází materiálů AlMgSi a AlMgMn: Tepelné vodivosti, měrné tepelné kapacity, měrné hmotnosti a Poissonovu poměru. Tyto vlastnosti by bylo samozřejmě nutné zadat jak v závislosti na teplotě, tak pro jednotlivé fáze.

Dosažení vyšší míry shody s realitou by bylo možné také empirickou cestou např. pomocí změny parametrů rovnic přeměn a parametrů materiálové databáze KY, TF, MODEL, PISOTROPIC apod. Vzhledem ke komplexnosti procesu svařování by však bylo nutné provést relativně velké množství svařovacích experimentů s různými geometriemi svařenců, počty housenek, svařovacími parametry atd. s následným statistickým vyhodnocením a sérií numerických simulací s uvažováním dílčích změn jednotlivých parametrů pro každou uvažovanou variantu experimentu.

8 VÝVOJ NOVÝCH MATERIÁLOVÝCH MODELŮ PRO TEPELNÉ ZPRACOVÁNÍ

Kapitola se zaměří na popis vývoje nových modelů pro simulaci tepelného zpracování hliníkových slitin, konkrétně o simulaci procesu vytvrzování slitiny EN AW-6082.

Jak je uvedeno v kapitole 2.2.2, vytvrzování se skládá z rozpouštěcího žíhání, v jehož závěru následuje rychlé ochlazení (někdy označované jako kalení), a následného stárnutí (přirozeného, nebo umělého). Pokud máme numericky simulovat uvedený proces, je nezbytné rozdělit jej na popsané dílčí kroky a ty simulovat odděleně. V metalurgické části materiálové databáze se tedy musí uvažovat s pozicemi (tzv. fázemi) popisujícími stav materiálu po každém dílčím procesu vytvrzování. Z tohoto důvodu bylo v případě vytvrzitelných slitin rozhodnuto o obsazení fází v materiálové databázi následovně:

- Fáze 1: Uměle vystárnutý materiál (stav T6)
- Fáze 2: Neobsazeno
- Fáze 3: Materiál po rozpouštěcím žíhání (stav W)
- Fáze 4: Materiál se sníženými mechanickými vlastnostmi
- Fáze 5: Přirozeně vystárnutý materiál (stav T4)
- Fáze 6: Homogenní tuhý roztok

Fáze 2 v materiálových databázích obvykle představuje fiktivní stav přídavného materiálu před svařováním. Vzhledem k tomu, že přídavný materiál s chemickým složením podobným slitině EN AW-6082 se běžně nepoužívá, zůstala fáze 2 v navržené materiálové databázi neobsazena. Díky tomu může být pozice v budoucnu použita např. pro popis stavu materiálu po žíhání (stav O).

Jak bylo uvedeno v kapitole 7, při simulaci svařování dochází v TOO k přeměně materiálu v základním stavu popsaného vlastnostmi fáze 1 na fázi 4 se sníženými mechanickými vlastnostmi. Na konci simulace svařování se tedy v modelu nachází fáze 1 i fáze 4. Při následném rozpouštěcím žíhání bude docházet k přeměně fází 1 a 4 na fázi 6 popisující materiál ve stavu homogenního tuhého roztoku. Během navazujícího rychlého ochlazení dojde k přeměně fáze 6 na fázi 3, tedy na přesycený tuhý roztok (stav W). Vzhledem k tomu, že materiál je ve stavu W nestabilní, bude docházet k jeho přeměně při navazujícím stárnutí, tedy přeměnou na fázi 5 (v případě stárnutí při pokojové teplotě) či na fázi 1 (stárnutí při zvýšené teplotě). V následujících kapitolách budou jednotlivé přeměny popsány detailně.

8.1 ROZPOUŠTĚCÍ ŽÍHÁNÍ

Pro simulaci procesu rozpouštěcího žíhání je nezbytné určit podmínky, za kterých daná přeměna probíhá. Základním vodítkem mohou být doporučené podmínky rozpouštěcího žíhání materiálu EN AW 6082, které jsou uvedeny v kapitole 4.1.1: Dle Michny [72] je to ohřev na 510 °C, výdrž na teplotě jednu hodinu s ochlazením do vody o teplotě 20 až 40 °C. Fürbacher [41] předepisuje rozpouštěcí žíhání v rozmezí teplot 520 až 535 °C (bez předepsané doby výdrže) a následné ochlazení do vody o teplotě 20-30°C. Uvedené informace však nejsou pro účely numerické simulace dostatečné, neboť se jedná o podmínky doporučených technologických postupů – musejí zaručit např. dokonalé rozpuštění precipitátů i v jádru tlustostěnných konstrukcí, kde bude nižší doba výdrže na teplotě než na povrchu, případně kde nemusí být cílové teploty vůbec dosaženo, atd. Z těchto důvodů mohou být podmínky technologických postupů příliš konzervativní a měly by se ověřit. Oproti tomu snahou numerické simulace je v maximální možné míře popsat skutečné chování materiálu za reálných podmínek, které ve výrobě nemusejí vždy přesně odpovídat předepsanému technologickému postupu.

Další informace o podmínkách rozpouštěcího žíhání jsou uvedeny v kapitole 2.2.2: Rozpouštěcí žíhání spočívá v ohřevu do oblasti homogenního tuhého roztoku (nad teplotu solvu), ale horní hranice teplot bývá asi 10 °C pod teplotou solidu, protože při překročení této horní hranice již dochází k tavení na hranicích zrn a následnému hrubnutí zrna, jehož důsledkem je úplné znehodnocení slitiny.

Teploty solidu materiálu EN AW-6082 dle různých výrobců jsou uvedeny v kapitole 7.1.4: dle výrobce ThyssenKrupp [103] je teplota solidu 555 °C, dle Nedal Aluminium [86] 585 °C a dle Sabater Fundimol [97] 575 °C. Jestliže neznáme přesnou teplotu solidu konkrétního vzorku simulovaného materiálu, je vhodné uvažovat nejnižší uvedenou teplotu solidu. Horní hranice teploty rozpouštěcího žíhání tedy bude 545 °C.

Dalším krokem by mělo být určení spodní hranice rozsahu teplot rozpouštěcího žíhání, která je odvozena od teploty solvu. Vzhledem k tomu, že vytvrzování je spojeno s tvorbou fáze Mg₂Si, by měla být směrodatná teplota změny rozpustnosti v pseudobinárním fázovém diagramu Al-Mg₂Si (obr. 2.25 vlevo). Jak je však uvedeno v kapitole 2.5.7, přebytek Al či Mg v rozsahu chemického složení stanoveném normou způsobuje poměrně značné rozdíly v teplotách změny rozpustnosti pro danou koncentraci Mg₂Si. Přestože byl z tohoto důvodu vytvořen tzv. inženýrský pseudobinární diagram Al-Mg₂Si (na obr. 2.25 vpravo), je z něj zřejmá silná závislost teploty solvu na obsahu Mg₂Si, která se může u jednotlivých vzorků materiálu EN AW-6082 též značně lišit. Např. na obr. 2.5 v kapitole 2.2.2 jsou uvedeny dva příklady vzorků materiálu EN AW-6082 s obsahy Mg₂Si 0,96 a 1,65 %. Je tedy možné učinit závěr, že na základě známých skutečností nelze změnit uvažovanou spodní hranici teploty rozpouštěcího žíhání tak, že by mohla být v rozporu s technologickým postupem předepsaným v literatuře. Pro účely numerických simulací bude uvažována předepsaná teplota dle Michny [72], tedy 510 °C.

Přestože byly v roce 2015 publikovány CHD diagramy vybraných hliníkových slitin (viz kapitola 2.2.2) popisující jednotlivé fáze precipitace a rozpouštění fází při ohřevu z 20 °C na 600 °C pro různé rychlosti ohřevu, práce popisující rozpouštění fází v závislosti na době výdrže na teplotě rozpouštěcího žíhání nebyla v dostupných zdrojích nalezena. Pro účely numerických simulací tedy opět musí být uvažován údaj z doporučeného technologického postupu Michny [72], tedy jednu hodinu.

Pro numerické řešení procesu rozpouštěcího žíhání byl zvolen model fázové transformace ve tvaru (3.6). Proces vzniku homogenního tuhého roztoku je řešen jako přeměna počáteční fáze na fázi 6. Jako počáteční fáze se uvažují fáze 1 a 4.

Vzhledem k tomu, že uvažovaná tvorba homogenního tuhého roztoku probíhá pouze při teplotách mezi 510 a 545 °C, je zřejmé, že parametr P_{eq} nesmí mimo toto rozmezí nabývat nenulových hodnot. Dále je z rovnovážného binárního diagramu možné předpokládat, že 100% homogenní tuhý roztok vznikne v celém rozmezí teplot, takže v uvedeném intervalu musí být hodnota parametru P_{eq} rovna jedné. Kdy 100 % homogenního tuhého roztoku vznikne, tedy závisí pouze na době výdrže na teplotě. Vzhledem k tomu, že t je proměnná, zbývá určit hodnotu parametru τ . Michna [72] uvádí, že k vytvoření homogenního tuhého roztoku dojde při teplotě 510 °C po jedné hodině, parametr byl tedy určen dle postupu kalibrace parametrů rovnice (3.6) publikovaného ESI Group v [36] jako $\tau = 360$ s. Na základě studia dostupné literatury nebylo zjištěno, že by při vyšších teplotách rozpouštěcího žíhání mohlo docházet k rozpouštění precipitátů rychleji. Z tohoto důvodu byla zvolena hodnota parametru pro 545 °C stejná, tedy $\tau = 360$ s.

8.2 KALENÍ

Po vzniku homogenního tuhého roztoku musí dojít k jeho stabilizaci při pokojové teplotě, která se provádí rychlým ochlazením, nejčastěji do vody. Jak je uvedeno v úvodu ke kapitole 8, homogenní roztok je v materiálové databázi uvažován jako fáze č. 6 a jeho stabilizovaná

forma (materiál po celém procesu rozpouštěcího žhání a ochlazení, tzn. stav W) je uvažována jako fáze č. 3. Protože ke stabilizaci přesyceného tuhého roztoku může dojít pouze při rychlém ochlazení, bylo rozhodnuto, že pro případy pomalého ochlazení z teploty rozpouštěcího žhání bude uvažována změna fáze 6 na fázi 4 (fáze se sníženými mechanickými vlastnostmi).

Proces stabilizace přesyceného tuhého roztoku hliníkové slitiny je vzhledem k rychlému ochlazení z relativně vysoké teploty z hlediska numerické stability výpočtu vhodné řešit podobně jako martenzitickou přeměnu u ocelí. Z tohoto důvodu byl zvolen popis přeměny fáze 6 na fázi 3 na základě Koistinen-Marburgerovy rovnice (3.7). Pro ochlazení pomalé (přeměna fáze 6 na fázi 4) byla zvolena Leblondova rovnice ve tvaru (3.5).

Dalším nutným krokem bylo určení kritické rychlosti ochlazování, tedy nejnižší rychlosti, při které ještě dojde ke stabilizaci homogenního tuhého roztoku. To znamená rychlosti, do které bude docházet k přeměně na fáze 3, a od které už bude docházet ke tvorbě fáze 4. Vycházelo se z informací nalezených v literatuře a shrnutých v kapitole 4.1.1, podle kterých se provádí ochlazování materiálu EN AW-6082 z teplot rozpouštěcího žhání do vody o teplotě nejlépe 20 °C, přičemž nejvyšší možná teplota vody se předepisuje 40 °C. Na obr. 2.6 a v tab. 2.1 a 2.2 v kapitole 2.2.2 jsou hodnoty rychlostí ochlazování hliníku při různých teplotách a v závislosti na teplotě ochlazovacího média. Jako kritická rychlost ochlazování byla určena rychlost 51 °C.s⁻¹, což je skutečná rychlost ochlazování při 232 °C do vody o teplotě 40 °C, což je uvedeno v tab. 2.2. Aby bylo zaručeno, že při vyšších rychlostech bude vznikat pouze fáze 3, hodnoty funkce $f(\dot{T})$ v rovnici (3.5) byly zvoleny pro rychlosti ochlazování do 51 °C.s⁻¹ včetně rovny nule. Pro rychlost ochlazení 50 °C.s⁻¹ a nižší jsou hodnoty funkce $f(\dot{T})$ rovny jedné. Parametry rovnice (3.5) určené dle postupu kalibrace parametrů rovnice (3.5) publikovaného ESI Group v [32] jsou zřejmé z tab. 8.1 a 8.2.

S ohledem na výše popsané skutečnosti byly zvoleny parametry rovnice (3.7) takto: Teplota počátku přeměny fáze 6 na 3 je 250 °C (polovina kritického intervalu 200 až 300 °C dle Tottena [106]), dle postupu kalibrace parametrů rovnice (3.7) publikovaného ESI Group v [31] je koeficient roven 0,04.

Tab. 8.1 Hodnoty parametru P_{eq} rovnice (3.5) pro materiál EN AW-6082

Teplota [°C]	P_{eq} [-]
249	0
250	1
400	1
401	0

Tab. 8.2 Hodnoty parametru τ rovnice (3.5) pro materiál EN AW-6082

Teplota [°C]	τ [s]
249	1000000
250	0,25
350	0,25

8.3 STÁRNUTÍ

Pro numerické řešení procesu stárnutí byl zvolen model fázové transformace ve tvaru (3.6), ale vzhledem k rozdílnému charakteru přeměn přirozeného a umělého stárnutí bylo rozhodnuto, že pro každou přeměnu bude sestavena samostatná rovnice.

Během přirozeného stárnutí bude docházet k přeměně fáze 3 na fázi 5, což bude popsáno rovnicí (3.6). Jako vstupní data pro zjištění parametrů rovnice byly použity výsledky měření křivek stárnutí uvedených v kapitole 5.4, konkrétně v tab. 5.20, 5.24 a 5.25 a na obr. 5.21. Parametry byly určeny dle postupu kalibrace parametrů rovnice (3.6) publikovaného ESI Group v [36] a jsou uvedeny v tab. 8.3.

Tab. 8.3 Parametry rovnice (3.6) pro přirozené stárnutí materiálu EN AW-6082

Teplota [°C]	P_{eq} [-]	τ [s]
19	0	100000000
20	1	31320
30	1	31320
31	0	100000000

Během umělého stárnutí bude docházet k přeměně fáze 3 na fázi 1, což bude popsáno rovnicí (3.6). Jako vstupní data pro zjištění parametrů byly opět použity výsledky měření křivek stárnutí uvedených v kapitole 5.4, konkrétně v tab. 5.20 až 5.23, v tab. 5.25 až 5.27 a na obr. 5.20. Parametry byly opět určeny dle postupu kalibrace parametrů rovnice (3.6) publikovaného ESI Group v [36] a jsou uvedeny v tab. 8.4.

Tab. 8.4 Parametry rovnice (3.6) pro umělé stárnutí materiálu EN AW-6082

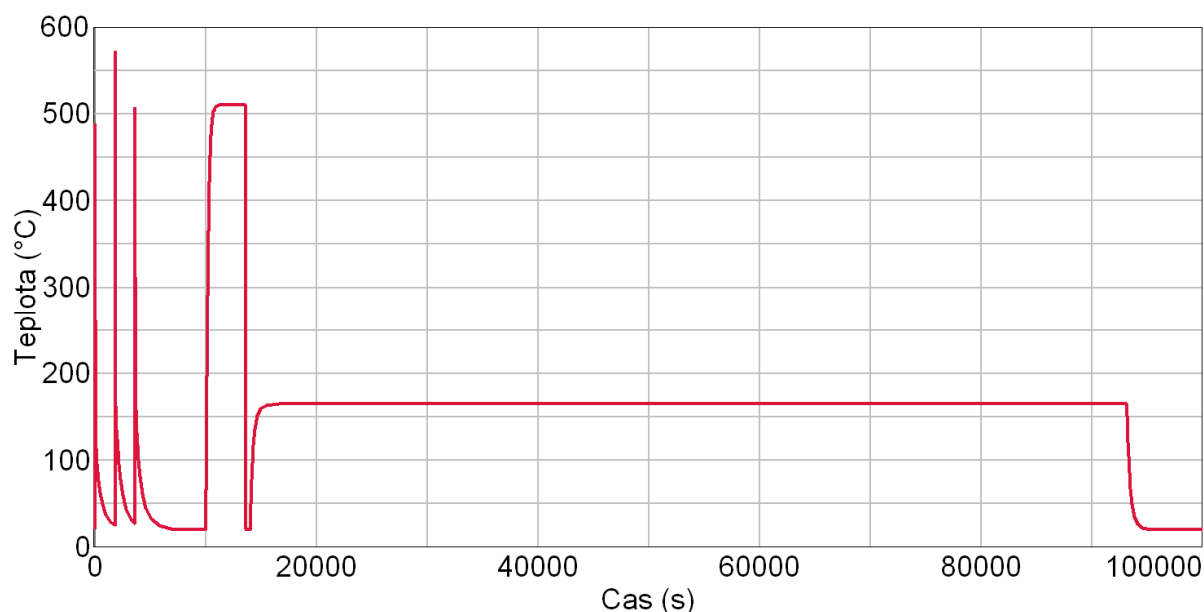
Teplota [°C]	P_{eq} [-]	τ [s]
139	0	100000000
140	0,96	12240
160	1	6120
190	0,95	720
191	0	100000000

8.4 VALIDAČNÍ ANALÝZA

Za účelem testování funkčnosti změn v nové materiálové databázi byla provedena série verifikačních analýz na jednoduchých modelech, kdy byly modelům o velikosti jednoho či několika elementů přiřazeny materiálové vlastnosti a následně byla prováděna změna teploty okolí, případně byla jednotlivým elementům předepsána změna teploty podle zvoleného teplotního cyklu.

Po ověření funkčnosti změn v materiálové databázi byla provedena validační analýza na základě experimentů tepelného zpracování popsaných v kapitole 6.2. Jelikož zde popsané experimenty tepelného zpracování přímo navazují na svařovací experiment 6082-1, validační analýza navazovala na odpovídající numerickou analýzu 6082-1-M11 popsanou v kapitole 7.1.4. Model svařeného vzorku byl po svařování vystaven rozpouštěcímu žíhání po dobu jedné hodiny, následnému ochlazení do vody a stárnutí při teplotě 165 °C. Pro experimenty tepelného zpracování bylo vyrobeno několik vzorků, které byly teplotě stárnutí vystaveny různou dobu: 2, 4, 8 a 22 hodin. Při validaci však není nutné provádět čtyři numerické analýzy, neboť není potřeba proces stárnutí přerušovat za účelem změření tvrdosti. Byla provedena numerická analýza simulující stárnutí vzorku po dobu 22 hodin, přičemž změny vlastností bylo možné zjistit průběžně v jakémkoliv časovém okamžiku.

Na obr. 8.1 je vykreslen průběh teplot během celé numerické analýzy svařování a následného tepelného zpracování. Výsledky jsou vykresleny pro uzel ve středu modelu plechu tloušťky 15 mm, tedy 7,5 mm od hrany plechu (což odpovídá úrovni řady 4, ve které byla měřena tvrdost během experimentů popsaných v kapitole 6), 7 mm od osy svaru. Z obr. 8.1 jsou zřejmé tři teplotní cykly způsobené svařovacím procesem, dále změna teploty během rozpouštěcího žíhání a během následného stárnutí.



Obr. 8.1 Průběh teplot v TOO během simulace svařování a následného tepelného zpracování

Z následujícího obr. 8.2 je zřejmý vývoj podílu jednotlivých fází ve v TOO během uvedeného procesu a je jej možno porovnat se změnami teploty na obr. 8.1, které jsou vykresleny pro stejný uzel sítě konečných prvků.

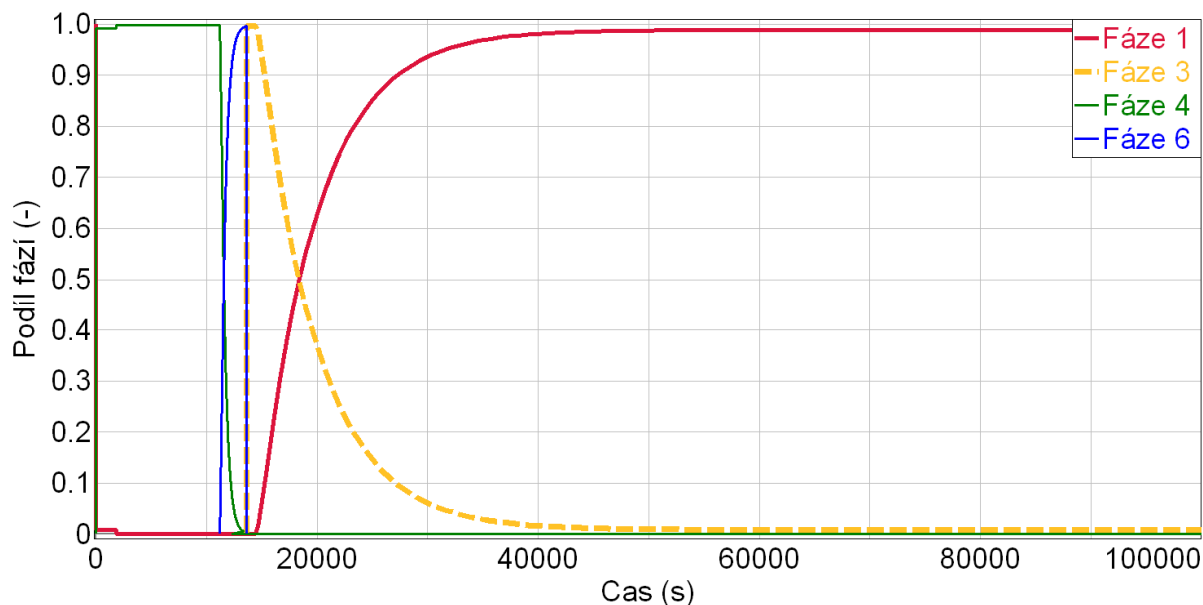
Na počátku simulace svařování v čase 0 s se v daném místě nachází 100 % fáze č. 1 (v grafu červeně), která v simulaci představuje základní uměle vystárnutý materiál (stav T6). V důsledku prvního svařovacího teplotního cyklu dojde k výraznému poklesu podílu této fáze, neboť dojde k její přeměně na fázi č. 4 (v grafu zeleně), která představuje vlastnosti materiálu se sníženými mechanickými vlastnostmi vyskytující se v TOO (jak je popsáno v kapitole 7.1). Přeměna fáze 1 na fázi 4 je pak dokončena v důsledku působení druhého svařovacího teplotního cyklu, přičemž třetí teplotní cyklus již žádnou změnu vlastností nezpůsobí.

Prvním krokem procesu vytvrzování je rozpouštěcí žíhání a následné ochlazení. Tyto procesy na obr. 8.1 a 8.2 vzhledem k celkovému času simulovaných procesů zabírají na ose x jen krátký úsek. Z tohoto důvodu jsou pro přehlednost data z obr. 8.2 probíhající v čase od 10000 s (kdy začne ohřev na teplotu rozpouštěcího žíhání) do času 20000 s zobrazena i v grafu na obr. 8.3. Během rozpouštěcího žíhání dojde ke vzniku homogenního tuhého roztoku symbolizovaného přeměnou fáze 4 na fázi 6 (v grafu modře). Při následném ochlazení dojde ke vzniku přesyceného tuhého roztoku, tedy materiál se dostane do stavu W charakterizovaného v materiálové databázi přeměnou na fázi 6 (v grafu oranžově).

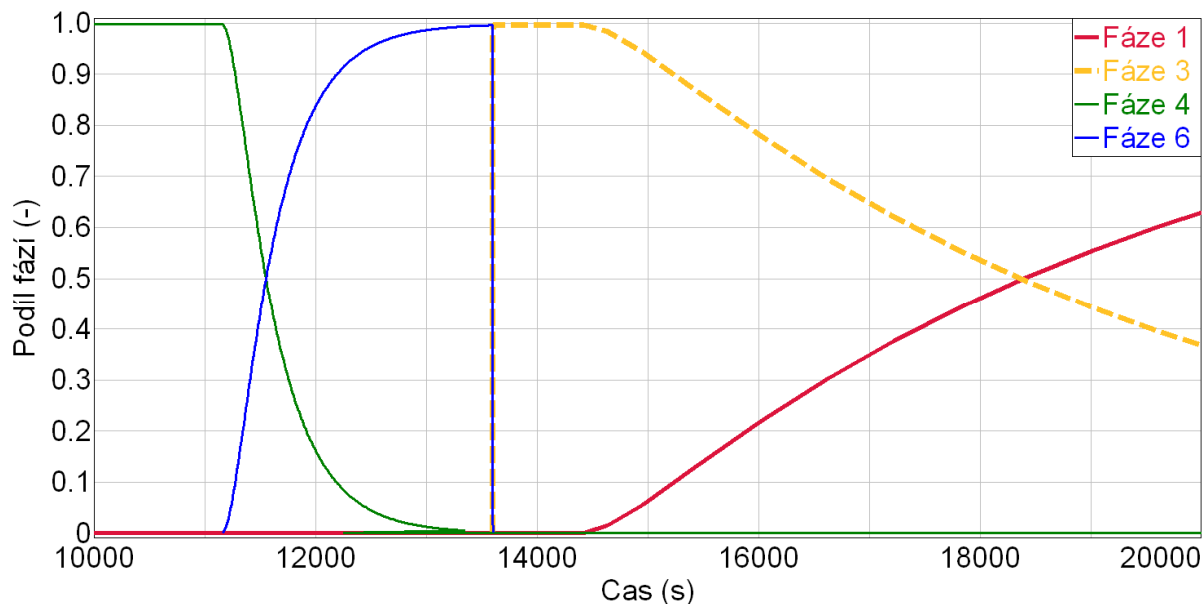
Po ochlazení na pokojovou teplotu je model vystaven teplotě umělého stárnutí. Přeměny jsou popsány pomocí přeměny fáze 3 (popisující stav W) na fázi 1 (stav T6). Ze souřadnic grafu je možné odečíst podíly fází 3 a 6 v jakémkoliv časovém okamžiku. Z důvodu srovnání se skutečným experimentem jsou ovšem významné především časy 2, 4, 8 a 22 hodin.

V numerické analýze byl ohřev na teplotu 165 °C aplikován po svařování, rozpouštěcím žíháním a ochlazením v čase 14000 s. Teplotě stárnutí byl tedy vystaven dvě hodiny v čase 21200 s od začátku numerické analýzy. Z grafu je zřejmé, že v tomto časovém okamžiku se v materiálu nachází 29 % fáze 3 a 71 % fáze 6. V čase 28400 s, tedy 4 hodiny od začátku stárnutí, se v materiálu nachází 9 % fáze 3 a 91 % fáze 6. V čase 42800 s, tedy 8 hodin od začátku stárnutí, se v materiálu nachází 2 % fáze 3 a 98 % fáze 6. V čase 92200 s, tedy 22 hodin od začátku stárnutí, je to pak pouze 1 % fáze 3 a 99 % fáze 6.

Z výsledků měření křivek stárnutí v kapitole 5.4 je zřejmé, že tvrdost materiálu ve stavu W, tedy po rozpouštěcím žíhání a ochlazení, je 59,5 HV. Naproti tomu maximální dosažená tvrdost materiálu ve stavu T6 je 123,3 HV. Jestliže tvrdost materiálu ve stavu W přiřadíme fázi 3 a tvrdost materiálu ve stavu T6 fázi 1, je možné za použití váženého průměru, kdy váhou je podíl těchto fází, určit tvrdost dosaženou během simulace stárnutí. Tvrdost materiálu po stárnutí dvě hodiny je 105,4 HV, po stárnutí 4 hodiny 118,2 HV, po osmi hodinách 122,0 HV a po 22 hodinách 122,7 HV.



Obr. 8.2 Vývoj podílu fází v TOO během simulace svařování a následného tepelného zpracování



Obr. 8.3 Detail vývoje podílu fází v TOO během simulace svařování a následného tepelného zpracování

8.5 DISKUSE VÝSLEDKŮ SIMULACÍ TEPELNÉHO ZPRACOVÁNÍ

Ze sedmi existujících počítačových programů založených na metodě konečných prvků pro simulace svařování pomocí transientní analýzy, kterými jsou EWI WeldPredictor, SORPAS, Sysweld, VFT, VrHeatTreat, VrWeld a Simufact.welding, umožňují řešit tepelné zpracování vytvrditelných hliníkových slitin pouze dva: Simufact.welding a Sysweld. V programu Sysweld však dosud bylo možné řešit pouze rozpouštění precipitátů v hliníkových slitinách, nikoliv tedy vytvrzování. Provádět numerické analýzy vytvrzování bylo dosud možné pouze v jediném komerčně dostupném počítačovém programu, tedy Simufact.welding, a to v případě stárnutí na základě rovnic 3.27 až 3.32 uvedených v kapitole 3.5.7.

Vzhledem ke komplexnosti a složitosti soustav rovnic 3.27 až 3.32 se dá předpokládat dosahování relativně vysokých výpočtových časů především u větších modelů s vysokou hustotou sítě konečných prvků. Dalším nedostatkem přístupu popsaného pomocí rovnic 3.27 až 3.32 patří velmi náročné experimentální získávání vstupních dat a parametrů uvedených rovnic. Je nezbytné změřit čas potřebný k precipitaci daného množství částic na teplotě T_{r2} , materiálovou konstantu nukleace částic v hliníku, aktivační energii difuze, teplotu změny rozpustnosti a zvolit referenční teplotu v modelu precipitace.

Vzhledem k uvedeným faktorům a snaze o uplatnitelnost výzkumu v průmyslové praxi bylo rozhodnuto, že pro popis materiálového modelu chování hliníkové slitiny během vytvrzování bude zvolen zcela nový přístup – v programu Sysweld bude použito rovnic 3.5, 3.6 a 3.7, které byly dosud používány pouze pro popis chování materiálů během svařování, respektive pro popis chování ocelí při žhání. Aktivace uvedených rovnic je možná pouze na základě uživatelské změny materiálové databáze a není tedy nutné zasahovat do struktury programu. Z hlediska experimentálního získávání vstupních dat je nutné změřit křivky stárnutí.

Při rozpouštěcím žhání dochází k přeměně fází existujících v modelu na fázi 6 popisující materiál ve stavu homogenního tuhého roztoku, přičemž pro numerické řešení procesu rozpouštěcího žhání byl zvolen model fázové transformace ve tvaru (3.6). Parametry rovnic byly určeny na základě údajů z doporučeného technologického postupu.

Během rychlého ochlazení (kalení) z teploty rozpouštěcího žhání dojde k přeměně fáze 6 na fázi 3, tedy na přesycený tuhý roztok (stav W), na základě modelu fázové transformace ve tvaru (3.5). Pro případy pomalého ochlazení z teploty rozpouštěcího žhání je uvažována změna fáze 6 na fázi 4 (fáze se sníženými mechanickými vlastnostmi), na základě modelu fázové transformace ve tvaru (3.7). Kritická rychlost ochlazování a parametry rovnic byly určeny na základě dat nalezených v literatuře.

Navazující stárnutí je popsáno přeměnou na fázi 5 (v případě stárnutí při pokojové teplotě) či na fázi 1 (stárnutí při zvýšené teplotě). Pro numerické řešení byl zvolen model fázové transformace ve tvaru (3.6). Parametry rovnic byly určeny na základě změřených dat, konkrétně na základě změřených křivek stárnutí.

Popsané přístupy byly verifikovány a na základě provedených experimentů tepelného zpracování byla provedena validace pro numerickou simulaci stárnutí při 165 °C. V tab. 8.5 je uvedeno srovnání výsledných měřených a vypočtených tvrdostí v průběhu stárnutí. V tabulce jsou v první řadě uvedeny výsledky měření tvrdosti po experimentech tepelného zpracování. (Konkrétně se jedná o průměrné hodnoty tvrdosti uvedené v tabulce 6.24, kde jsou uvedeny též charakteristiky proměnlivosti statistického souboru.) V dalším řádku tabulky jsou uvedeny hodnoty tvrdosti měřené za účelem získání dat pro určení křivky stárnutí při 160 °C (na obr. 5.20). V posledním řádku tabulky jsou uvedeny velikosti tvrdosti získané numerickou simulací na základě metodiky popsané v kapitole 8.4.

Tab. 8.5 Tvrdość [HV] v průběhu stárnutí

	2 h	4 h	6 h	8 h	10 h	22 h
Experiment	57,8	77,5	-	103,6	-	109,4
Měření	117,5	119,6	121,4	-	123,3	-
Simulace	105,4	118,2	121,4	122,0	122,7	122,7

Parametry rovnice (3.6) uvedené v tab. 8.4, které popisují změnu vlastností materiálu EN AW-6082 v průběhu umělého stárnutí, byly určeny na základě měřených křivek stárnutí. Jak je zřejmé z tab. 8.5, především z tohoto důvodu jsou výsledky měřených hodnot a výsledků simulace ve velmi dobré shodě. Hodnoty tvrdostí určené pomocí numerické simulace (a též během měření křivek stárnutí) se však od hodnot experimentálních značně liší. Pokud srovnáme změny vlastností materiálu na obr. 5.17 a 5.20 s hodnotami na obr. 6.26 je zřejmé, že ke zvyšování tvrdosti dochází v případě měření křivek stárnutí již při několika minutách výdrže na teplotě, ale v případě experimentů tepelného zpracování je tvrdost na srovnatelné úrovni i po dvou hodinách. Důvodem může být chybná regulace teploty v peci při provádění experimentu a dále mohlo dojít k výraznějšímu poklesu teploty v peci při otevření dveří za účelem vložení vzorků. Při následné numerické analýze pak tato skutečnost nebyla uvažována.

Přes neshodu mezi experimentálními daty a materiálovým měřením je z tab. 8.5 zřejmé, že nově vyvinutý model je schopen velmi dobře popsat chování materiálu na základě změřených křivek stárnutí. Vzhledem k tomu, že aplikaci metody je možná pouze na základě uživatelské změny materiálové databáze a po relativně snadném změřením křivek stárnutí, je možné metodu hodnotit jako perspektivní pro uplatnění v průmyslové praxi. Je však vhodné provést experimenty během nichž bude prováděno monitorování teploty v peci a tyto okrajové podmínky následně uvažovat ve validačních numerických analýzách.

9 SHRNU TÍ P ROVEDENÝCH P RACÍ

Cílem dizertační práce bylo reagovat na aktuální potřeby průmyslu a zlepšit výpočetní přístupy, které popisují chování hliníkových slitin při svařování a tepelném zpracování v numerických simulacích zmíněných procesů. Postup práce je popsán v následujících odstavcích.

Volba materiálů

Autor dizertační práce provedl literární rešerši zaměřenou na slitiny hliníku, která je uvedena v kapitole 2. Na základě rešerše zvolil materiály pro následný výzkum. Bylo rozhodnuto, že se výzkum zaměří na nalezení numerického modelu chování vytvrditelných i nevytvrditelných hliníkových slitin pro tváření. Jako zástupce vytvrditelných slitin vybrán materiál EN AW-6082 a jako zástupce nevytvrditelných slitin materiál EN AW-5083. Jako přídatný materiál byl zvolen svařovací drát ESAB OK Autrod 5087. Popis materiálů a konkrétní důvody pro jejich výběr jsou uvedeny v kapitole 4.1.

Volba numerického přístupu k řešení

V kapitole 3 je popsán princip numerických analýz svařování a tepelného zpracování, přičemž v podkapitole 3.5 je uvedena rešerše dostupných počítačových programů založených na metodě konečných prvků pro simulace svařování pomocí transienční analýzy. Ze sedmi v současnosti existujících počítačových programů byl pro práci zvolen program Sysweld. Zhodnocení programů a důvody pro konečnou volbu jsou uvedeny v kapitole 4.2.

Konkrétní přístup k numerickému řešení závisí na autorem zvoleném počítačovém programu, který umožňuje řešit svařování hliníkových slitin pomocí Leblondovy úpravy Johnson-Mehl-Avramiho zákona popsané rovnicí 3.5. Program také nabízí perspektivu využití rovnic 3.6 a 3.7 pro numerické simulace tepelného zpracování.

Měření materiálových vlastností

Protože při svařování probíhá převážná většina podstatných jevů za velmi vysokých teplot, je pro numerické analýzy svařování a tepelného zpracování nutné zjistit hodnoty vlastností uvedených v kapitole 5 za takových podmínek. Z literatury, případně z materiálových atestů, je možné získat hodnoty materiálových vlastností za vyšších teplot pouze výjimečně, bylo tedy nutné provést jejich měření. Autorem práce byla naplánována materiálová měření hliníkových slitin, technická stránka provedení materiálových měření byla v režii pracovníků firmy COMTES FHT a autorem práce bylo následně provedeno vyhodnocení měření.

V případě nevytvrditelné hliníkové slitiny EN AW-5083 bylo provedeno měření chemického složení dodaných vzorků, dilatometrické analýzy pro materiál v dodaném stavu a pro materiál vyžíhaný. Následně bylo provedeno statistické vyhodnocení dat a byl učiněn závěr, že tepelná roztažnost hliníkové slitiny EN AW-5083 nezávisí na stavu materiálu. Z tohoto důvodu je dostatečné provádět dilatometrická měření materiálu v dodaném stavu. Poznatek byl použit při měření roztažnosti materiálu EN AW-6082. Dále byly provedeny tahové zkoušky různých stavů materiálu při teplotách od 20 °C do 500 °C. Celkem bylo provedeno 28 tahových zkoušek.

Se vzorky vytvrditelného materiálu EN AW-6082 bylo provedeno měření chemického složení, dilatometrická analýza pro materiál v dodaném stavu a dilatometrická analýza průběhu procesu umělého stárnutí pro dvě úrovně teplot. Z výsledků statistického vyhodnocení byl vysloven závěr, že změna relativního prodloužení v průběhu stárnutí má v numerické simulaci svařování zanedbatelnou využitelnost pro průmyslové aplikace. Dále byly provedeny tahové zkoušky různých stavů materiálu při teplotách od 20 °C do 500 °C: Byl testován základní stav materiálu, materiál vyžíhaný, po provedení rozpouštěcího žíhání, dále po přirozeném stárnutí po různých časech výdrže při pokojové teplotě (od 20 minut po

14 dní) a po umělém stárnutí na třech různých úrovních teplot a dobách výdrže od dvou do dvanácti hodin. Celkem bylo se vzorky vyrobenými z materiálu EN AW-6082 provedeno 53 tahových zkoušek.

Dále bylo pro popis chování slitiny EN AW-6082 během stárnutí rozhodnuto o určení křivek stárnutí. Nejdříve byly křivky stárnutí určené na základě hodnot smluvních mezí kluzu a mezí pevnosti zjištěných z výsledků tahových zkoušek, ale hustota takto určených bodů nebyla dostatečná. Na zkušebních tyčích byla měřena tvrdost, na jejímž základě byla vyhodnocena závislost mezí kluzu a pevnosti na tvrdosti podle Vickerse. Hodnoty byly proloženy lineárními regresními funkcemi (5.3) a (5.4), které vykazují vysokou míru spolehlivosti R^2 . Vzhledem k nalezeným závislostem byl učiněn závěr, že pro sestavení křivek umělého stárnutí není nutné provádět nákladné zkoušky tahem, ale postačující je provedení měření tvrdosti. Data popisující chování slitiny při časech stárnutí kratších než dvě hodiny byla tedy získána na základě měření tvrdosti na 12 kusech zkušebních tělísek.

Popsaná materiálová měření včetně závěrů z nich učiněných jsou uvedeny v kapitole 5.

Svařovací experimenty a experimenty tepelného zpracování

Pro svařovací experimenty byla zvolena technologie 131. Důvody vedoucí ke zvolení dané technologie, popis pracoviště a detailní popis experimentů jsou uvedeny v úvodu ke kapitole 6.1. Autor práce určil základní požadavky na svařovací experimenty, které byly včetně metalografického vyhodnocení a měření tvrdosti provedeny na TU Liberec. Autor následně provedl vyhodnocení výsledků experimentů. Konkrétně byly provedeny svařovací experimenty se slitinami EN AW-5083 a EN AW-6082. Během svařovacích experimentů došlo k vytvoření třívrstvých svarů, přičemž byly měřeny deformace v průběhu svařování pomocí LVDT snímačů. Po svaření byla provedena výroba makrovýbrusů pro každou z housenek a byly změřeny rozměry natavených oblastí. Následně byla měřena tvrdost ve svarech a v TOO, což umožnilo vyhodnotit vliv svařování vyšších vrstev na tvrdost tepelně ovlivněných oblastí housenek předchozích. Výsledky jednotlivých svařovacích experimentů jsou v podkapitolách 6.1.1 až 6.1.5.

Experimenty tepelného zpracování zahrnovaly rozpouštěcí žíhání, ochlazení a následné stárnutí. Byly provedeny se vzorky svarů zhotovenými z materiálu EN AW-6082. Rozpouštěcímu žíhání byly stejným způsobem podrobeny celkem čtyři vzorky svarů, ale teplotě stárnutí byly vystaveny různou dobu: 2, 4, 8 a 22 hodin. Na každém vzorku byla následně měřena tvrdost. Změřené hodnoty tvrdosti byly následně statisticky vyhodnoceny a takto získaná data byla použita pro přibližné určení mezí kluzu a mezí pevnosti na základě rovnic 5.3 a 5.4. Poté byl vykreslen vývoj těchto materiálových vlastností v průběhu stárnutí. Experimenty tepelného zpracování jsou detailně popsány v kapitole 6.2, kde jsou uvedeny i výsledky experimentů.

Vývoj materiálových modelů pro numerické simulace svařování

Při vývoji nových materiálových modelů pro svařování bylo provedeno množství numerických simulací, které lze rozdělit do čtyř hlavních skupin: Kalibrační, srovnávací, verifikační a validační analýzy. Vysvětlení principu a významu uvedených skupin analýz je možné najít v úvodu ke kapitole 7. Po srovnání dat naměřených při svařovacích experimentech s rozměry tepelně ovlivněné oblasti a deformacemi vypočtenými při srovnávacích analýzách (za použití materiálové databáze programu Sysweld) bylo zřejmé, že míra shody je nízká. (Celková vypočtená deformace dosahuje pouze 44 až 69 % změřených hodnot, pouze v jednom případě je to 75 %. Pokud srovnáme deformaci při svařování první housenky, predikovaná velikost deformace klesá až na 30 % deformace skutečné.) Současnou materiálovou databází tedy bylo nutné upravit. Hlavní úpravy databáze jsou popsány v následujících odstavcích odděleně pro oba materiály.

Simulace svařování materiálu EN AW-6082

V prvním kroku se úprava modelu pro materiál EN AW-6082 zaměřila na metalurgickou část materiálové databáze, na které závisí především výpočet velikosti TOO. Hodnoty parametru P_{eq} v rovnici (3.5) popisující přeměnu základního stavu materiálu na stav se sníženými mechanickými vlastnostmi (vyskytující se v TOO) byly určeny na základě tzv. CHD diagramu (Continuous Heating Dissolution, překlad autora: diagram rozpouštění při plynulém ohřevu), což je nový typ diagramu popisujícího jednotlivé fáze precipitace a rozpouštění fází při plynulém ohřevu, který pro některé slitiny typu AlMgSi poprvé publikovala J. Osten v roce 2015 v publikaci [90] a který nebyl dosud využit v oblasti svařování.

Oblast výskytu místa s nejnižší tvrdostí, tedy rozměr E TOO v materiálu EN AW-6082, dosahuje s použitím původní materiálové databáze běžně dvojnásobných hodnot a v některých případech dokonce i více než trojnásobku skutečného rozměru zjištěného při svařovacích experimentech. S využitím upraveného materiálového modelu došlo ke zvýšení přesnosti predikce rozměru E, kdy měla největší dosažená odchylka výpočtu od měření hodnotu 18 %. (Vypočtené hodnoty však byly srovnávány s měřením tvrdosti, kdy byla vzdálenost mezi středy vtisků 1 mm, což představuje 9 až 20 % velikosti změřených rozměrů E.) Výpočet s upraveným metalurgickým modelem také přinesl zlepšení vypočtených hodnot přírůstků deformace po jednotlivých housenkách až o 13,1 %, což způsobilo zlepšení vypočtených hodnot celkové deformace až o 7,2 %.

V dalších krocích bylo provedeno především nahrazení materiálových vlastností v materiálové databázi vlastnostmi, které byly změřeny a jsou uvedeny v kapitole 5. Konkrétně se jednalo o relativní prodloužení, meze kluzu, moduly pružnosti a další výsledky zkoušek tahem v závislosti na teplotě a na různých stavech materiálu. Tyto i další změny jsou detailně popsány v kapitole 7.1 a výsledky jsou diskutovány v kapitole 7.3, kde je též provedeno zhodnocení přínosu popsáných úprav databáze.

Simulace svařování materiálu EN AW-5083

Při úpravě databáze popisující chování materiálu EN AW-5083 bylo nejpodstatnější změnou nahrazení materiálových vlastností daty, která byla změřena a jsou uvedena v kapitole 5. Stejně jako v případě materiálu EN AW-6082 se jednalo o relativní prodloužení, meze kluzu, moduly pružnosti a další výsledky zkoušek tahem v závislosti na teplotě a na různých stavech materiálu. Změny jsou detailně popsány v kapitole 7.2 a výsledky jsou diskutovány v kapitole 7.3, kde je též provedeno srovnání hodnot vypočtených deformací s experimentálně změřenými hodnotami a je provedeno zhodnocení přínosu provedených úprav materiálové databáze.

Vývoj materiálových modelů pro numerické simulace tepelného zpracování

Výzkum se dále zaměřil na popis vývoje nových modelů pro simulaci tepelného zpracování hliníkových slitin, konkrétně na simulaci procesu vytvrzování slitiny EN AW-6082. Vzhledem k důvodům detailně popsáným v kapitolách 4.2 a 8 bylo rozhodnuto, že pro popis materiálového modelu chování slitiny během vytvrzování se použije zcela nový přístup, který nebyl dosud nikde publikován. V programu Sysweld bylo použito rovnic 3.5, 3.6 a 3.7, které byly dosud používány pouze pro popis chování materiálů během svařování, respektive pro popis chování ocelí při žíhání.

Princip přístupu k řešení a popis materiálové databáze jsou uvedeny v úvodu ke kapitole 8. Vzhledem k tomu, že vytvrzování se skládá z rozpouštěcího žíhání, v jehož závěru následuje rychlé ochlazení (někdy označované jako kalení), a následného stárnutí (přirozeného nebo umělého), v numerické simulaci je nezbytné rozdělit uvedený proces na popsání dílčích kroků a ty simulovat odděleně. Numerické řešení přeměn probíhajících při rozpouštěcím žíhání je

popsáno v kapitole 8.1, detaily popisující řešení procesů při kalení jsou v kapitole 8.2 a analýza přirozeného i umělého stárnutí je popsána v kapitole 8.3.

Zmíněné přístupy byly verifikovány a na základě provedených experimentů tepelného zpracování byla provedena validace pro numerickou simulaci stárnutí při 165 °C. V kapitole 8.5 je uvedeno srovnání výsledných měřených a vypočtených tvrdostí v průběhu stárnutí. Z výsledků je zřejmé, že nově vyvinutý model je schopen velmi dobře popsat chování materiálu na základě změřených křivek stárnutí. Vzhledem k tomu, že aplikace metody je možná na základě uživatelské změny materiálové databáze a po relativně snadném změření křivek stárnutí, je možné metodu hodnotit jako perspektivní pro uplatnění v průmyslové praxi.

10 PŘÍNOS DIZERTAČNÍ PRÁCE

Výzkum byl prováděn na základě potřeb firem zabývajících se numerickými analýzami a také firem z oblasti konstrukce kolejových vozidel a z leteckého průmyslu, které poptávají provádění numerických simulací svařování a tepelného zpracování hliníkových slitin. Jedná se o oblast, pro kterou dosud chyběla numerická řešení, která by byla schopná poskytnout výsledky v kvalitě požadované zákazníkem.

Práce přinesla zpřesnění současné metodiky řešení metalurgické části numerické analýzy svařování vytvrditelné hliníkové slitiny, na které závisí především výpočet velikosti TOO (a také výsledných deformací). Zpřesnění bylo provedeno na základě tzv. CHD diagramu, což je nový typ diagramu popisujícího jednotlivé fáze precipitace a rozpouštění fází při plynulém ohřevu. Tyto diagramy byly pro některé slitiny typu AlMgSi poprvé publikovány v roce 2015 a nebyly dosud využity v oblasti svařování. Zjištění uplatnitelnosti CHD diagramů v oblasti svařování má kromě praktického využití v oblasti numerických analýz také význam vědecký. Přestože byl proces poklesu mechanických vlastností v TOO vytvrditelných slitin vysvětlen již dříve, při využití CHD diagramů mohou být na základě rychlosti ohřevu v libovolném místě TOO identifikovány konkrétní fáze, které při svém rozpouštění (v případě metastabilních fází též při vzniku) přispěly ke změně vlastností při dosažení jakékoliv teploty. CHD diagramy tedy umožní poskytnout k pochopení uvedeného jevu hlubší teoretický základ.

Pro využití v mechanické části numerických analýz svařování bylo provedeno množství materiálových měření (měření chemického složení, dilatometrické testy a tahové zkoušky různých stavů materiálu při teplotách až do 500 °C), což umožnilo výrazně zpřesnit materiálové databáze pro slitiny EN AW-5083 a EN AW-6082.

Na základě vyhodnocení některých měření bylo také učiněno několik závěrů využitelných při vytváření materiálových databází dalších hliníkových slitin: Jedná se např. o poznatek, že tepelná roztažnost hliníkové slitiny EN AW-5083 nezávisí na stavu materiálu. Z tohoto důvodu je dostatečné provádět dilatometrická měření materiálu v dodaném stavu. Dalším příkladem je závěr, že změna relativního prodloužení v průběhu stárnutí má v numerické simulaci svařování zanedbatelnou využitelnost pro průmyslové aplikace a její měření tedy není nutné provádět.

Přínosem je také kvantifikace závislosti mezi pevností a mezí kluzu na tvrdosti podle Vickerse pro různé stavy materiálu EN AW-6082. Vzhledem k nalezeným závislostem již není pro sestavení křivek umělého stárnutí nutné provádět nákladné zkoušky tahem, ale postačující je provedení měření tvrdosti. Pro materiál EN AW-6082 je také možné určit mez kluzu a mez pevnosti pouze na základě měření tvrdosti podle Vickerse, a to pro relativně velký rozsah teplot a časů stárnutí.

Dále byla nalezena metodika pro numerickou simulaci procesu tepelného zpracování vytvrditelných slitin, což je zcela nový přístup, který nebyl dosud nikde publikován. Vzhledem k tomu, že aplikace metody je možná na základě uživatelské změny materiálové databáze a po relativně snadném změření křivek stárnutí, je možné metodu hodnotit jako perspektivní pro uplatnění v průmyslové praxi.

Poznatky byly kromě zveřejnění v publikacích uvedených níže zpracovány ve formě ověřené technologie, tedy výstupu typu Z podle metodiky hodnocení výsledků výzkumných organizací RVVI. Technologie byla ověřena zahraničními firmami, které provádějí numerické analýzy svařování a tepelného zpracování a je v těchto firmách, stejně jako ve firmě MECAS ESI, využívána při řešení projektů zahrnujících problematiku svařování a tepelného zpracování nevytvrditelných a vytvrditelných hliníkových slitin.

TVŮRČÍ ČINNOST AUTORA

Vědecké články a příspěvky ve sbornících

1. VANĚK, M., M. SLOVÁČEK, J. TEJC a J. MORAVEC. *Validace počítačových simulací procesu svařování pomocí experimentálních zkoušek*. In: Nové materiály, technologie a zařízení pro svařování. Ostrava: Český svářečský ústav s.r.o. Ostrava, 2013, ISBN 978-80-248-3146-6.
2. SLOVÁČEK, M., J. Kovařík, J. Tejc, M. Vaněk, T. Richter, J. Pokorný. *Using of Welding Virtual Numerical Simulation as the Technical Support for Industry*. In: Zavarivanje - Welding 2014: 40th CWS International Conference. Šibenik, Croatia: Croatian Welding Society, 2014, s. 21-30. ISBN 978-953-5718-03-05.
3. VANĚK, M., M. Slováček, J. Kovařík, J. Tejc, T. Richter, J. Pokorný, J. Moravec. *Welding Numerical Simulation as Modern Tool for Welding Engineers – Validation of Solution Method*. In: Zavarivanje - Welding 2014: 40th CWS International Conference. Šibenik, Croatia: Croatian Welding Society, 2014, s. 147-156. ISBN 978-953-5718-03-05.
4. VANĚK, M., T. RICHTER, M. SLOVÁČEK, J. TEJC, J. KOVAŘÍK a J. MORAVEC. *Numerické simulace svařovacích procesů, jejich validace a verifikace*. In: Kovárenství. Brno: Svaz kováren ČR, 2014, s. 77-80. ISSN 1213-9289.
5. DANĚK, L.; KUBÍČEK, J.; VANĚK, M.; RICHTER, T. *Návrh heterogenního svaru pro rotor parní turbíny*. In: *FORM-WELD 2014: XII. mezinárodní symposium*. Brno: VUT v Brně, 2014, s. 1-4.
6. SLOVÁČEK, M., J. TEJC, M. VANĚK, T. RICHTER, J. MORAVEC a T. KIK. *Using of welding virtual numerical simulation as the technical support for industry*. In: *The 3rd IIW South-East European Welding Congress: Welding and Joining Technologies for a Sustainable Development and Environment*. Timisoara, Romania: Editura Politehnica, 2015, s. 94-99. ISBN 978-606-554-955-5.
7. VANĚK, M., M. SLOVÁČEK, J. TEJC, J. MORAVEC a T. KIK. *Numerical simulation of welding processes and their validation*. In: *The 3rd IIW South-East European Welding Congress: Welding and Joining Technologies for a Sustainable Development and Environment*. Timisoara, Romania: Editura Politehnica, 2015, s. 231-236. ISBN 978-606-554-955-5.
8. KIK, T., M. SLOVÁČEK, J. MORAVEC a M. VANĚK. *Numerical Analysis of Residual Stresses and Distortions in Aluminium Alloy Welded Joints*. In: *Applied Mechanics and Materials*. Switzerland: Trans Tech Publications, 2015. Vols. 809-810, s. 443-448. DOI: 10.4028/www.scientific.net/AMM.809-810.443. ISSN 1662-7482.
9. KIK, T., M. SLOVÁČEK, J. MORAVEC a M. VANĚK. *Numerical Simulations of Heat Treatment Process*. In: *Applied Mechanics and Materials*. Switzerland: Trans Tech Publications, 2015. Vols. 809-810, s. 799-804. DOI: 10.4028/www.scientific.net/AMM.809-810.799. ISSN 1662-7482.
10. KIK, T., M. SLOVÁČEK, J. MORAVEC a M. VANĚK. *Use of Welding Process Numerical Analyses as Technical Support in Industry. Part 2: Methodology and Validation*. In: *Biuletyn Instytutu Spawalnictwa*. Poland: Instytut Spawalnictwa, 2015. No. 5/2015, s. 25-32. DOI: 10.17729/ebis.2015.5/4. ISSN 2300-1674.
11. ŘIHÁČEK, J. a M. VANĚK. *Možnosti zkvalitnění sítě MKP při simulacích objemového tváření v software ANSYS Workbench 16*. *Kovárenství*, 2015, č. 55, s. 9-12. ISSN: 1213- 9289.

12. SLOVÁČEK, M., J. Tejc a M. Vaněk. Using of Welding Virtual Numerical Simulation as the Technical Support for Industry. In: *Advanced Materials Research, Switzerland: Trans Tech Publications, 2016. Vol. 1138, s. 49-55. DOI: 10.4028/www.scientific.net/AMR.1138.49. ISSN 1662-8985.*
13. VANĚK, M., J. MORAVEC a J. ŘIHÁČEK. Improvement of Model of Aluminium Alloys Behaviour for Application in Numerical Simulations of Welding. *MM Science Journal*. 2016, 2016(05), 1370-1375. DOI: 10.17973/MMSJ.2016_11_2016124. ISSN 1803-1269. Dostupné také z: <http://www.mmscience.eu/november-2016.html#2016124>

Abstrakty ve sbornících

1. VANĚK, M., M. Slováček, J. Tejc, J. Moravec a T. KIK. *Welding Numerical Simulation – Al Alloys Multipass Welding*. In: *Zavarivanje - Welding 2016: 41th CWS International Conference*. Opatija, Croatia: Croatian Welding Society, 2016, s. 235. ISBN 978-953-5718-04-2.

Výzkumné zprávy vztahující se k tématu dizertační práce

1. SLOVÁČEK, Marek a Mojmír VANĚK. *Numerické simulace svařování desek: Výzkumná zpráva projektu TAČR TA02010992*. Plzeň, 2012, 37 s. M_Z_12_022_r01.
2. SLOVÁČEK, Marek, Josef TEJC, Jiří KOVAŘÍK, Jan BEJVL, Tomáš RICHTER a Mojmír VANĚK. *Vývoj a validace nových materiálových modelů – rozbor stávajícího stavu: Výzkumná zpráva projektu TAČR TA02010992*. Plzeň, 2012, 44 s. M_Z_12_024_r01.
3. TEJC, Josef, Jiří KOVAŘÍK a Mojmír VANĚK. *Simulace pětivrstvého svaru desky 12 mm z oceli S355J2: Výzkumná zpráva projektu TAČR TA02010992*. Plzeň, 2013, 40 s. M_Z_13_007_r01.
4. TEJC, Josef, Jiří KOVAŘÍK a Mojmír VANĚK. *Simulace třívrstvého svaru desky 12 mm z oceli S355J2: Výzkumná zpráva projektu TAČR TA02010992*. Plzeň, 2013, 28 s. M_Z_13_019_r01.
5. VANĚK, Mojmír. *Numerická simulace svařování desek z materiálu EN AW-6082: Výzkumná zpráva projektu TAČR TA02010992*. Brno, 2014, 50 s. M_Z_14_020_r01.
6. VANĚK, Mojmír a Marek SLOVÁČEK. *Měření materiálových charakteristik pro potřeby numerických simulací svařování a tepelného zpracování (hliníkové slitiny): Výzkumná zpráva projektu TAČR TA02010992*. Plzeň, 2014, 34 s. M_Z_14_021_r01.
7. VANĚK, Mojmír, Marek SLOVÁČEK a Josef TEJC. *Vývoj a validace nových materiálových modelů pro simulace svařování a tepelného zpracování Al a Ti slitin: Výzkumná zpráva projektu TAČR TA02010992*. Plzeň, 2014, 25 s. M_Z_14_023_r01.
8. VANĚK, Mojmír, Marek SLOVÁČEK a Josef TEJC. *Numerické řešení procesu svařování a tepelného zpracování pro Al slitiny (typ Z): Ověřená technologie*. Plzeň, 2014, 31 s. M_Z_14_026_r01.

Ověřené technologie – výstupy typu Z

1. VANĚK, Mojmír, Marek SLOVÁČEK, Josef TEJC a Jaromír MORAVEC. Numerické řešení procesu svařování a tepelného zpracování pro Al slitiny. 2014.
 - Technologie byla ověřena firmami FEMWELD, Tarnowskie Góry, Polsko a TEN Slovakia s.r.o., Šamorín, Slovensko.
 - Ověřená technologie je založena na nově vytvořených modelech svařování a tepelného zpracování pro hliník a jeho slitiny optimalizovaných pro využití v programu Sysweld.
2. VANĚK, Mojmír, Marek SLOVÁČEK, Josef TEJC a Jaromír MORAVEC. Numerické řešení procesu svařování a tepelného zpracování pro Ti slitiny. 2015.
 - Technologie byla ověřena firmami FEMWELD, Tarnowskie Góry, Polsko a TEN Slovakia s.r.o., Šamorín, Slovensko.
 - Ověřená technologie definuje posloupnost kroků při numerickém řešení procesu svařování a tepelného zpracování pro technicky čistý titan a pro jeho slitiny. Technologie byla vypracována na základě nově vytvořených modelů svařování a tepelného zpracování s využitím doplněné materiálové databáze obsahující materiálové vlastnosti titanu a jeho slitin.

Certifikovaná metodika – výstup typu N

1. SLOVÁČEK, Marek, Jaromír MORAVEC, Mojmír VANĚK a Josef TEJC. Zjednodušená numerická predikce životnosti svarových spojů. 2015.
 - Metodika byla certifikována certifikačním orgánem SVV Praha, s.r.o.
 - Certifikovaná metodika popisuje posloupnost kroků, které jsou nezbytné k realizaci výpočtů predikujících životnost svarových spojů z hlediska nízké i vysokocyklové únavy s uvažováním předchozí degradace materiálu způsobené svařovacím procesem. Byla vypracována s cílem standardizovat postupy predikce životnosti svarových spojů s využitím numerických simulací svařování a následných analýz provozních zatížení.

POUŽITÁ LITERATURA

1. Aluminum 5083-H116; 5083-H321: ASM Material Data Sheet. ASM AEROSPACE SPECIFICATION METALS. *Aerospace Metal Distributor* [online]. Pompano Beach, FL, USA: ASM Aerospace Specification Metals [cit. 2016-11-05]. Dostupné z: <http://asm.matweb.com/search/SpecificMaterial.asp?bassnum=MA5083H116>
2. AMADO, Matías N. a Fernando Daroqui. *Revision of the Solvus Limit of Al-Mg₂Si Pseudo Binary Phase Diagram*. *Procedia Materials Science*. 2015, 8, 1079-1088. DOI: 10.1016/j.mspro.2015.04.171. ISSN 2211-8128.
3. AMBRIZ, R. R. a D. JARAMILLO, (ed.). *Mechanical Behavior of Precipitation Hardened Aluminum Alloys Welds*. MONTEIRO, Waldemar A. *Light Metal Alloys Applications* [online]. InTech, 2014, s. 35-59 [cit. 2016-06-18]. DOI: 10.5772/58418. ISBN 978-953-51-1588-5. Dostupné z: <http://www.intechopen.com/books/light-metal-alloys-applications>
4. ASADI, Mahyar. *Computational Weld Mechanics (CWM) Framework for Exploring Parametric Design Space to Manage Weld Optimization: A Dissertation thesis at Carleton University*. Ottawa, Ontario, Canada: Carleton University, 2011, 221 s.
5. *ASM Handbook Volume 2: Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials*. 10th ed. Materials Park, OH, USA: ASM International, 1991, 1328s. ISBN 0-87170-378-5.
6. *ASM Handbook Volume 3: Alloy phase diagrams*. 10th ed. Materials Park, OH, USA: ASM International, 1992, 512 s. ISBN 0-87170-381-5.
7. *ASM Handbook Volume 4: Heat treating*. 10th ed. Materials Park, OH, USA: ASM International, 1991, 1012 s. ISBN 0-87170-379-3.
8. *ASM Handbook Volume 6: Welding, brazing and soldering*. 10th ed. Materials Park, OH, USA: ASM International, 1993, 1299 s. ISBN 0-87170-382-3.
9. *ASM Handbook Volume 22B: Metals process simulation*. Materials Park, OH, USA: ASM International, 2010, 708 s. ISBN 1-61503-005-0.
10. AVRAMI, Melvin. *Kinetics of Phase Change. I: General Theory*. *The Journal of Chemical Physics*. American Institute of Physics, 1939, 7(12), 1103-1112. DOI: 10.1063/1.1750380. ISSN 00219606.
11. BARNAT, Jiří. *IV 113 Úvod do validace a verifikace: Organizace kurzu, motivace, přehled technik* [online]. Brno: Fakulta informatiky Masarykovy Univerzity, 2016 [cit. 2016-09-30]. Dostupné z: http://www.fi.muni.cz/~xbarnat/IV113/all_IV113_2015.pdf
12. BOITOUT, Frederic et al. *The Welding Simulation Solution from ESI GROUP: An Economic and Predictive Simulation Solution to Compute Heat Effects of Welding*. Lyon, France: ESI Group. 2006. 11 s.
13. CAVAZOS, José Luis a Rafael COLÁS. *Quench sensitivity of a heat treatable aluminum alloy*. *Materials Science and Engineering: A*. 2003, 363(1-2), 171-178. DOI: 10.1016/S0921-5093(03)00616-6. ISSN 09215093.
14. ČABELKA, Jozef. *Zvariteľnosť kovov a zliatin: Vybrané state*. Bratislava: VEDA, 1977, 445 s. 71-035-77.
15. ČERNOCH, Svatopluk. *Strojně technická příručka*. Praha: Jednota čsl. soukromých úředníků, dílovedoucích a zřízenců, 1938, 4. vyd., 910 s.
16. ČSN 42 0055: Neželezné kovy. Číselné označování těžkých a lehkých neželezných kovů. Praha, 1977.
17. ČSN EN 515: Hliník a slitiny hliníku - Výrobky tvářené - Označování stavů. Praha: Český normalizační institut, 1996.
18. ČSN EN 573-1: Hliník a slitiny hliníku - Chemické složení a druhy tvářených výrobků - Část 1: Číselné označování. Praha: Český normalizační institut, 2005.

19. ČSN EN 573-2: Hliník a slitiny hliníku - Chemické složení a druhy tvářených výrobků - Část 2: Označování chemickými značkami. Praha: Český normalizační institut, 1996.
20. ČSN EN 573-3: Hliník a slitiny hliníku - Chemické složení a druhy tvářených výrobků - Část 3: Chemické složení a druhy výrobků. Praha: ÚNMZ, 2014.
21. ČSN EN 602 Hliník a slitiny hliníku – Tvářené výrobky – Chemické složení polotovarů určených k výrobě předmětů pro styk s potravinami. Praha: Český normalizační institut, 2004.
22. ČSN EN 1706: Hliník a slitiny hliníku - Odlitky - Chemické složení a mechanické vlastnosti. Praha: ÚNMZ, 2010.
23. ČSN EN ISO 4063: Svařování a příbuzné procesy - Přehled metod a jejich číslování. Praha: ÚNMI, 2011.
24. ČSN EN ISO 6507-1: Kovové materiály - Zkouška tvrdosti podle Vickerse - Část 1: Zkušební metoda. Praha: Český normalizační institut, 2006.
25. ČSN EN ISO 6892-1: Kovové materiály - Zkoušení tahem - Část 1: Zkušební metoda za pokojové teploty. Praha: ÚNMI, 2010.
26. ČSN EN ISO 6892-2: Kovové materiály - Zkoušení tahem - Část 2: Zkušební metoda za zvýšené teploty. Praha: ÚNMZ, 2010.
27. ČSN EN ISO 9015-1: Destruktivní zkoušky svarů kovových materiálů - Zkoušení tvrdosti - Část 1: Zkouška tvrdosti spojů svařovaných obloukovým svařováním. Praha: ÚNMZ, 2011.
28. DAWSON, Matt I. *Modelling and Analysis of Welding Processes in Abaqus using the Virtual Fabrication Technology (VFT) Analysis Software developed by Battelle and Caterpillar Inc.* In: Abaqus Users' Conference 2008. Newport, Rhode Island, USA: 2008. 15 s.
29. DVOŘÁK, Karel. Historie svařování v českých zemích: Úvod do historie svařování. Příspěvek č. 2: Počátky spojování kovů. In: *CWS ANB - Česká svářečská společnost* [online]. Praha: CWS-ANB, 2008 [cit. 2017-01-12]. Dostupné z: <http://www.cws-anb.cz/t.py?t=2&i=239>
30. ESAB VAMBERK, S.R.O. *Katalog přídavných svařovacích materiálů*. 5. přepracované a doplněné vyd. Vamberk: ESAB VAMBERK, s.r.o., 2012.
31. ESI GROUP. *Adjustment of the Martensite Transformation*. March 2013, 25 s.
32. ESI GROUP. *Calibration of the Welding CCT diagram of S355J2G3*. March 2013, 59 s.
33. ESI GROUP. *SYSWELD 2013: Metallurgical Transformation Model LSG2M Nancy*. 2013, 53 s. GL/SYWE/12/02/00/A.
34. ESI GROUP. *SYSWELD 2014: Metallurgical Models Dedicated to Aluminium Alloys*. 2014, 22 s. GL/SYWE/13/01/00/A.
35. ESI GROUP. *SYSWELD 2014: Reference Manual*. 2014, 334 s. GL/SYWE/13/03/00/A.
36. ESI GROUP. *Tempering Process Analysis: Visco-Plastic Model Training*. February 2010, 24 s.
37. *EWI E-WeldPredictor* [online]. Columbus, OH, USA: Edison Welding Institute [cit. 2016-06-18]. Dostupné z: <http://calculations.ewi.org/vjp/EWeldPredictor.html>
38. *EWI WeldPredictor™: Information sheet*. Columbus, OH, USA: Edison Welding Institute, 2009, 2 s.
39. FJAER, Hallvard G. *WELDSIM: Reference Manual*. Version 6, Release 12. IFE: March 2011, 258 s.
40. FOLDYNA, Václav et al. *Materiály a jejich svařitelnost: učební texty pro kurzy svářečských inženýrů a technologů*. Ostrava: ZEROSS, 1999, 296 s. ISBN 80-857-7163-2.
41. FÜRBAACHER, Ivan. *Lexikon technických materiálů se zahraničními ekvivalenty*. Praha: Dashöfer, 1998. ISBN 80-86229-02-5.

42. GITTER, R. *Design of Aluminium Structures: Selection of Structural Alloys*. 32 s. Paper presented at the workshop: EUROCODES - Background and Applications-Session EN 1999-Eurocode 9: Design of Aluminium structures; Brussels: 2008.
43. GOLDAK, John. *Validation of Computational Weld Models: Comparison of Residual Stresses*. Contract Report. Defence R&D Canada – Atlantic. Canada: 2010, 34 s.
44. GOLDAK, John, et al.. *A New Finite Element Model for Welding Heat Sources*. Metallurgical and Material Transactions B. 1984, Vol. 15B, 299- 305. ISSN 1073-5615.
45. GOLDAK, John, et al. *Validation of VrHeatTreat Software for Heat Treatment and Carburization*. Goldak Technologies Inc., Ottawa, Canada: December 12, 2007, 18 s.
46. GORNOSTYREV, Yu. N. a M. I. Katsnelson. *Misfit Stabilized Embed Nanoparticles in Metallic Alloys*. Physical Chemistry Chemical Physics. Royal Society of Chemistry: 2015, 17, 27249-27257. DOI: 10.1039/c5cp04641f. ISSN 1463-9084.
47. HABASHI, Fahti et al. *Alloys: Preparation, Properties, Applications*. Weinheim: WILEY-VCH Verlag GmbH, 1998, 314 s. ISBN 3-527-29591-7.
48. HAJDÍK, Jiří a Michal HEINRICH. *Technologie svařování hliníku a jeho slitin*. Svět svaru: časopis o moderních trendech ve svařování a řezání kovů. 2007, roč. 11, č. 1, s. 8-9. ISSN 1214-4983.
49. HRIVŇÁK, Ivan. *Zváranie a zvariteľnosť materiálov*. Vyd. 2. Bratislava: Citadella, 2013, 486 s. ISBN 978-80-89628-18-6.
50. JEDLIČKA, Josef a Miroslav HAUNER. *Svařování v otázkách a odpovědích*. 2. přeprac. vyd. Praha: SNTL, 1960, 231 s.
51. KAUFMAN, Gilbert J. *Introduction to Aluminum Alloys and Tempers*. Materials Park, OH, USA: ASM International, 2000. 242 s. ISBN 0-87170-689-X.
52. KISSEL, J. Randolph, Robert L. FERRY. *Aluminium Structures: A Guide to Their Specifications and Design*. 2nd ed. New York, USA: John Willey & Sons, 2002. 532 s. ISBN 0-471-01965-8.
53. KOISTINEN, D. P. a R. E. MARBURGER. *A general equation prescribing the extent of the austenite-martensite transformation in pure iron-carbon alloys and plain carbon steels*. Acta Metallurgica. 1959, 7(1), 59-60. DOI: 10.1016/0001-6160(59)90170-1. ISSN 00016160.
54. KOLAŘÍK, Ladislav. *Svařitelnost vytvrditelných slitin hliníku typu AlMgSi*. In: *NOVUS SCIENTIA 2007: 10. celoštátna konferencia doktorandov strojnícckých fakúlt technických univerzít a vysokých škôl s medzinárodnou účasťou*. Herľany, Slovenská republika: Strojnická fakulta, Technická univerzita v Košiciach, 2007, s. 254-261. ISBN 978- 80-8073-922-5.
55. KOLAŘÍK, Ladislav et al. *Houldcroft Weldability Test of Aluminium Alloy EN AW 6082 T6*. Scientia Agriculturae Bohemica. 2012, 43 (1), 14-21. ISSN 1805-9430.
56. KOU, Sindo. *Welding Metallurgy*. 2nd ed. Hoboken, New Jersey, USA: John Willey & Sons, 2003, 461 s. ISBN 0-471-43491-4.
57. KOUKAL, Jaroslav et al. *Materiály a jejich svařitelnost: učební texty pro kurzy svářečských inženýrů, technologů a pro výuku teorie svařování na vysokých školách*. Ostrava: Český svářečský ústav s.r.o. Ostrava, 2009, 241 s. ISBN 978-80-248-2025-5.
58. KOUKAL, Jaroslav. *Historie tavného svařování kovů*. In: *KONSTRUKCE: Odborný časopis pro stavebnictví a strojírenství* [online]. Ostrava: KONSTRUKCE Media, 2002 [cit. 2017-01-12]. Dostupné z: <http://www.konstrukce.cz/clanek/historie-tavneho-svarovani-kovu/>
59. KRŇÁK, Rudolf et al. *Kapesní příručka svařování, řezání a pájení*. 2. vyd. Praha: SNTL, 1973, 720 s. 04-231-73.
60. KUČERA, Václav. *Architektura inženýrských staveb*. Praha: Grada, 2009. ISBN 978-80-247-2504-8.
61. KUNCIPÁL, Josef. *Teorie svařování*. Praha: SNTL, 1986, 272 s. 04-211-86.

62. LEBLOND, J. B. a J. DEVAUX. *A new kinetic model for anisothermal metallurgical transformations in steels including effect of austenite grain size*. Acta Metallurgica. Great Britain: Pergamon Press Ltd, 1984, 32(1), 137-146. DOI: 10.1016/0001-6160(84)90211-6. ISSN 00016160.
63. LI, Hong-ying, Jie BIN, Yan-kuo ZHAO a Xiao-feng WANG. *Establishment of continuous cooling transformation diagrams of aluminum alloys using in situ voltage measurement*. Transactions of Nonferrous Metals Society of China. 2011, 21(9), 1944-1949. DOI: 10.1016/S1003-6326(11)60954-0. ISSN 10036326.
64. LOSERTO VÁ, Monika. *Progresivní materiály*. Ostrava: Vysoká škola báňská – Technická univerzita, 2012. ISBN 978-80-248-2575-5.
65. LÖVEBORN, David. *3D FE Simulations of Resistance Spot Welding: Degree project in engineering mechanics*. Stockholm, Sweden: KTH Royal Institute of Technology, School of engineering sciences, 2016. 50 s. Report number [KIMAB-2016-108]
66. MACEK, Karel, et al. *Tepelné úpravy kovových materiálů*. Praha: Vyd. ČVUT, 1993.
67. MAJER, Lubomír et al. *Navrhování a posuzování svařovaných konstrukcí a tlakových zařízení: učební texty pro kurzy svářečských inženýrů a technologů*. Ostrava: ZEROSS, 1999, 249 s. ISBN 80-85771-70-5.
68. MARTIENSSEN, Werner, et al. *Springer Handbook of Condensed Matter and Materials Data*. Berlin, Germany: Springer, 2005, 1120 s. ISBN 3-540-44376-2.
69. MARTINEC, Jiří a Aleš PLÍHAL. *Nové trendy ve svařování hliníku a jeho slitin*. Svět svaru: časopis o moderních trendech ve svařování a řezání kovů. 2007, roč. 11, č. 1, s. 24-25. ISSN 1214-4983.
70. MAŘÍK, Radek. *Úvod do testování a verifikace: Organizace kurzu, motivace, přehled technik* [online]. Praha: Katedra kybernetiky Fakulty elektrotechnické ČVUT v Praze, 2010 [cit. 2016-09-30]. Dostupné z: http://labe.felk.cvut.cz/~marikr/teaching/A4M33TVS_10/Handouts/01.uvod.pdf
71. *Metals Handbook Desk Edition*. 2nd ed. USA: ASM International, 1998. ISBN 0-87170-654-7.
72. MICHNA, Štefan et al. *Encyklopedie hliníku*. Děčín: Alcan Děčín Extrusions, 2005, 700 s. ISBN 80-890-4188-4.
73. MIKEŠ, David. *Svařování hliníkových slitin pomocí vysokovýkonového polovodičového laseru*. Diplomová práce. Brno: VUT v Brně, Fakulta strojního inženýrství, Ústav strojírenské technologie, 2015. 59 s.
74. MILKEREIT, B., et al. *Continuous Cooling Precipitation Diagram of Cast Aluminium Alloy Al-7Si-0.3Mg*. Transactions of Nonferrous Metals Society of China. 2014, 24(7), 2025-2033. DOI: 10.1016/S1003-6326(14)63308-2. ISSN 10036326.
75. MILKEREIT, B., et al. *Continuous Cooling Precipitation Diagrams of Al–Mg–Si Alloys*. Materials Science and Engineering A. Elsevier B.V., 2012, (Vol. 550), 87-96.
76. MORAVEC, Jaromír. *Měření tvrdosti HV 10 v základním materiálu, TOO a ve svarovém kovu u třívrstvého svaru z materiálu Al5083: Zpráva TU v Liberci*. Liberec, 2014, 18 s. TUL-Z-14-MT-Al5083-01.
77. MORAVEC, Jaromír. *Měření tvrdosti HV 10 v základním materiálu, TOO a ve svarovém kovu u třívrstvého svaru z materiálu Al6082: Zpráva TU v Liberci*. Liberec, 2014, 22 s. TUL-Z-14-MT-Al6082-01.
78. MORAVEC, Jaromír. *Měření tvrdosti HV 10 v základním materiálu, TOO a ve svarovém kovu u třívrstvého svaru z materiálu Al6082 po různých způsobech vytvrzování: Zpráva TU v Liberci*. Liberec, 2014, 25 s. TUL-Z-14-TZ- MT-Al6082-01.
79. MORAVEC, Jaromír. *Přípravek pro svařování s přesně definovaným součinitelem přestupu tepla do okolí, při svařování obloukovými metodami, se zaměřením na využití pro numerické simulace: Zpráva TU v Liberci*. Liberec, 2012, 10 s. KSP-2012-G-FV-01.

80. MORAVEC, Jaromír. *Třívrstvý testovací tupý svar Al 5083 – č. 1 (Housenky ukončené v různých vzdálenostech): Zpráva TU v Liberci*. Liberec, 2014, 23 s. TUL-Z-14-VS-AI5083-01.
81. MORAVEC, Jaromír. *Třívrstvý testovací tupý svar Al 5083 – č. 2 (Housenky po celé délce): Zpráva TU v Liberci*. Liberec, 2014, 23 s. TUL-Z-14-VS-AI5083-DH-01.
82. MORAVEC, Jaromír. *Třívrstvý testovací tupý svar Al 6082 – č. 1: Zpráva TU v Liberci*. Liberec, 2014, 15 s. TUL-Z-14-VS-AI6082-01.
83. MORAVEC, Jaromír. *Třívrstvý testovací tupý svar Al 6082 – č. 2: Zpráva TU v Liberci*. Liberec, 2014, 15 s. TUL-Z-14-VS-AI6082-02.
84. MORAVEC, Jaromír. *Třívrstvý testovací tupý svar Al 6082 – č. 3 (Housenky po celé délce): Zpráva TU v Liberci*. Liberec, 2014, 27 s. TUL-Z-14-VS-AI6082-DH-02.
85. NEDAL ALUMINIUM. *ALLOY DATA SHEET EN AW-5083 [AlMg4.5Mn0.7]*. Utrecht, The Netherlands: Nedal Aluminium, 2005, 1 s. Dostupné také z: http://www.nedalextrusion.com/files/4613/0678/2606/Data_5083.pdf
86. NEDAL ALUMINIUM. *ALLOY DATA SHEET EN AW-6082 [AlSi1MgMn]*. Utrecht, The Netherlands: Nedal Aluminium, 2005, 1 s. Dostupné také z: http://www.nedalextrusion.com/files/9913/0678/5555/Data_6082.pdf
87. NIELSEN, Chris Valentin a Wenqi ZHANG. *3D Simulation of resistance welding processes and weld strength testing*. In Simulationsforum 2013: Schweißen und Wärmebehandlung. Dánsko: Technical University of Denmark, 2013. 10 s.
88. NOVOTNÝ, Ján et al. *Zváranie a rezanie hliníka*. 2. vyd. Bratislava: ALFA, 1975, 480 s. 63-086-74.
89. OCHODEK, Vladislav. *Vliv teplotního režimu svařování na vlastnosti svarových spojů* [online]. Ostrava: VŠB TU Ostrava, 2011 [cit. 2016-09-30]. Dostupné z: http://www.domzo13.cz/dokumenty/vyuka/seminare/vliv_tepl_rezimu_a1.pdf
90. OSTEN, Julia, et al. *Dissolution and Precipitation Behaviour During Continuous Heating of Al–Mg–Si Alloys in a Wide Range of Heating Rates*. Materials. 2015, 8(5), 2830-2848. DOI: 10.3390/ma8052830. ISSN 1996-1944.
91. PÍŠEK, František, et al. *Nauka o materiálu I: Nauka o kovech*. 1. svazek. Obecná nauka o kovech. 2. přepr. vyd. Praha: Academia, 1966, 634 s. 21-081-66.
92. PÍŠEK, František, et al. *Nauka o materiálu I: Nauka o kovech*. 3. svazek. Neželezné kovy. 2. přepr. vyd. Praha: Academia, 1973, 596 s. 21-111-73.
93. POKLUDA, Jaroslav. *Mechanické a strukturní materiálové charakteristiky*. 1. vyd. Brno: VUT v Brně, 1990, 209 s. ISBN 80-214-0078-1.
94. POLÁK, Václav et al. *Materiály a ich správanie pro zváraní: I. Díl učebných textov pre kurzy zvaračských technológov*. Ostrava: ZEROSS, 2000, 251 s. ISBN 80-85771-81-0.
95. PTÁČEK, Luděk et al. *Nauka o materiálu I*. Brno: CERM, 2001, 505 s. ISBN 80-7204-193-2.
96. PTÁČEK, Luděk et al. *Nauka o materiálu II*. Brno: CERM, 1999, 350 s. ISBN 80-7204-130-4.
97. SABATER FUNDIMOL. *Aluminium, Bronzes and Casting: Manufacturing and Distribution*. Alicante, Spain: Sabater Fundimol, 2013, 100 s. Dostupné také z: http://www.sabater-fundimol.com/pub/catalog_sabater-fundimol.pdf
98. Simufact.welding: Professional Welding Simulation. Product brochure. Hamburg, Německo: Simufact Engineering GmbH, 2015, 8 s.
99. Simufact.welding manual (3.1). Hamburg, Německo: Simufact Engineering GmbH, 2012, 120 s.
100. Simulate Welding with Simufact.welding [online]. Hamburg, Německo: Simufact Engineering GmbH, 2016 [cit. 2016-08-17]. Dostupné z: <http://www.simufact.com/>
101. SWANTEC Software and Engineering ApS. *SORPAS Version 10.3: User Manual*. 2011, 119 s.

102. *The SORPAS Concept* [online]. Kongens Lyngby, Dánsko: SWANTEC Software and Engineering ApS. [cit. 2016-06-23]. Dostupné z: <http://www.swantec.com/products/the-sorpas-concept/>
103. THYSSENKRUPP. *Aluminium Alloy 6082: Material Data Sheet*. West Midlands, UK: ThyssenKrupp Materials, 2013, 2 s. Dostupné také z: http://www.thyssenkruppmaterials.co.uk/Downloads/Download_Files/Aluminium_Datasheets/6082.pdf
104. TNI 01 0115 Mezinárodní metrologický slovník – Základní a všeobecné pojmy a přidružené termíny (VIM). Praha: ÚNMZ, 2009.
105. TNI CEN ISO/TR 15608: Svařování - Směrnice pro zařazování kovových materiálů do skupin. Praha: Český normalizační institut, 2008.
106. TOTTEN, George E. a D. Scott MACKENZIE. *Handbook of aluminum: Volume 1, Physical metallurgy and Processes*. Boca Raton, USA: CRC Press, 2003, 1296 s. ISBN 08-247-0494-0.
107. TOTTEN, George E. a D. Scott MACKENZIE. *Handbook of aluminum: Volume 2, Alloy Production and Materials Manufacturing*. Boca Raton, USA: CRC Press, 2003, 724 s. ISBN 08-247-0896-2.
108. VELES, Pavol. *Mechanické vlastnosti a skúšanie kovov*. Bratislava: ALFA a SNTL, 1985, 408 s. 63-559-85.
109. VOKÁČ, Jindřich a Michal KOVER. *Měření materiálových charakteristik hliníkové slitiny EN AW 5083: Zpráva laboratoře COMTES FHT*. Dobřany, 2014, 11 s. ZP140813.
110. VOKÁČ, Jindřich, et al. *Měření materiálových charakteristik hliníkové slitiny EN AW 6082: Zpráva laboratoře COMTES FHT*. Dobřany, 2014, 16 s. ZP 150101.
111. *Welding Handbook Volume 4: Metals and Their Weldability*. 7th ed. Miami, FL, USA: American Welding Society, 1982, 582 s. ISBN 0-87171-218-0.
112. WOZNIAK, Jan a Miloslav JAKOB. Příčiny variability výsledků tahové zkoušky za okolní teploty. Příspěvek na semináři Sdružení českých zkušeben a laboratoří. Zlín: SČZL, 12. 12. 2007, 20 s.
113. YANG, Yu-Ping. *Enhanced EWI WeldPredictor™ Modeling Tool Added to EWI's Member Services Offerings*. Columbus, OH, USA: Ohio Supercomputer Center, 2010, 3 s.
114. YANG, Yu-Ping et al. *Development of Online Weld Modeling Tool for Automotive Applications: Presentation for seminar Great Designs in Steel 2010*. Automotive Applications Council, 2010, 30 s.
115. YANG, Yu-Ping et al. *Weld Modelling of Thin Structures with VFT Software: Manuscript for 2004 ASME Pressure Vessels and Piping Conference*. San Diego, CA, USA, 2004, 9 s.
116. ZHANG, Y., et al. *Development of Continuous Cooling Precipitation Diagrams for Aluminium Alloys AA7150 and AA7020*. Journal of Alloys and Compounds. 2014, 584(7), 581-589. DOI: 10.1016/j.jallcom.2013.09.014. ISSN 09258388.
117. ZMYDLENÝ, Tomáš. *Ochranné atmosféry pro svařování hliníku*. Svět svaru: časopis o moderních trendech ve svařování a řezání kovů. 2007, roč. 11, č. 1, s. 14-15. ISSN 1214-4983.

SEZNAM POUŽITÝCH SYMBOLŮ A ZKRATEK

Označení	Jednotka	Název
a	[m]	Parametr popisující dvouelipsoidní zdroj tepla ve směru šířky
A_0	[J.K ⁻² .mol ⁻¹]	Materiálová konstanta nukleace částic v hliníku
A_5	[%]	Tažnost
A_g	[%]	Homogenní tažnost
b	[m]	Parametr popisující dvouelipsoidní zdroj tepla ve směru hloubky
B	[°C ⁻¹]	Koistinen-Marburgerův koeficient
B	[mm]	Vzdálenost kontaktní špičky od horní hrany plechu
B_0	[m]	Polovina počáteční velikosti zrna
B_0^f	[m]	Polovina počáteční velikosti zrna referenčního materiálu
c	[m]	Parametr popisující dvouelipsoidní zdroj tepla ve směru délky
C_A^0	[hm %]	Nominální koncentrace prvku A v tuhém roztoku
C_B^0	[hm %]	Nominální koncentrace prvku B v tuhém roztoku
$[C_A]$	[hm %]	Rovnovážná koncentrace prvku A v tuhém roztoku
$[C_B]$	[hm %]	Rovnovážná koncentrace prvku B v tuhém roztoku
C_i	[hm %]	Koncentrace prvku na fázovém rozhraní
C_i^f	[hm %]	Koncentrace na fázovém rozhraní pro referenční slitinu
CCP		Continuous Cooling Precipitation, překlad autora: diagram precipitace při plynulém ochlazení
CHD		Continuous Heating Dissolution, překlad autora: diagram rozpouštění při plynulém ohřevu
d	[m]	Parametr popisující dvouelipsoidní zdroj tepla ve směru délky
D_0	[mm]	Počáteční průměr tyče
D_u	[mm]	Nejmenší průměr tyče v místě lomu
E	[mm]	Vzdálenost místa s nejnižší tvrdostí od osy svaru
E_1	[mm]	Vzdálenost místa s nejnižší tvrdostí vlevo od osy svaru
E_2	[mm]	Vzdálenost místa s nejnižší tvrdostí vpravo od osy svaru
EWI		Edison Welding Institute
f	[-]	Parametr určený z IRA diagramu při dané teplotě
F		Stav materiálu z výroby
f_f	[-]	Poměr intenzity toku energie v přední části Goldakova zdroje
f_r	[-]	Poměr intenzity toku energie v zadní části Goldakova zdroje
FSW		Třecí svařování s promíšením (43)
G	[mm]	Vzdálenost od osy svaru k místu, kde je dosaženo tvrdosti ZM
G_1	[mm]	Vzdálenost k místu dosažení tvrdosti ZM vlevo od osy svaru
G_2	[mm]	Vzdálenost k místu dosažení tvrdosti ZM vpravo od osy svaru
G_{107}	[mm]	Vzdálenost od osy svaru k místu, kde bylo dosaženo 107 HV
G_{110}	[mm]	Vzdálenost od osy svaru k místu, kde bylo dosaženo 110 HV
GP		Guinier-Prestonovy zóny
H		Stav materiálu po deformačním zpevnění
HB		Tvrдость podle Brinella
HV		Tvrдость podle Vickerse
HV_{max}		Tvrдость základního materiálu
HV_{min}		Tvrдость materiálu neovlivněného precipitačním vytvrzením
I	[A]	Svařovací proud
I_n	[A]	Nastavovaný svařovací proud
L_0	[mm]	Počáteční délka tyče

Označení	Jednotka	Název
L_e	[mm]	Délka měřená průtahoměrem na začátku zkoušky
L_m	[mm]	Délka měřená průtahoměrem při maximálním zatížení
L_u	[mm]	Konečná délka tyče
m	[-]	Podíl martenzitu
M_A	[g.mol ⁻¹]	Atomová hmotnost prvku A
M_B	[g.mol ⁻¹]	Atomová hmotnost prvku B
m_E	[MPa]	Směrnice pružné části křivky zatížení – prodloužení
MIG (131)		Obloukové svařování tavící se elektrodou v inertním plynu
MMA		Ruční obloukové svařování obalenou elektrodou (111)
MS	[°C]	Teplota martenzit start
n	[-]	Parametr určený z IRA diagramu při dané teplotě
O		Stav materiálu po žhání
O1		Stav materiálu po vysokoteplotním žhání a pomalém ochlazení
O3		Stav materiálu po homogenizaci
P	[-]	Podíl metalurgické fáze
P_{eq}	[-]	Podíl metalurgické fáze P v rovnovážném stavu
P_i	[-]	Podíl metalurgické fáze
P_m	[-]	Maximální podíl metalurgické fáze při dané teplotě
PM		Přídavný materiál
q	[W.m ⁻²]	Tepelný tok do materiálu
Q	[W]	Vstupní energie
Q_d	[J]	Aktivační energie difuze
Q_r	[J]	Aktivační energie rekrytalizace
Q_s	[J]	Entalpie metastabilního tuhého roztoku
Q_s	[J.mm ⁻¹]	Specifické vnesené teplo (efektivně využitý příkon svařování)
R	[J.K ⁻¹ .mol ⁻¹]	Univerzální plynová konstanta
R_m	[MPa]	Smluvní mez pevnosti
$R_{p0,2}$	[MPa]	Smluvní mez kluzu
SAW		Svařování pod tavidlem drátovou elektrodou (121)
t	[s]	Čas
T		Stav materiálu po tepelném zpracování k získání stabilních stavů
T	[°C]	Teplota
T4		Stav materiálu po rozpouštěcím žhání a přirozeném stárnutí
T6		Stav materiálu po rozpouštěcím žhání a umělém stárnutí
TIG (141)		Obloukové svařování netavící se elektrodou v inertním plynu
t_{max}	[s]	Čas, kdy je dosažena maximální teplota
T_{min}	[K]	Minimální teplota, při které dochází k rekrytalizaci
t_r^*	[s]	Čas nezbytný k úplnému rozpuštění precipitátů na teplotě T_r
T_{r1}	[K]	Zvolená referenční teplota v modelu rozpouštění
T_{r2}	[K]	Zvolená referenční teplota v modelu precipitace
T_s	[K]	Teplota změny rozpustnosti
t_1^*	[s]	Čas rozpouštění
t_2^*	[s]	Čas precipitace
t_{r1}^*	[s]	Čas potřebný k rozpuštění daného podílu precipitátů
t_{r2}^*	[s]	Čas potřebný k precipitaci daného množství částic na teplotě T_{r2}

Označení	Jednotka	Název
\dot{T}	[°C.s ⁻¹]	Rychlost změny teploty
TOO		Tepelně ovlivněná oblast
U	[V]	Svařovací napětí
VFT		Virtual Fabrication Technology
v_p	[m.min ⁻¹]	Rychlost podávání drátu
V_R	[°C.h ⁻¹]	Rychlost ochlazování při 700 °C
v_s	[m.min ⁻¹]	Rychlost svařování
v_{sn}	[m.min ⁻¹]	Nastavovaná rychlost svařování
W		Stav materiálu po rozpouštěcím žíhání
x	[-]	Podíl rozpuštěných precipitátů
x	[s ⁻¹]	Rychlost rekrytalizace
X_d	[-]	Objemový podíl rozpuštěných precipitátů
Z	[%]	Kontrakce
ZM		Základní materiál
ΔL_k	[mm]	Změna délky vzorku při teplotě T_k [°C]
ΔL_{rel}	[-]	Relativní prodloužení
ΔS^0	[J.mol ⁻¹ K ⁻¹]	Entropie reakce
ΔH^0	[J.mol ⁻¹]	Entalpie reakce
η	[-]	Účinnost přestupu tepla (koeficient účinnost svařování)
τ	[s]	Celková doba svařování
τ	[s]	Časové zpoždění
Ω	[J.mol ⁻¹]	Vliv velikosti částic na reakční entalpii