



VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V BRNĚ

BRNO UNIVERSITY OF TECHNOLOGY

FAKULTA STROJNÍHO INŽENÝRSTVÍ

FACULTY OF MECHANICAL ENGINEERING

ÚSTAV STROJÍRENSKÉ TECHNOLOGIE

INSTITUTE OF MANUFACTURING TECHNOLOGY

**OPTIMALIZACE TEPELNÉHO ZPRACOVÁNÍ
ODLITKŮ LITÝCH METODOU SEED**

OPTIMIZING OF HEAT TREATMENT OF CASTINGS PRODUCED BY SEED METHOD

DIPLOMOVÁ PRÁCE

MASTER'S THESIS

AUTOR PRÁCE

AUTHOR

Bc. Marta Zelníčková

VEDOUCÍ PRÁCE

SUPERVISOR

doc. Ing. Jaromír Roučka, CSc.

BRNO 2016

Zadání diplomové práce

Ústav: Ústav strojírenské technologie
Studentka: **Bc. Marta Zelničková**
Studijní program: Strojní inženýrství
Studijní obor: Slévárenská technologie
Vedoucí práce: **doc. Ing. Jaromír Roučka, CSc.**
Akademický rok: 2015/16

Ředitel ústavu Vám v souladu se zákonem č.111/1998 o vysokých školách a se Studijním a zkušebním řádem VUT v Brně určuje následující téma diplomové práce:

Optimalizace tepelného zpracování odlitků litých metodou SEED

Stručná charakteristika problematiky úkolu:

Cílem práce je navržení optimálního způsobu tepelného zpracování odlitků ze slitiny Al-Si7Mg odlévaných metodou SEED v režimu T6. Budou zkoušeny různé teplotní režimy tepelného zpracování, zjišťována závislost mechanických vlastností na způsobu tepelného zpracování a ze zjištěných hodnot stanoven optimální teplotní režim.

Cíle diplomové práce:

Zjistit závislosti mechanických vlastností při různém režimu tepelného zpracování a výběr optimální varianty.

Seznam literatury:

Kaufmann, H., Uggowitzer, P.J. (2007): Metalurgy and Processing of High-integrity Light Metal Pressure Castings., Berlin, Schiele-Schön, 2007, ISBN 3-7949-0754.

Ostermann, F. (1998): Anwendungstechnologie Aluminium., Berlin, Springer, ISBN 3-540-62706-5.

Möller, H., Govender, G.: Optimazation of the T6 Heat Treatment of Rheocast Alloy A 356.,
http://researchspace.csir.co.za/dspace/bitstream/10204/3195/1/MollerI_2007.pdf

Rosso, M.: Optimization of Heat Treatment Cycles for Automotive Parts Produced by Rheocasting Process, Actis Grande

<http://citeseerx.ist.psu.edu/viewdoc/download;jsessionid=DF9B04279AAE7CC6DA7144C484148075?doi=10.1.1.430.4190&rep=rep1&type=pdf>

Doutre, D., Langlais, J., Roy S.: The SEED process for semi-solid forming [online], [cit. 2015-10-07], [http://www.ingot.alcan.com/ingot/AlcanAluIngot.nsf/02da4814888991a785256a48000254cc/e89904699ed30c64852570070059f18b/\\$FILE/SEED+2.pdf](http://www.ingot.alcan.com/ingot/AlcanAluIngot.nsf/02da4814888991a785256a48000254cc/e89904699ed30c64852570070059f18b/$FILE/SEED+2.pdf)

Termín odevzdání diplomové práce je stanoven časovým plánem akademického roku 2015/16

V Brně, dne

L. S.

prof. Ing. Miroslav Píška, CSc.
ředitel ústavu

doc. Ing. Jaroslav Katolický, Ph.D.
děkan fakulty

ABSTRAKT

ZELNÍČKOVÁ Marta: Optimalizace tepelného zpracování u odlitků vyrobených metodou SEED.

Tato práce se zabývá návrhem optimálního způsobu tepelného zpracování, u odlitků ze slitiny AlSi7Mg0,3, odlévaných metodou SEED. Jsou zde zkoušeny různé teplotní režimy tepelného zpracování, zjišťována závislost mechanických vlastností na způsobu tepelného zpracování a ze zjištěných hodnot je stanoven optimální teplotní režim.

Klíčová slova

AlSi7Mg0,3, polotuhé odlévání, metoda SEED, tepelné zpracování, mechanické vlastnosti materiálu

ABSTRACT

ZELNÍČKOVÁ Marta: Optimizing of heat treatment of casting produced by SEED method.

This work deals with designing optimum heat treatment method for casting alloy Al-Si7Mg0,3, cast by SEED. Different temperature and times are tested in regimes of heat treatment, mechanical properties are determined with dependence of on the heat treatment method and optimal temperature regime is determined from the detected values.

Key words

AlSi7Mg0,3, semisolid casting method SEED, heat treatment, the mechanical properties of the material.

BIBLIOGRAFICKÁ CITACE

ZELNÍČKOVÁ, M. *Optimalizace tepelného zpracování odlitků litých metodou SEED*. Brno: Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, 2016. 56 s. Vedoucí diplomové práce doc. Ing. Jaromír Roučka, CSc.

PROHLÁŠENÍ

Prohlašuji, že jsem diplomovou práci na téma **Optimalizace tepelného zpracování odlitků vyrobených metodou SEED** vypracovala samostatně s použitím odborné literatury a pramenů, uvedených na seznamu, který tvoří přílohu této práce.

Datum

Bc. Marta Zelníčková

PODĚKOVÁNÍ

Děkuji tímto doc. Ing. Jaromíru Roučkovi, CSc. za cenné připomínky a rady při vypracování diplomové práce. Dále chci poděkovat firmě Kovolis Hedvikov a. s. za umožnění realizace této práce a Ing. Vlastimilovi Bryksímu za odbornou konzultaci.

OBSAH

ABSTRACT

PROHLÁŠENÍ

PODĚKOVÁNÍ

OBSAH

| | |
|---|----|
| ÚVOD..... | 7 |
| 1 POLOTUHÉ ODLÉVÁNÍ..... | 8 |
| 1.1 Reologické vlastnosti materiálů..... | 8 |
| 1.2 Procesy polotuhého odlévání (SSM)..... | 9 |
| 1.2.1 Rheocasting..... | 10 |
| 1.2.2 Thixocasting..... | 11 |
| 1.3 Slitiny pro SSM..... | 12 |
| 2 METODA SEED..... | 14 |
| 2.1 Podstata technologie..... | 14 |
| 2.2 Pracoviště SEED..... | 15 |
| 2.3 Kelímky..... | 16 |
| 2.4 Struktura AlSi7Mg0,3..... | 17 |
| 3 TEPELNÉ ZPRACOVÁNÍ..... | 18 |
| 3.1 Vznik puchýřů..... | 20 |
| 3.2 Režim T6 u odlitků vyrobených metodou SEED..... | 21 |
| 3.3 Vliv parametrů lití a druhu mazadla na vznik puchýřů u metody SEED..... | 21 |
| 4 EXPERIMENTÁLNÍ ČÁST..... | 23 |
| 4.1 Tepelné zpracování odlitků..... | 24 |
| 4.2 Vliv teploty a doby rozpouštěcího žíhání na vznik puchýřů..... | 27 |
| 4.3 Vliv druhu mazadla..... | 28 |
| 4.4 Rozbor vad povrchu..... | 29 |
| 5 MECHANICKÉ VLASTNOSTI ODLITKŮ..... | 30 |
| 5.1 Zkušební tělesa..... | 30 |
| 5.2 Vyhodnocení získaných hodnot..... | 30 |
| 5.2.1 Vliv režimu vytvrzování za tepla na mechanické vlastnosti..... | 33 |
| 5.2.2 Vliv režimu rozpouštěcího žíhání na mechanické vlastnosti..... | 36 |
| 6 TVRDOST ODLITKŮ..... | 38 |
| 6.1 Vyhodnocení naměřených hodnot..... | 38 |
| 6.2 Závislost mezi tvrdostí a mezí pevnosti..... | 41 |
| 6.3 Vliv mikrostruktury na tvrdost odlitku..... | 42 |
| 7 FRAKTOGRAFIE..... | 45 |
| 7.1 Příprava vzorků..... | 45 |
| 7.2 Výsledky ze SEM..... | 46 |

| | | |
|---|-----------------------------------|----|
| 8 | ZÁVĚR | 51 |
| | SEZNAM POUŽITÝCH ZDROJŮ | |
| | SEZNAM POUŽITÝCH ZKRATEK A VZORCŮ | |
| | SEZNAM PŘÍLOH | |

ÚVOD

Firma Kovolis Hedvikov disponuje technologií Rheocasting, konkrétně metodou SEED. Jedná se o technologii odlévání slitin v polotuhém stavu. Metodami odlévání v polotuhém stavu je možné výrazně zvýšit mechanické vlastnosti odlitku. Velkou výhodou této technologie je, oproti vysokotlakému lití, možnost dalšího zvyšování mechanických vlastností tepelným zpracováním. Takto zpracované odlitky se stávají konkurence schopné v automobilovém průmyslu. Úspora hmotnosti součástek je docílena zmenšením robustnosti konstrukce při zachování požadovaných mechanických vlastností.

Diplomová práce se zabývá optimalizací tepelného zpracování u součástek držáků motoru vyrobených metodou SEED. Na odlitcích byly zkoušeny různé režimy tepelného zpracování a následně se provedla statická zkouška tahem pro získání mechanických vlastností a zkouška tvrdosti materiálu. Dále se zkoumala mikrostruktura vzorků s ohledem na získanou tvrdost a defektní lomová struktura přetržených vzorků.

Výsledky diplomové práce slouží pro zhodnocení mechanických vlastností v závislosti na teplotě a času působení tepelného zpracování. Velký přínos má zvyšování mechanických vlastností tepelným zpracováním u odlitků odlévaných v polotuhém stavu. Práce slouží jako podklad pro prvotní volbu režimu tepelného zpracování u odlitků vyrobených metodou SEED, kde je nutné provést korekce teplot a časů působení v závislosti na rozměrech konkrétního odlitku.

1 POLOTUHÉ ODLÉVÁNÍ

Proces polotuhého zpracování materiálu je poměrně nový způsob výroby kovových součástek. Mezi technologie umožňující takto materiály zpracovávat patří hlavně tvářecí operace jako kování, vytlačování, válcování, spojování a v neposlední řadě se může jednat o tzv. Thixo lití. Všechny tyto přístupy k výrobě součástek využívají speciálních reologických vlastností materiálu. [1]

1.1 Reologické vlastnosti materiálů

V posledních 4 desetiletí je reologie polotuhého materiálu předmětem vědeckých výzkumů. Jedná se o neneutonské chování kapaliny popsané ve formě časové závislosti (tixotropní chování), závislosti smykové rychlosti (pseudoplastické chování) a rychlosti ochlazení. Mezi základní reologické vlastnosti patří viskozita, plasticita, hmotnost a elasticita. Nejsložitější chování v suspenzi je tixotropní chování.

- Thixotropie

Reologická vlastnost materiálu, která je definována jako souvislost mezi napětím, deformacemi, rychlostí deformace a jejich časové závislosti. Thixotropie je deformační chování materiálu, kde klesá viskozita při nárůstu smykového napětí. V klidném stavu se materiál v polotuhém stavu chová jako pevná látka. Pokud je materiál mechanicky namáhán, vzrůstá v jeho objemu smykové napětí, při kterém klesá viskozita. Síla potřebná k přetvoření thixotropního materiálu je poměrně malá. Při opětovném zamezení vzniku smykového napětí nastává nárůst viskozity a materiál se znovu začne chovat jako pevná látka. Na **obr. 1** je zobrazené thixotropní chování slitiny. Materiál bez působení smykového napětí vypadá jako tuhá látka.



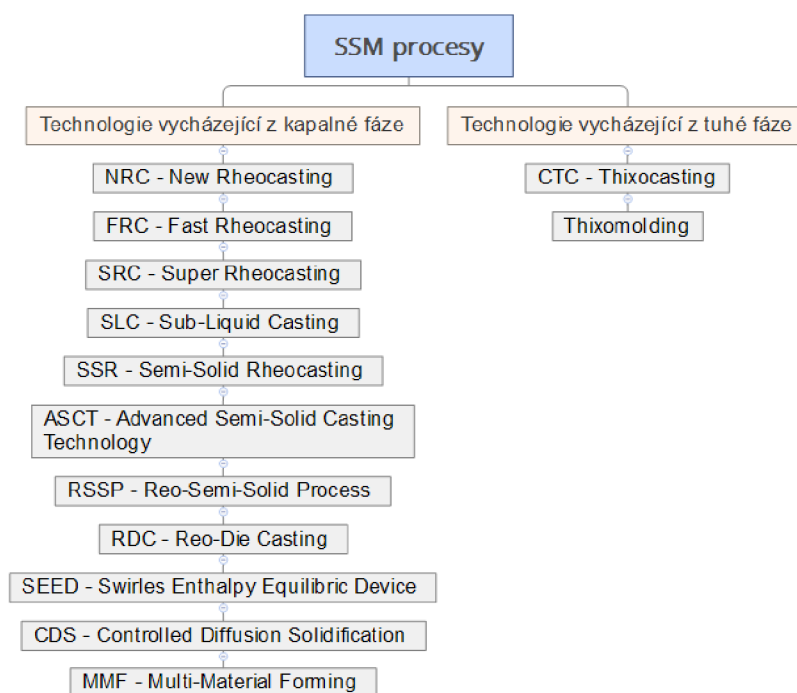
Obr. 1 Deformační chování materiálu v polotuhém stavu. [2]

Důležitou podmínkou pro získání thixotropních vlastností je získání globulární struktury materiálu. Pro přechod do polotuhého stavu materiál obsahuje podíl tuhé fáze 40 - 60 %

ve fázi kapalné. Konkrétní podíl je rozdílný podle zvolené technologie výroby. K dosažení požadovaného podílů pevné a kapalné fáze je výhodné volit slitiny s nízkou citlivostí ke změně podílů fází v závislosti na změně teploty. Jedná se o slitiny s širokým pásmem tuhnutí. [1,2,3,4]

1.2 Procesy polotuhého odlévání (SSM)

V porovnání s konvenčně vyrobenými součástkami, součástky vyrobené díky SSM vykazují méně vad typických pro technologii odlévání. Tím se dosahuje zvýšené jakosti odlitku. Polotuhé odlévání má výhody konvenčního tlakového lití, jako je výroba složitých tvarů komponentů s tenkými stěnami, vzhled povrchů a velké rozměrové přesnosti. Konvenční odlitky trpí vysokou úrovní pórovitosti (až do 1% pórovitosti), ta omezuje jejich použití v konstrukcích. Vysoká viskozita vstupního materiálu u SSM poskytuje řízené plnění dutiny formy a odstraňuje porozitu a jiné vady. Polotuhé odlitky, proto mají mimořádně vysokou integritu, která poskytuje vynikající mechanické vlastnosti a umožňuje jejich použití u strukturálních odlitků.



Obr. 2 Rozdělení SSM procesu. [5]

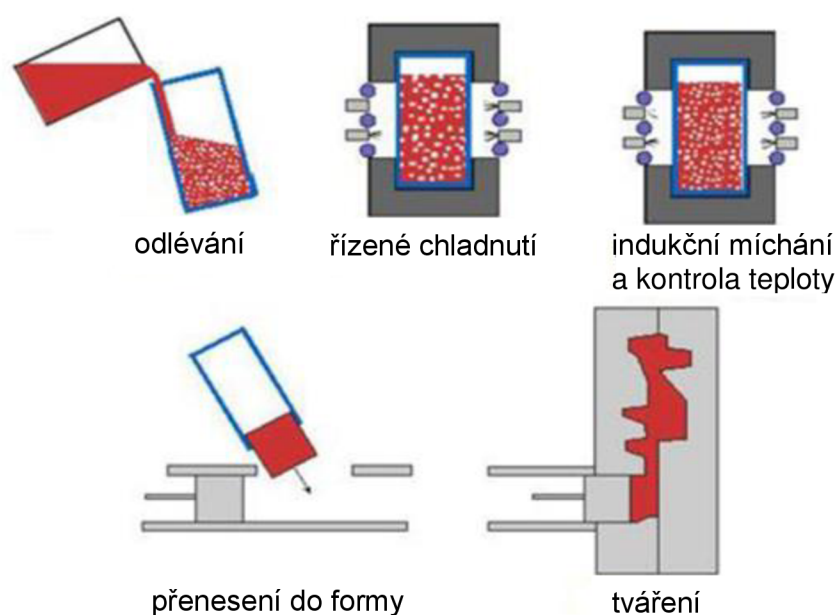
Existují dva různé přístupy k výrobě součástí polotuhým odléváním neboli SSM procesu **obr. 2**. Obě dvě technologie spadají do kategorie tlakového lití. Polotovary pro výrobu součástí je v polotuhém stavu a má rheologické vlastnosti materiálu. V nařiznutí formy dochází k vysoké rychlosti plnění. Proto forma musí mít odvětrávacími kanály a nařiznutí musí být větší než při běžném vysokotlakém lití. V tomto procesu je velice důležité plnění formy. Je nezbytné, aby proudění probíhalo co nejvíce laminárně. [1,2,4,5]

1.2.1 Rheocasting

Ještě nebylo prozkoumáno rheologické chování kovů a už se přístup Rheocasting využíval k výrobě součástek. Jedná se o převod taveniny do polotuhého stavu, který se realizuje částečným tuhnutím taveniny v předem určené nádobě. Tuhnutí taveniny probíhá nucenou konvekcí indukovanou elektromagnetickým či mechanickým mícháním nebo tuhnutím pod vlivem vnějšího pole např. ultrazvukové vibrace nebo pulzní elektrický proud. Rheocasting technologie má velké množství výrobních metod. Celosvětovým leaderem ve využívání SSM procesů je USA.

Každá z metod vychází z nejstarší technologie polotuhého odlévání, kterou je Rheocasting. Ta se používala už v 60. létech minulého století a dále se rozvíjela do technologie New Rheocasting, při které dojde k nalití roztaveného kovu do kelímku, kde probíhá řízené tuhnutí za stálého mechanického nebo indukčního míchání. Takto se získává jemnozrnná globulární struktura slitiny.

Po dosažení teploty mezi solidem a likvidem je obsah kelímku přenesen do odlévací komory, kde je vtlačen pístem do dutiny formy, jak znázorňuje **obr. 3**.

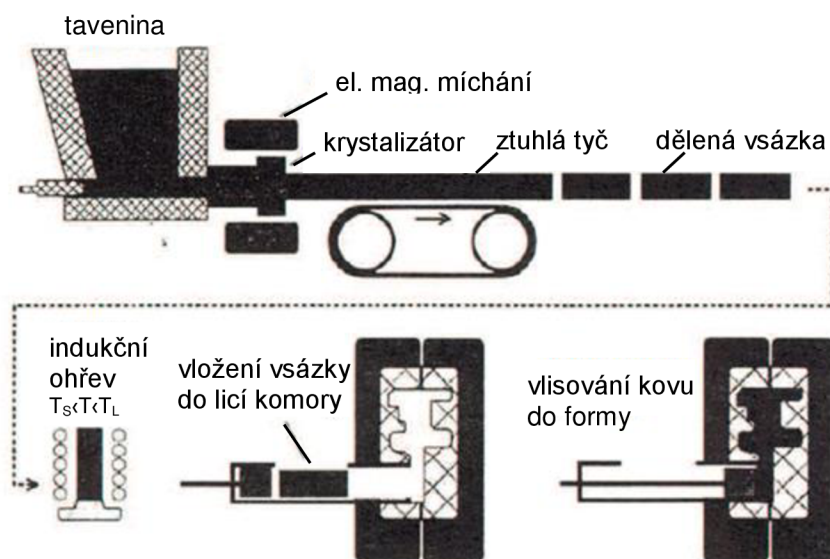


Obr. 3 Schématické znázornění procesu Rheocasting. [4]

V dutině formy poté odlitek tuhne. Výhodou této technologie je možnost přetavování zbytkového kovu. Nevýhodou je ovšem nutnost speciálního zařízení, které je schopné získat globulární strukturu. [1,4,6,7]

1.2.2 Thixocasting

Thixocasting je druhým přístupem k odlévání součástek v polotuhém stavu. Tato technologie pracuje s výchozím polotovarem v tuhém stavu. Thixocasting se skládá ze tří základních procesů znázorněných na **obr. 4** a to: příprava polotovaru, ohřev na požadovanou teplotu a samotné tváření. Fáze přípravy polotovaru je náročná na zařízení. Ve většině případů se polotovar dodává od specializovaného výrobce.



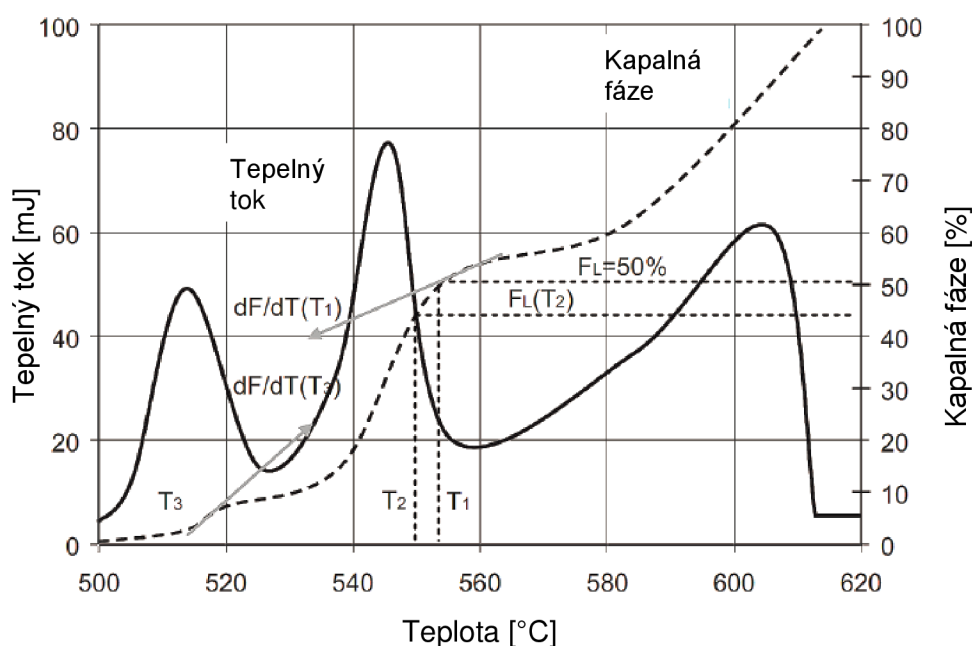
Obr. 4 Princip technologie Thixocasting. [5]

Druhý krok zahrnuje teplotní převedení polotovaru s globulární strukturou do polotuhého stavu a následné odlévání. Podíl kapalné fáze se pohybuje kolem 40 %. Tento způsob výroby součástek využívá konvenční stroje pro vysokotlaké odlévání s upraveným dávkováním pro polotovar v polotuhém stavu.

Odpadají tedy investiční náklady na pořízení technologie jako v případě Rheocasting metod. Nejdůležitější součástí přípravy polotovaru je převedení do polotuhého stavu. Optimální podíl fází v polotuhém polotovaru vyžaduje značné metalurgické znalosti. Využívá se zde převážně indukčního ohřevu. Indukční ohřev může pracovat s materiálem ve vertikální či horizontální poloze. Způsob ohřevu má velký vliv na tvarovou stabilitu ohřívajícího ingotu. Při ohřevu ve vertikální poloze je potřeba počítat se ztrátou kovu okolo 8 až 10 %. Po odlití a ochlazení součástky se oddělí odlitek od vtoku a pomocných přetoků. Přebytný kov musí být znovu speciálně zpracován, aby bylo možné jeho opětovné použití pro odlévání technologií Thixocasting. Hlavní výhodou oproti Rheocasting odlévání je použití konvenčních strojů. Nevýhodou je pak nutnost použití speciálně vyrobeného polotovaru. [1,3,5]

1.3 Slitiny pro SSM

Tepelný tok má nejvyšší hodnotu při eutektické teplotě **obr. 5**. Kapalná část suspenze má většinou eutektické složení. Citlivost (dF_S / dT), by měla být co nejmenší. Graf znázorňuje množství tepla, které je produkováno při teplotě, při které (dF_S / dT) je nejmenší, tedy během tuhnutí. To pomáhá ke stabilizaci pevné frakce jako množství tepla, potřebné k vytvoření eutektické fáze. Množství tepla je velké a z tohoto důvodu se suspenze stává stabilní během odlévání.

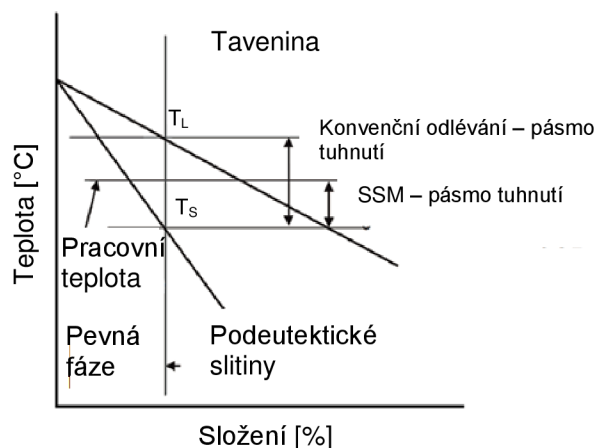


Obr. 5 Tepelný tok slitiny a podíl pevné fáze. [7]

Existuje široká škála využitelných kovových materiálů s thixotropními vlastnostmi. S výhodou se používají slitiny hliníku (Al-Si), hořčíku (Mg-Zn) a cínu (Sn-Pb). Mezi slitiny odlévané v polotuhém stavu se řadí:

- Hliníkové slitiny,

kteří jsou snadno recyklovatelné, mají vysokou odolnost proti korozi, vysokou elektrickou a tepelnou vodivost a mohou být použité v podstatě u všech existujících procesů výroby. Čistý hliník nebo jeho eutektická slitina se velmi obtížně převádí do polotuhého stavu vzhledem k velmi úzkému intervalu tuhnutí. **Obr. 6** ukazuje typický rozsah tuhnutí slitiny ve fázovém diagramu pro lití technologií



Obr. 6 Část fázového diagramu slitiny hliníku. [6]

SSM. Průmyslový význam mají slitiny Al-Si díky vysoké zabíhavosti a nízkému sklonu k tvorbě staženin. Primární křemík je rovnoměrně rozložen ve struktuře.

Vyniká prioritně dobrou tažností a houževnatostí, má však dobré výsledky v korozivzdornosti, obrábělnosti či svařitelnosti. Z tohoto důvodu se slitiny využívá v leteckém či automobilovém průmyslu, kde se jedná o vysoce namáhané součástky (rámy, podvozky součástky motorů). Slitina AlSi7Mg0,3 se prioritně používá u Thixocasting metody. Slitina se odlévá do pískových nebo kovových forem a to jak gravitačně tak tlakově.

- Hořčíkové slitiny

Odlévání hořčíkových slitin v polotuhém stavu není tak rozšířené jako odlévání slitin hliníku. Mají však velký potenciál díky menší měrné hmotnosti a nižší teplotě odlévání. Nejčastější slitiny jsou Mg-Al-Zn, Mg-Al-Mn a Mg-Al-Si. Díky polotuhému odlévání se snižuje aktivita Mg ke kyslíku i přesto je nutné zamezit kontaktu polotovaru se vzduchem a jakoukoli formou vlhkosti. [1,6,7,8,9,10,11]

2 METODA SEED

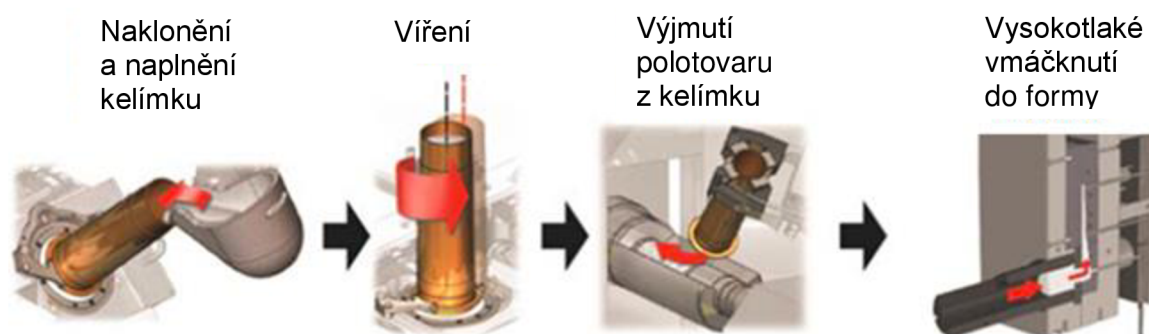
U Thixocastingu jsou značné náklady na energii pro ohřev materiálu, polotovaru s globulární strukturou a s tím spojený problém s recyklací slitiny. Všechny tyto problémy se netýkají metody Rheocasting. Ta využívá speciálních technologií k výrobě polotuhé slitiny. Mezi jednu z metod Rheocasting lití patří metoda SEED, kterou jsou vyrobené a v této práci dále testované odlitky držáku motoru.

Zkratka SEED znamená Swirled Enthalpy Equilibration Device. Tento výraz se dá volně přeložit jako zařízení pro vyrovnání entalpií za využití víření materiálu. Technologie SEED vytváří polotuhý stav vířením a to buď elektromagneticky, nebo mechanicky. SEED umožňuje časově nenáročnou výrobu slitiny s globulární homogenní strukturou. Je zde možná variabilita hmotností a rozměrů polotovaru podle velikosti ocelového kelímku. [1,7,12]

2.1 Podstata technologie

Technologie přípravy polotovaru se dá shrnout do 3 fází. První fáze se skládá z nalití roz-tavené slitiny do předem ošetřeného kelímku. Během prvních několika sekund plnění ke-límku teplota taveniny rapidně klesne. Po naplnění kelímku začne deska stolu rotovat po dobu přibližně 30 sekund. Tento čas je ovlivněn velikostí a rozměrem kelímku. Excentric-kým pohybem kelímku je zajištěno vmísení nukleačních zárodků tuhé fáze dovnitř kelímku a získává se tak homogenní struktura s daným podílem fází.

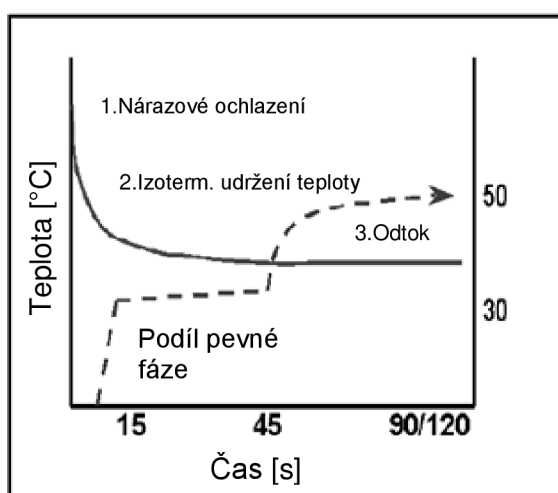
Pro dosažení poměru fází 50 % na 50 % bylo původně nutné využívat kelímek se spodní výpustí přebytečné kapalné fáze. V současné době existuje princip metody, kde není nutné odvádět přebytečnou kapalnou fázi. Tento postup výroby je zobrazen na **obr. 7**. Výro-ba polotovaru je optimalizována tak, že je schopná rovnou připravit přesný podíl fází.



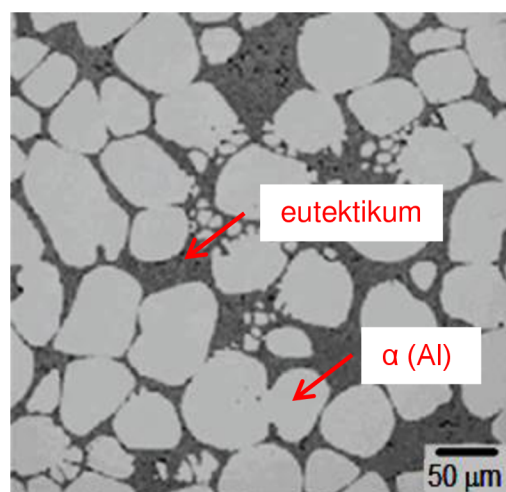
Obr. 7 Fáze výroby polotuhé suspenze metodou SEED. [13]

V poslední fázi výrobního procesu probíhá přenos polotovaru v kelímku do tlakového licí-ho stroje. Tlakem pístu je polotovar vtlačěn do tvaru formy. Při zvýšení tlaku se polotovar začne chovat jako kapalina. Tím je usnadněno plnění formy.

Průběh změny teploty při plnění kelímku u technologie s odvodem přebytečné kapalné fáze je možné vidět na **obr. 8**. Prudké ochlazení slitiny je způsobeno přestupem tepla mezi taveninou, kelímkem a vzduchem. Na vnitřních stěnách kelímku roste tuhá fáze a stabilizuje se jako zárodky. Ve směsi zárodků a taveniny vzniká termická rovnováha slitiny. Během tohoto kroku je obsah tuhé fáze okolo 30 - 40%. Po ukončení excentrického pohybu kelímku se otevře spodní výpust a přebytečná kapalná fáze nahromaděná ve spodní části kelímku odteče. Tím se zvýší podíl pevné fáze v suspenzi bez změny teploty a následuje přenesení suspenze do vysokotlakého licího stroje.



Obr. 8 Průběh teplot při přípravě polotovaru. [1]



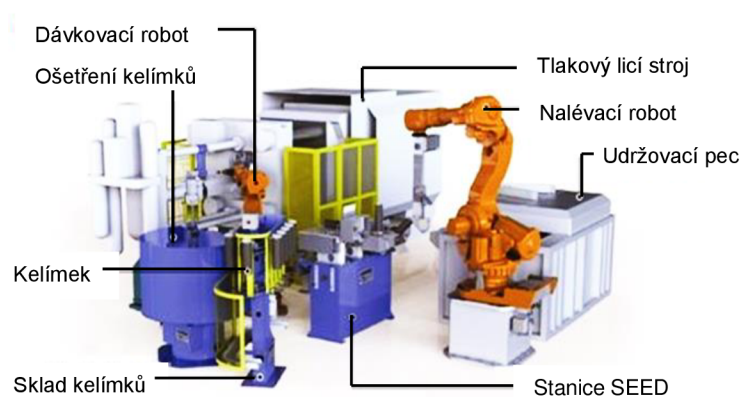
Obr. 9 Struktura AlSi7Mg0,3 vyrobená metodou SEED. [1]

Typickou mikrostrukturou získanou technologií SEED je možné vidět na **obr. 9**. Materiál je tvořen převážně globulární primární fází α (Al). V Meziprostorech primární fáze je eutektikum složené z Al a Si. [1,9,12,13,14]

2.2 Pracoviště SEED

Hlavním rozdílem technologie SEED od vysokotlakého lití je doplnění technologického hnízda o stanici na přípravu speciálně ošetřených kelímků a tzv. stanici SEED. Na **obr. 10** je zobrazena jedna z možností uspořádání technologické buňky. Pracoviště se skládá z udržovací pece.

Pracoviště se skládá z udržovací pece. Ta slouží jako zásobník teklutého kovu pro výrobu polotuhé



Obr. 10 Schéma uspořádání technologického hnízda metody SEED. [13]

suspenze. Tekutý kov je dávkován do předem připraveného kelímku. Stůl se pro snazší plnění naklopí pod úhlem 45°. Následuje proces SEED popsáný v kapitole 2.1. Konstrukčně se jedná o stůl se 3 - 4 pohyblivými deskami, na kterých je mechanicky upevněn kelímek.

Konstrukci se třemi na sobě pohyblivě nezávislými deskami ukazuje **obr. 11**. Připravený polotovár je přesunut v horizontální poloze k vysokotlakému licímu stroji. Píst vytlačí polotuhý polotovár z kelímku do prostoru licí komory. Tlakem se polotovár přetváří do tvaru kovové formy. Ve většině případů se jedná o plně robotizované pracoviště. Technologie se dá zajišťovat v chodu i bez automatizace. Každý z kelímků je plněný taveninou v různém čase, aby se zajistilo plynulé dodávání polotuhé suspenze do tlakového licího stroje a nevznikaly tak prostoje ve výrobě. [14,15]



Obr. 11 Konstrukce stanice SEED. [15]

2.3 Kelímky

Kelímky pro technologii SEED se vyrábí z konstrukční oceli. Vnitřní povrch ocelového kelímku je povrchově upraven. Na počátku výroby je nutné kelímek řádně očistit od nečistot nebo případného zbytkového povlaku z předchozího používání. Kelímek se předeheje v žíhací peci, aby k němu nanesená vrstva ochranného povlaku lépe přilnula. Poté se na vnitřní povrch kelímku nanese první vrstva prostředku na bázi nitridu bóru. Povlak nitridu bóru se nechá zaschnout při pokojové teplotě a nanese se druhá popř. třetí vrstva, po které se ošetřený kelímek zapéká v žíhací peci. Zapečením kelímku vzniká na povrchu velmi tvrdá křusta s měkkou vnitřní matricí, která zabraňuje kontaktu hliníkové slitiny s ocelovým pláštěm kelímku. Druhá fáze přípravy kelímku se odehrává v zásobníku takto upravených kelímků, který je součástí technologického hnízda pracoviště SEED. Zde se na základní povlak nanáší tenká vrstva povlaku na bázi nitridu bóru. Ta zabraňuje lepení suspenze na stěny kelímku a usnadňuje dávkování polotovaru do lisu. Ošetřené kelímky jsou během výroby polotuhé suspenze zaaretovány na předem podobně ošetřených kruhových deskách oscilačního stolu. **Obr. 12** znázorňuje 3 různé velikosti kelímku spolu s vyrobeným polotovarem. Vlevo je znázorněn průměr 76 mm

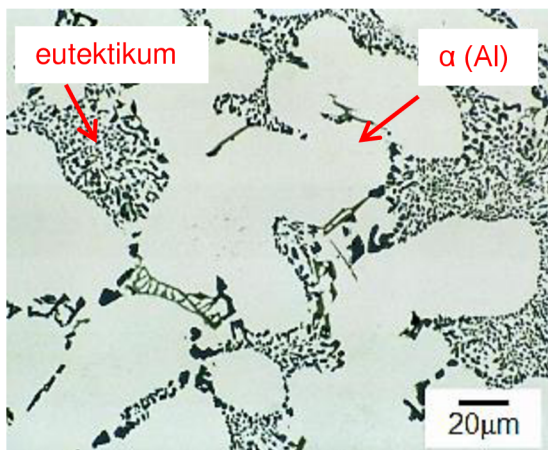


Obr. 12 Velikost kelímků a polotovárů. [15]

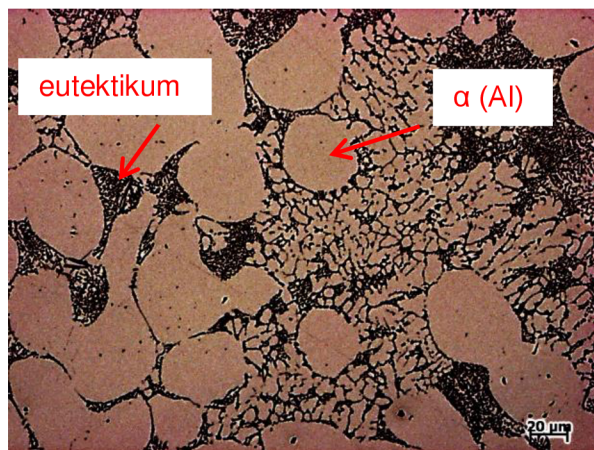
dále pak 102 mm a vpravo 127 mm. Výška kelímků může přesahovat až 360 mm. Tyto rozměry kelímku jsou nejběžnější a jsou experimentálně ověřeny. Výška kelímku je omezená pouze stabilitou polotuhého polotovaru. Nemá vliv na schopnost převedení taveniny do polotuhého stavu. Průměr kelímku 127 mm odpovídá zhruba 10 - ti kilogramovému polotovaru. [14,15]

2.4 Struktura AlSi7Mg0,3

U Rheocasting metody se dá využívat široké spektrum slitin. Nejběžnější používanou slitinou je slitina AlSi7Mg0,3. Ta má široké pásmo tuhnutí a není příliš citlivá na změnu podílu tuhé fáze v závislosti na teplotě. V konvenčně litém stavu je slitina zobrazena na **obr. 13**. Struktura je tvořena dendrity tuhého roztoku α (Al) s eutektikem $\alpha + \text{Si}$. Eutektikum se skládá z jemně vyloučených částic Si, členitou fází $\beta - \text{Mg}_2\text{Si}$ a fází $\pi - \text{Al}_6\text{FeMg}_3\text{Si}_6$ a nízkým obsahem jehlicových intermetalických fází na bázi AlFeSi.



Obr. 13 Mikrostruktura konvenčně lité slitiny AlSi7Mg0,3. [10]



Obr. 14 Mikrostruktura AlSi7Mg0,3 litá metodou SEED.

Mikrostruktura odlitku vyrobeného metodou Rheocasting z materiálu AlSi7Mg0,3 je znázorněna na **obr. 14**. Podél kulovitého tvaru tuhého roztoku α (Al) jsou tvarované eutektické složky. Složení sledovaných fází odhaluje hlavně přítomnost dvou fází: primární α (Al) zrna obklopená Si - bázi eutektické fáze. [7,10,11]

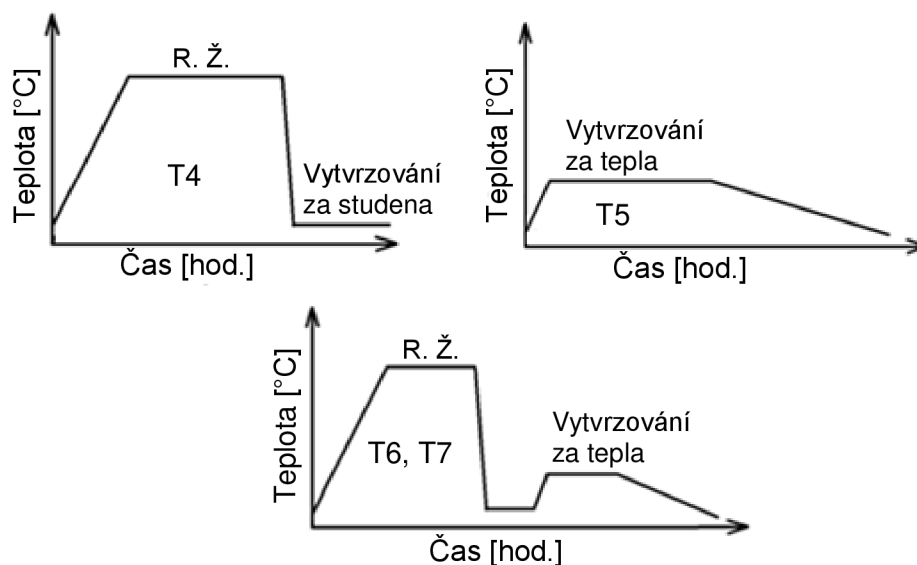
3 TEPELNÉ ZPRACOVÁNÍ

Tepelné zpracování odlitku se využívá k fázovým a strukturním přeměnám v tuhém stavu pro zvýšení mechanických vlastností, snížení vnitřního pnutí a ovlivnění rozložení prvků ve struktuře. Zlepšuje se obrobiteľnosť a korozivzdornost. Tepelné zpracování je proces zahrnující ohřev, prodlevu na požadované teplotě a řízené ochlazení odlitků. Pokud je odlitek z hliníku tepelně zpracován, jedná se většinou o T5 nebo T6 zpracování. To zahrnuje pouze umělé vytvrzování při nízkých teplotách v rozmezí 200 - 260°C po dobu 6 - 10 hodin. Mezi základní přehled tepelného zpracování hliníkových odlitků patří režimy **tab. 1**.

Tab. 1 Druhy tepelného zpracování u hliníkových odlitků. [16]

| | |
|----|---|
| T4 | rozpouštěcím žíhání a vytvrzování za studena |
| T5 | vytvrzování za tepla |
| T6 | rozpouštěcím žíhání a vytvrzování za tepla |
| T7 | rozpouštěcím žíhání a vytvrzování za tepla tzv. přestárnutí |

Grafické znázornění průběhů režimů ukazuje **obr. 15**.

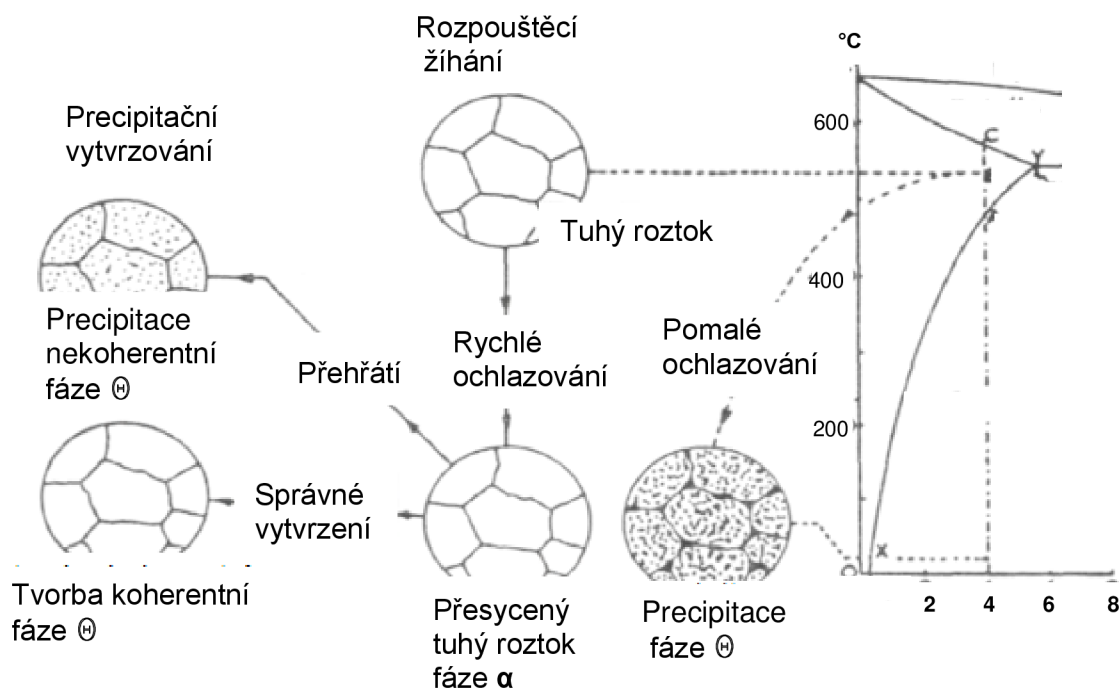


Obr. 15 Průběh teplot při různých režimech tepelného zpracování.

Vytvrzování slitin je možné za podmínek že:

- Slitina obsahuje dostatečné množství legujícího prvku (Mg, Cu),
- legující prvek má dostatečnou rozpustnost v tuhém roztoku,
- rozpustnost legujícího prvku v tuhém roztoku s rostoucí teplotou vzrůstá.

Princip a postup precipitačního vytvrzování je možné ukázat u slitiny na bázi Al-Cu. Podobně se tento proces vyskytuje i u slitiny Al-Si-Mg. Výřez rovnovážného diagramu soustavy Al-Cu a souvislost mezi změnou struktury a postupem vytvrzování jsou znázorněny na **obr. 16**. Za pokojové teploty je rozpustnost mědi v hliníku nižší, než je její celkový obsah ve slitině a mikrostruktura je heterogenní.

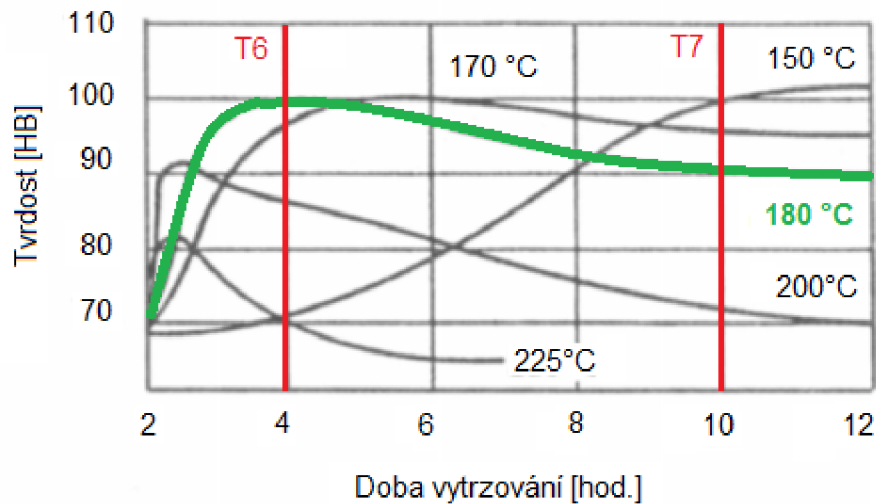


Obr. 16 Precipitační vytvrzování u slitiny Al-Cu. [16]

Kromě tuhého roztoku ji tvoří intermediální fáze CuAl_2 , vyloučená jako síťová po hranicích zrn tuhého roztoku, což negativně ovlivňuje pevnostní a zejména deformační charakteristiky slitiny.

Při rozpouštěcím žihání dochází k rozpuštění intermetalických fází, které obsahují vytvrzující prvek. U odlitků litých do kovových forem a u odlitků tenkostěnných postačuje kratší čas z důvodů přítomnosti jemnějších intermetalických fází. Příliš dlouhá doba rozpouštěcího žihání vede ke zhrubnutí částic okolo zrna a tím dochází ke snížení mechanických vlastností. Zachlazení odlíku probíhá v co nejkratším čase, nejlépe do 20 sekund. U hliníkových slitin se používá jako chladicí médium voda. U tenkostěnných odlitků může hrozit jejich deformace nebo případné popraskání vlivem prudkého ochlazení. Z tohoto důvodu se odlitky zachlazují do lázně s teplotou $40 - 80^\circ\text{C}$ s následným dochlazením ve vodě o teplotě okolí. Rychlým ochlazením se získá struktura tvořená přesyceným tuhým roztokem α (Al). Postupný rozpad přesyceného tuhého roztoku α (Al) je proces označován jako precipitační vytvrzování. Vytvrzování materiálu je buď za studena (u slitiny obsahující měď), nebo vytvrzování za tepla (u slitiny obsahující hořčík).

Na výsledné mechanické vlastnosti má vliv doba a teplota vytvrzování. Na **obr. 17** je vidět vliv různých teplot vytvrzování v intervalu od 150°C do 225°C a doby vytvrzování na hodnoty tvrdosti slitiny.



Obr. 17 Vliv doby vytvrzování na výslednou tvrdost. [10]

Z toho to grafu je možné určit optimální teplotu a dobu vytvrzování pro získání stanovené tvrdosti. Při nízké teplotě 150°C je potřeba delší doba vytvrzování a tvrdost se pohybuje v hodnotách 100 HB. Vysoká teplota 225°C dosáhne maximální tvrdosti kolem za krátký čas. Maximální tvrdost je však nižší. Pro získání maximální tvrdosti je obvyklá doba vytvrzování 4 hodiny při teplotě 180°C. Tento režim vytvrzování je označen T6. Pro dosažení vyšších hodnot tažnosti se využívá režim T7. [11,16,17,18,19,20]

3.1 Vznik puchýřů

Během tepelného zpracování expanduje uzavřený plyn do puchýřů. To vyplývá ze stavové rovnice ideálních plynů:

$$\frac{p_1 \cdot V_1}{T_1} = \frac{p_2 \cdot V_2}{T_2} \quad (1)$$

kde p je tlak, V je objem a T je teplota. Při zvýšení teploty T_1 na T_2 musí platit rovnost rovnic. Musí se zvětšit konečný objem plynu V_2 , který vede k vyboulení povrchu nad uzavřeným plynem. Do teploty 250°C u tepelného zpracování při atmosférickém tlaku nevznikají defekty v podobě puchýřů. Při technologii vysokotlakého odlévání je způsob plnění formy na základě disperzního proudění. Jedná se tedy o kov, do kterého je ve velkém množství ve formě zachycován vzduch. Menšího uzavření vzduchu uvnitř odlitku se může dosáhnout vakuováním formy. Vzduch je pomocí vakuového odsávání odstraněn z formy. Zbýlý uzavřený vzduch v kovu je následně zalisován v odlitku dotlakem 60 – 100 MPa. [18,19]

3.2 Režim T6 u odlitků vyrobených metodou SEED

Při technologii Semisolid odlévání dochází k plnění formy laminárním prouděním. Zachycuje se tedy menší množství plynu než u technologie vysokotlakého lití. K Polotuhému lití se využívá tlak nad 100 MPa. Nižší tlak je pro technologii nevhodný. Při lití závisí vznik puchýřů na mazadlech a náchylnosti k zachycení vzduchu. Optimální poměr kapalné fáze je okolo 58 % a zbytek tvoří pevná fáze.

Z mikroskopické analýzy povrchu je zjištěno, že při odlévání metodou SEED je na povrchu odlitku eutektická fáze. To je způsobeno tím, že polotovar se při lisování chová jako houba při ždímání. Zvýšením procentuálního zastoupení kapalné fáze bude na povrchu odlitku větší vrstva eutektika. Tím se získá výborný povrch a vady budou více ve středu odlitku. Při následném tepelném zpracování musí vnitřní vady překonat větší odpor materiálu pro vznik puchýřů.

Většinou je tepelné zpracování odlitků vyrobených pomocí SSM a konvenčních způsobů výroby podobný. Musí se však zvážit vliv mikrostruktury a průběh tuhnutí dané slitiny. Ne- ní pevně stanovená teplota a čas tepelného zpracování pro odlitky vyrobené technologií Rheocasting. Zvažují se tedy varianty, které jsou v kompromisu mezi úsporou energie, času, možnosti deformace odlitku během rozpouštěcího žíhání a hranice, kdy jsou intermetalické fáze v matici zcela rozpuštěné. V **tab. 2** je stručný výpis mechanických vlastností po tepelném zpracování odlitků litých technologií Rheocasting.

Tab. 2 Mechanické vlastnosti slitiny AlSi7Mg0,3 lité technologií Rheocasting po tepelném zpracování. [13]

| Tepelné zpracování | T5 | T6 |
|--------------------|-----|-----|
| Mez pevnosti [MPa] | 248 | 303 |
| Mez kluzu [MPa] | 179 | 228 |
| Tažnost [%] | 10 | 12 |

Je zde patrné, že při T6 tepelném zpracování se dá dosahovat až o 20 % lepších výsledků u meze pevnosti a meze kluzu než u T5 režimu. Vytvrzování za tepla se volí pod 8 hodin. Teploty se pohybují mezi 160°C či 170°C po dobu 6 hodin a 180°C po dobu 4 hodin. Pokud hned po ochlazení následuje vytvrzení, redukuje se tak 10 % tahových vlastností. [13,19,21,22]

3.3 Vliv parametrů lití a druhu mazadla na vznik puchýřů u metody SEED

Vliv na tvorbu puchýřů má způsob lití a mazadlo pístu. V případě použití stejných naříznutí jako u vysokotlakého lití, vznikají během rozpouštěcího žíhání na odlitku vyrobeného pomocí SSM velké puchýře. V úzkém naříznutí získá polotuhá suspenze nadkritickou rychlost a proudění se mění z laminárního na disperzní, jako v případě vysokotlakého lití.

Podle experimentu v uvedené literatuře je nevhodnější mazání pístu za pomoci práškového mazadla. Nevhodné je mazadlo na olejové bázi. Mazadlo na vodní bázi v koncentraci 10 % používané u konvenčního vysokotlakého lití vytváří velké puchýře. Minimální riziko vzniku puchýřů nastane, pokud se koncentrace mazadla na vodní bázi sníží na 2 - 5 %. Dalším důležitým parametrem lití je rychlost pístu. Čím vyšší je rychlost pístu, tím více se tvoří puchýře. [22]

4 EXPERIMENTÁLNÍ ČÁST

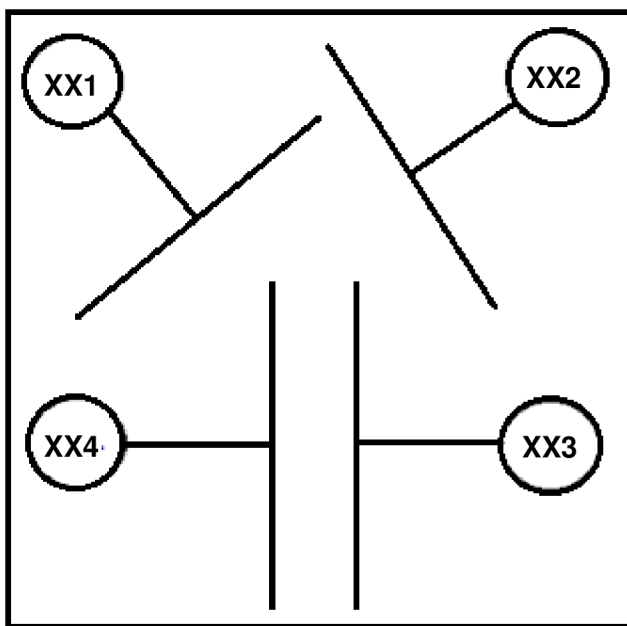
Cílem experimentu je volba nejvhodnějšího režimu tepelného zpracování odlitku pro dosažení vysoké meze pevnosti při zachování vysoké tažnosti materiálu. Pro testování režimů tepelného zpracování byla vybrána součástka ze slitiny AlSi7Mg0,3 držáku motoru osobního automobilu. Odlitek vyrobený metodou SEED má nahradit odlitek na trhu dostupný ze slitiny AlSi9Cu3 vyráběný technologií vysokotlakého lití.

Tavenina pro výrobu součástky technologií SEED byla odplyněna dusíkem, s použitím rafinační soli, čas odplynění byl 180 s. Hodnota $\text{DI} = 1\%$. Slitina se dále metalurgicky neupravovala. Chemické složení slitiny AlSi7Mg0,3 zjištěné při spektrální analýze na kusech před úpravou vtoku (1., 2., 3. varianta) a po úpravě vtoku (4. varianta) je v **příloze č. 1**. Odlitky použité při experimentu byly ve fázi testování technologie SEED. Během výroby odlitků se lišily parametry lití a geometrie vtoku. Tvar odlitku byl vždy stejný. Pro možnost vyhodnocení zkoušek režimů tepelného zpracování každá série tepelného zpracování obsahovala odlitek různé varianty odlévání technologie SEED. Odlitky byly podle varianty výroby rozděleny do 4 skupin, které jsou charakterizovány následovně:

- 1. varianta - Odlitek XX1, rychlost v nařiznutí 4,54 m/s.
- 2. varianta - Odlitek XX2, rychlost v nařiznutí 4,54 m/s.
- 3. varianta - Odlitek XX3, rychlost v nařiznutí 2,83 m/s.
- 4. varianta - Odlitek po úpravě vtoku XX4, rychlost v nařiznutí 3,98 m/s.

Odlitek označený jako XX4 byl odlit při použití 2 druhů mazadel formy. Dá se tvrdit, že druh mazadla nemá vliv na výsledné mechanické vlastnosti. V obou případech se jedná o mazací prostředek na vodní bázi pouze od jiného dodavatele. Tepelné zpracování odlitků bylo provedeno i s vtokem a provádělo vždy v sérii po čtyřech odlitcích, jak je graficky znázorněno v půdorysu na **obr. 18**.

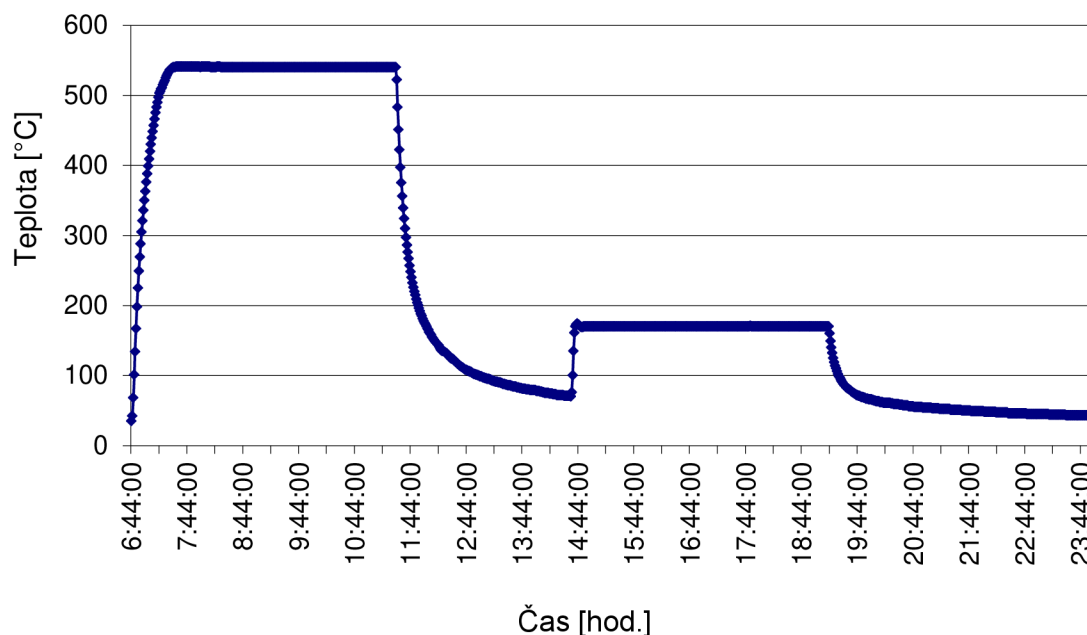
Princip označování odlitků je velmi jednoduchý. Například u tepelného zpracování s rozpouštěcím žíháním 540°C s prodlevou 4 hodin a následném vytvrzení při teplotě 180°C s prodlevou 4 hodin je vzorek označen jako $540/4+180/4-X$. Místo označené jako X určuje druh odlitku podle varianty výroby (1 - 4). Celý seznam označení odlitků během provádění TZ je přiložen v **příloze č. 2**, která obsahuje i přeo značení vzorků pro lepší orientaci v druhu TZ.



Obr. 18 Rozložení odlitků v žíhací peci.

4.1 Tepelné zpracování odlitků

Pro provedení tepelného zpracování byla k dispozici žíhací pec značky ELSKLO typ RKZ/210. Pec byla vybavena procesorem pro zaznamenávání průběhu teplot. Toho lze využít u zpětné kontroly, zda tepelné zpracování proběhlo podle zvoleného postupu a při požadovaných teplotách. Na **obr. 19** vidíme průběh zaznamenaných teplot při tepelném zpracování.



Obr. 19 Průběh teplot v peci během tepelného zpracování.

První nárůst teploty na teplotu rozpouštěcího žíhání trvá přibližně 60 minut. Následuje prodleva na této teplotě. Po rozpouštěcím žíhání následuje rychlé zachlazení odlitků v kádi s vodou po dobu 5 minut. K dispozici byla pouze 1 pec, proto bylo nutné 3 hodiny počkat, až pec dostatečně vychladne. V grafu je tato skutečnost reprezentována poklesem teploty na zhruba 80°C. Poté se odlitky opět vložily do pece a nastavila se konkrétní teplota vytvrzování za tepla. Náběh na teplotu vytvrzování byl rychlý, zhruba do 10 minut od vložení odlitků do pece. Po dosažení požadované teploty se nechala působit po předem určený čas. Po uběhnutí požadovaného času vytvrzování se pec vypnula a otevřela. Odlitky se nechaly pozvolna vychladnout v otevřené peci. Tento postup se realizoval u všech tepelných zpracování, které zahrnovali rozpouštěcí žíhání a vytvrzení za tepla.

V **tab. 3** je seznam tepelných zpracování provedený na 33 sériích. Modře označené tepelné zpracování je zkoušení 4. varianty odlitků při použití 2 různých mazadel. Prioritně se jednalo o testování teploty a času rozpouštěcího žíhání a vytvrzování za tepla při tepelném zpracování.

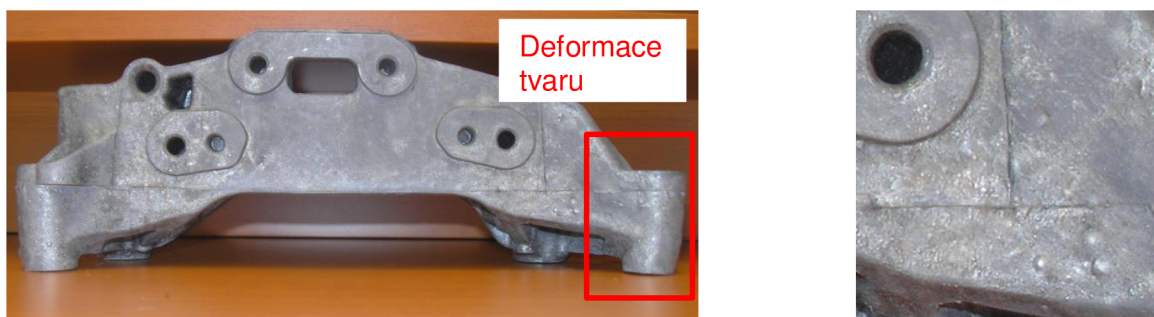
Tab. 3 Přehled testovaného režimu tepelného zpracování.

| Pořad. číslo TZ | Typy TZ | | | |
|-----------------|------------|-------------------|------------------|--------------------------------|
| | R. Ž. [°C] | DOBA R. Ž. [hod.] | VYTVRZOVÁNÍ [°C] | DOBA VYTVRZOVÁNÍ [hod., (dny)] |
| 1 | NE | - | NE | - |
| 2 | NE | - | 200 | 6 |
| 3 | NE | - | 180 | 6 |
| 4 | NE | - | 160 | 6 |
| 5 | 540 | 4 | 30 | >336 (14 dní) |
| 6 | 500 | 6 | 180 | 4 |
| 7 | 500 | 4 | 180 | 4 |
| 8 | 520 | 4 | 180 | 4 |
| 9 | 520 | 2 | 180 | 4 |
| 10 | 530 | 4 | 180 | 4 |
| 11 | 530 | 3 | 190 | 3 |
| 12 | 540 | 4 | 150 | 4 |
| 13 | 540 | 4 | 160 | 4 |
| 14 | 540 | 4 | 170 | 4 |
| 15 | 540 | 4 | 180 | 4 |
| 16 | 540 | 4 | 180 | 4 |
| 17 | 540 | 4 | 190 | 4 |
| 18 | 540 | 4 | 200 | 4 |
| 19 | 540 | 4 | 180 | 13 |
| 20 | 540 | 4 | 180 | 8 |
| 21 | 540 | 4 | 180 | 6 |
| 22 | 540 | 4 | 180 | 2 |
| 23 | 540 | 4 | 200 | 2 |
| 24 | 540 | 4 | 160 | 2 |
| 25 | 540 | 3 | 180 | 4 |
| 26 | 540 | 2 | 180 | 4 |
| 27 | 540 | 1 | 180 | 4 |
| 28 | 540 | 4 | 190 | 6 |
| 29 | 540 | 4 | 190 | 4 |
| 30 | 540 | 4 | 190 | 3 |
| 31 | 550 | 4 | 180 | 4 |
| 32 | 550 | 2 | 180 | 4 |
| 33 | 550 | 1 | 180 | 4 |

Teploty rozpouštěcího žíhání byly stanoveny podle eutektické teploty slitiny AlSi7Mg0,3.

- Teplota rozpouštěcího žíhání volena v rozmezí 500 - 550 °C.
- Doba rozpouštěcího žíhání v intervalu < 1 – 6 > hodin.
- Teplota vytvrzování v rozmezí 150 - 200 °C.
- Doba vytvrzování za tepla 2 – 13 hodin.

S ohledem na závislost teploty na čase se pak volily vhodné kombinace tepelného zpracování. Se zvyšující se teplotou je možné snížit dobu rozpouštěcího žíhání pro zaručené rozpuštění intermetalických fází. K testované sérii 540/4+180/4 byl připojen odlitek litý konvenčně vysokotlakým litím. Z **obr. 20** je zřejmé, že tepelné zpracování T6 odlitku vyrobeného vysokotlakým litím je z důvodů vzniku velkého počtu puchýřů nereálné. Na fotografii je zřejmá i deformace tvaru odlitku.



Obr. 20 Držák motoru po TZ vyrobený vysokotlakým litím ze slitiny AlSi9Cu3.

Důvodem deformace je druh použité slitiny pro výrobu vysokotlakým litím. Jedná se o slitinu AlSi9Cu3, která má eutektickou teplotu 524°C a rozpouštěcí žíhání je doporučeno držet při teplotě 510 - 525°C. Vyšší teplota, v tomto případě 540°C, má za následek zborcení a deformaci tvaru odlitku.



Obr. 21 Držák motoru po TZ vyrobený technologií SEED ze slitiny AlSi7Mg0,3.

Držák motoru vyrobený technologií SEED po T6 režimu tepelného zpracování je znázorněn na **obr. 21**. Odlitek nemá na povrchu viditelné puchýře. Místy se může vyskytovat mírná poróznost.

4.2 Vliv teploty a doby rozpouštěcího žíhání na vznik puchýřů

Byl zjištěn vliv režimu rozpouštěcího žíhání na vznik puchýřů. Zkoušené teploty:

- 500°C / 4 hod. + 180°C / 4 hod.
- 520°C / 4 hod. + 180°C / 4 hod.
- 550°C / 4 hod. + 180°C / 4 hod.
- 500°C / 6 hod. + 180°C / 4 hod.
- 550°C / 2 hod. + 180°C / 4 hod.

Z tohoto experimentu, lze konstatovat, že na vznik puchýřů má vliv teplota rozpouštěcího žíhání **obr. 22**. Vyhodnocení výskytu puchýřů na odlitcích je shrnuto v **příloze č. 3**. Podle provedeného testování vzorků bylo zjištěno, že čím nižší je teplota rozpouštěcího žíhání, tím je menší výskyt puchýřů na povrchu odlitku.



Obr. 22 a, Teplota R.Ž. 500°C.



Obr. 22 b, Teplota R.Ž. 550 °C.

Při teplotě rozpouštěcího žíhání 500°C a prodloužené době působení 6 hodin je počet puchýřů stále nízký. Z toho vyplývá, že vznik puchýřů je závislý pouze na teplotě. Vliv následného vytvrzování za tepla na puchýře není prokazatelný.



Obr. 23 a, Odlitek po rozpouštěcím žíhání. **Obr. 23 b**, Odlitek po R.Ž. + vytvrzení.

Pozorování odlitku po rozpouštěcím žíhání **obr. 23a**, a následně pak **obr. 23b**, po vytvrzení za tepla nevykazuje pozorovatelné rozdíly.

4.3 Vliv druhu mazadla

Pro testování vlivu mazadla na mechanické vlastnosti, tvrdost a vznik puchýřů byl zvolen odlitek vyrobený ve 4. variantě výroby při použití 2 druhů mazadel na stejné bázi. Tepelné zpracování se provedlo při podmínkách:

- Rozpouštěcí žihání 540 °C s prodlevou 4 hod.
- Vytvrzování při 180 °C s prodlevou 4 hod.

V případě použití mazadla A se k postřiku formy využil robot. Na rozdíl od mazadla B, které bylo nanášeno ručně. Na **obr. 24** jsou znázorněny testované odlitky za použití dvou různých mazadel.



a, Odlitky vyrobené při použití mazadla A.



b, Odlitky vyrobené při použití mazadla B.

Obr. 24 Znázornění puchýřů na odlitku při použití různých mazadel.

U odlitků vyrobených při použití mazadla A je na povrchu odlitku vidět větší počet puchýřů. U mazadla B je množství puchýřů menší. Výskyt puchýřů je na vtoku.

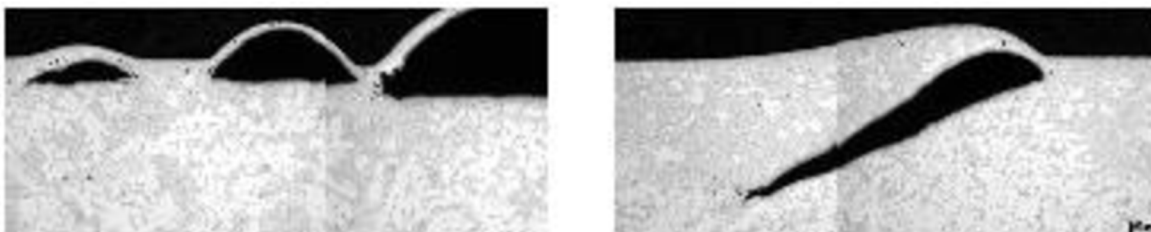
Tab. 4 Přehled mechanických vlastností při použití různých mazadel.

| Mazadlo | Tvrdost [HRB] | Rm [MPa] | Rp [MPa] | A [%] |
|---------|---------------|----------|----------|-------|
| A | 70 | 268 | 162 | 19 ? |
| B | 71 | 269 | 172 | 17 ? |

Porovnáním mechanických vlastností **tab. 4** se dá říci, že druh mazadla nemá vliv na mechanické vlastnosti odlitku. U tažnosti se jedná o nereálně vysoké hodnoty.

4.4 Rozbor vad povrchu

Pozorováním mikrostruktury puchýřů **obr. 25** bylo zjištěno, že se jedná o vytlačení určité vrstvy materiálu nad povrch odlitku. Byly zhotoveny metalografické výbrusy v řezech kolmých na vady. Analýza výbrusů ukazuje skutečnost, že na povrchu odlitku se vyskytují strukturální nehomogenity. Vyduté vrstvy jsou tvořeny převážně eutektikem, zatímco dále od povrchu odlitku byla nalezena spíše dendritická struktura. V některých místech je vrstva eutektika separována oxidickým filmem.



Obr. 25 Řez puchýři (zvětšeno 25x). [23]

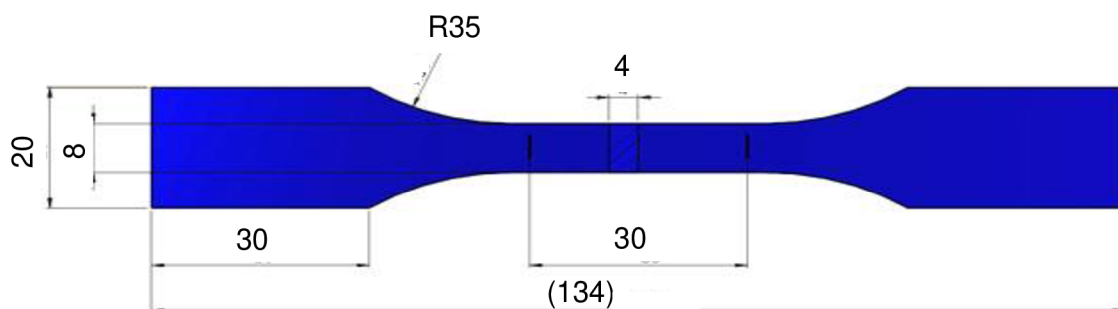
Tento fakt vede k závěru, že v průběhu přenosu polotovaru z kelímku do komory dochází k místním nehomogenitám pevné a kapalné fáze. Nehomogenity mohou být způsobeny segregací tekutého eutektika a jeho „vytékání“ z polotovaru. Tak dochází ke zvýšení podílu pevné fáze v suspenzi. Vytékající tekutá fáze tvoří na povrchu polotovaru výstupky, které jsou ve styku se vzduchem a mohou se obalit vrstvou oxidů. Při vlastním odlévání je vrstva oxidů zalisována do odlitku a vytvoří něco jako „přeložky“. Ty se vlivem dilatací v průběhu tepelného zpracování mohou oddělit od vrstvy materiálu a tvořit puchýře. Měření chemického složení se tato hypotéza podpořila. Průměrná hodnota naměřených obsahů křemíku v povrchové vrstvě se pohybuje kolem 12 % Si, což odpovídá eutektickému složení. [23]

5 MECHANICKÉ VLASTNOSTI ODLITKŮ

Na testovaných odlitcích byly provedeny mechanické zkoušky. Tahová zkouška byla provedena na pracovišti ČVUT v Praze. Z odlitků byla vyrobena zkušební tělesa. Laboratoř mechanických zkoušek je vybavená siloměry od firmy MTS s měřicími rozsahy $\pm 10/100/500/25000\text{N}$. Součástí pracoviště je extenzometr s pracovními rozsahy $\pm 0,4/4\text{ mm}$. Laboratoř je akreditovaná ČIA podle ČSN EN ISO/IEC 17025. [24]

5.1 Zkušební tělesa

Pro zkoušení mechanických vlastností se zvolil vzorek vyrobený přímo z odlitku. Byla zvolena rovinná plocha blízko vtoku. Tato část odlitku byla zvolena díky poměrně snadnému vyfrézování vzorku z odlitku. Rozměry vzorku byly voleny dle **obr. 26**.



Obr. 26 Náčrt geometrie trhacího tělesa.

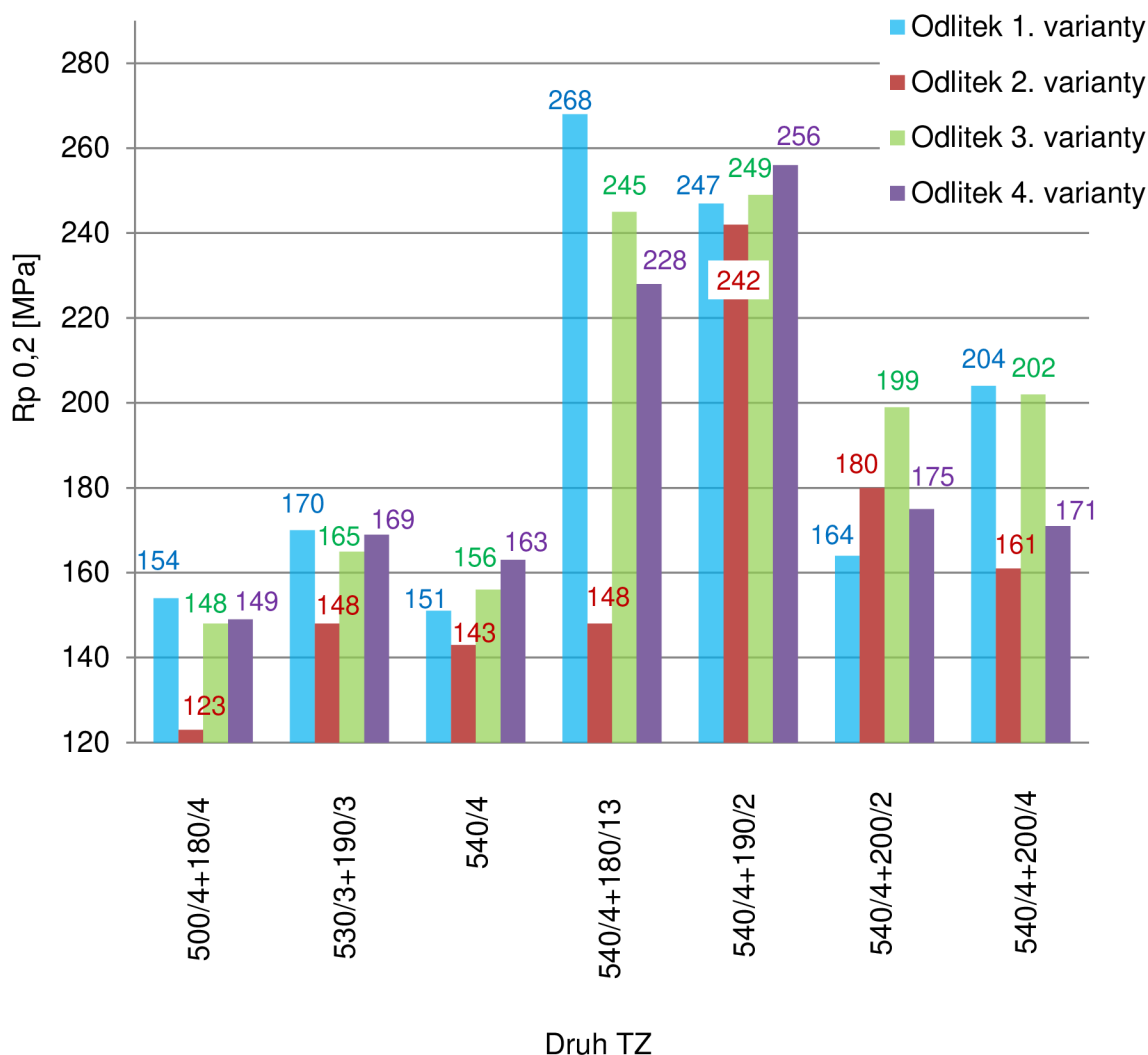
Jedná se o ploché zkušební těleso s tl. 4 mm obdélníkovým průřezem. V tomto případě je nutné brát zřetel na přesnost zaznamenávání hodnot při tahové zkoušce. Hrozí zde prokluz v plochách, které jsou uchyceny v kleštinách.

5.2 Vyhodnocení získaných hodnot

Tahová zkouška kovu byla provedena dle DIN EN ISO 6892 – 1 na stroji typu Lab. Test 5.100SP1. Stroj byl vybavený snímačem síly 100kN a průtahoměrem s extenzometrem. Zkušební rychlost byla 1 mm/min s kritériem ukončení zkoušky při síle 98 000N. Hodnoty, získané z tahové zkoušky, mají velký rozptyl viz. **příloha 4**. Příklad protokolu vyhodnocení takové zkoušky je v **příloze 5**.

Vyhodnocení zkoušek není korektní. Tvary zaznamenaných diagramů napovídaly, že vyhodnocení zkoušek není korektní. Ke zhodnocení bylo vybráno 7 variant tepelného zpracování, kde se objevují zástupci režimu T4, T6 i T7. Odlitky v T5 režimu nebyly tahovou zkouškou vyhodnoceny.

Z grafu **obr. 27** jde vidět, jak působí konkrétní tepelné zpracování na mez kluzu u odlitek vyrobených v různých variantách výroby.

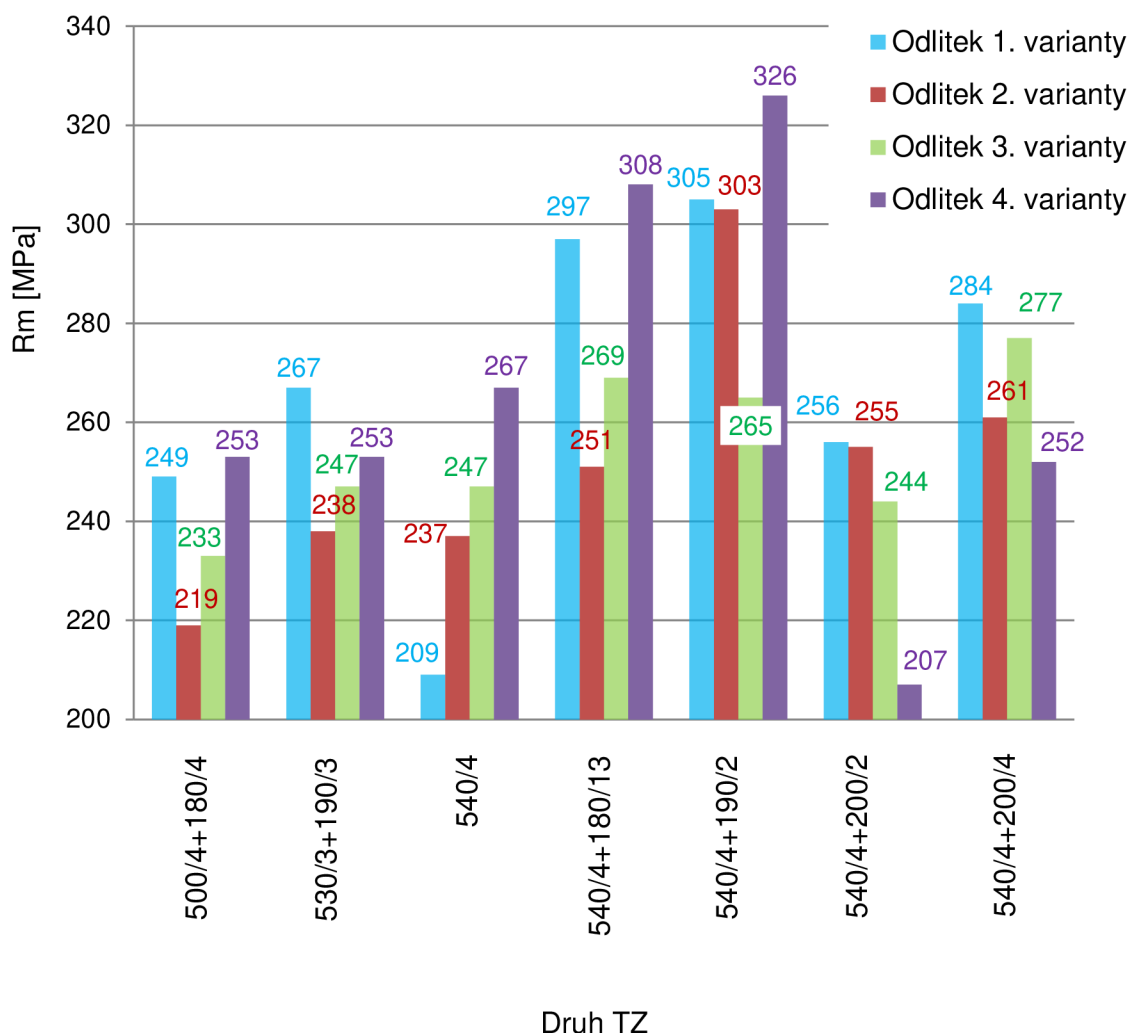


Obr. 27 Režim tepelného zpracování a jeho vliv na hodnoty meze kluzu.

U tepelného zpracování 500/4+180/4 jsou hodnoty pevnosti nízké. To je zapříčiněno nízkou teplotou rozpouštěcího žhání, které nevedlo k dostatečnému rozpuštění intermetalických fází a následně nemohlo proběhnout dokonalé vytvrzení materiálu.

U vzorků 540/4 jsou nízké hodnoty dosažené při vytvrzení za studena. Vytvrzování za studena se dá využívat u slitin s obsahem mědi např. AlSi9Cu3. Nejvýhodnější režimy tepelného zpracování se zdají být tepelné zpracování 540/4+180/13, zde se dá počítat s vysokým nárůstem meze kluzu a meze pevnosti při zachování tažnosti materiálu. Tepelné zpracování 540/4+190/2 je zástupcem T6 tepelného zpracování. Dosahuje maximálních mezí kluzu a pevnosti v souladu s poklesem tažnosti materiálu.

V grafu **obr. 28** jde vidět určitá podobnost tvaru grafu u hodnot mezí kluzu a mezí pevnosti. V grafu meze pevnosti je vidět, že tepelné zpracování 540°C/4+190°C/2 hodiny je výrazně nejlepším režimem pro získání maximálních hodnot Rm.



Obr. 28 Režim tepelného zpracování a jeho vliv na hodnoty meze pevnosti.

Odlitek vyrobený ve 4 variantě má nejlepší výsledky v dosažení maximálních hodnot Rm. Z dále sestrojených grafů kap. 5.2.1 a 5.2.2 lze pozorovat určitou závislost teploty a doby působení rozpouštěcího žhání a vytvrzování na mechanické vlastnosti.

5.2.1 Vliv režimu vytvrzování za tepla na mechanické vlastnosti

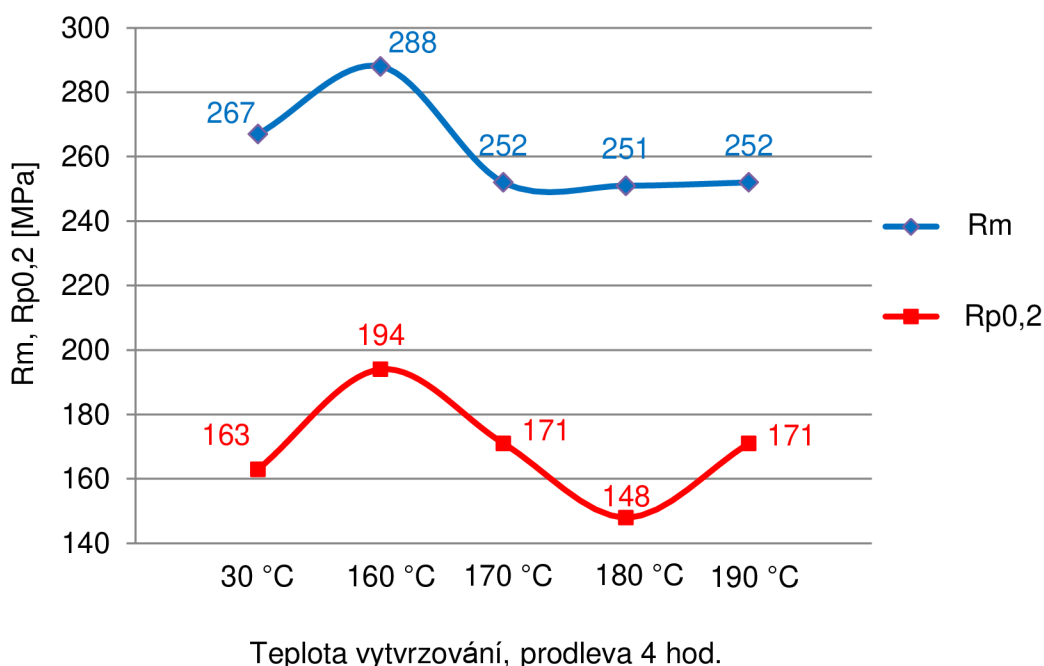
Hodnocení mechanických vlastností se dále vztahuje k odlitku vyrobeného ve 4. variantě výroby. Vytvrzování se testovalo při konstantních hodnotách:

- rozpouštěcího žíhání při teplotě 540 °C a prodlevou 4 hodiny,
- doby prodlevy vytvrzování 4 hodiny.

Jako proměnné zde byly voleny teploty vytvrzování a to:

- 190 °C
- 180 °C
- 170 °C
- 160 °C
- 30 °C (doba prodlevy před zkoušením více než 14 dní)

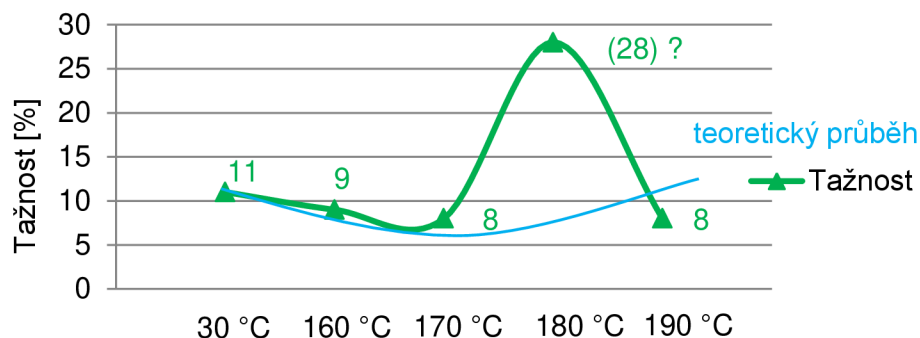
Na grafu **obr. 29** jde vidět, jak mezi sebou koreluje mez pevnosti a mez kluzu. Maximálních hodnot se dosáhlo při působení teploty 160°C. Z toho se dá vyvodit, že právě pro dobu působení 4 hodiny je teplota 160°C volena jako ideální.



Obr. 29 Vliv teploty vytvrzování na mez kluzu a mez pevnosti.

Křivka závislosti napětí na mezi kluzu je tvarově identická jako křivky získané z hodnot mezí kluzu a mezí pevnosti. Pokud se tedy ovlivní jedna z mechanických hodnot, ve stejné závislosti se tak změní i další dvě veličiny.

Hodnoty tažnosti jsou uvedeny v grafu **obr. 30**. U teploty vytvrzování 180 °C je vidět prudký nárůst tažnosti k hodnotě 28 % a následuje prudký pokles na hodnotu 8%. Odborná literatura uvádí závislost tažnosti na teplotě jako parabolickou charakteristiku.



Teplota vytvrzování, prodleva 4 hod.

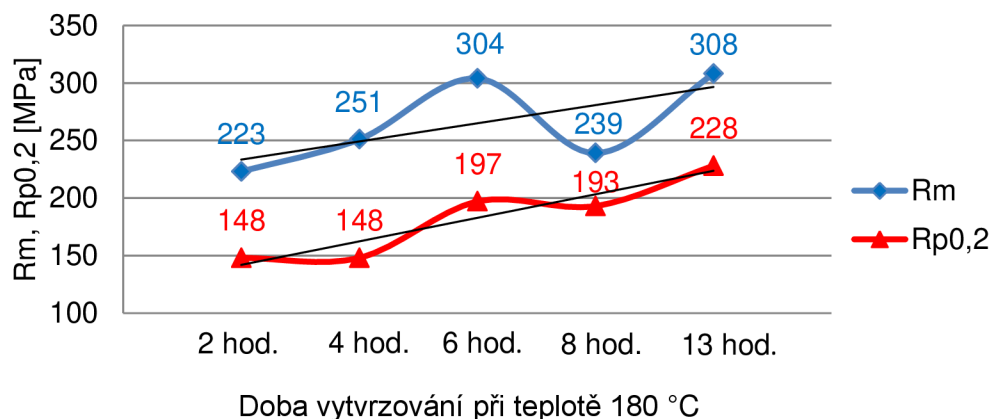
Obr. 30 Vliv teploty vytvrzování na tažnost.

Vzhledem k přihlídnutí, že hodnota tažnosti 28% není reálná, lze uvažovat, že ramena paraboly jsou více otevřená a maximální hodnota se pohybuje okolo 11 %. Běžně získaná tažnost u technologie SEED, kterou uvádí NADCA jako dosažitelnou se pohybuje kolem 12 %.

Dále se testování zaměřilo na vliv doby vytvrzování za tepla. Jako konstantní hodnoty se zvolily:

- rozpouštěcí žihání 540 °C prodleva 4 hod.,
- teplota vytvrzování 180 °C,
- doba vytvrzování 2 - 13 hod.

Ze zpracovaných dat byl vytvořen graf **obr. 31**, na kterém jde vidět vzestupná tendence hodnot se zvyšujícím se časem vytvrzovacího žihání.

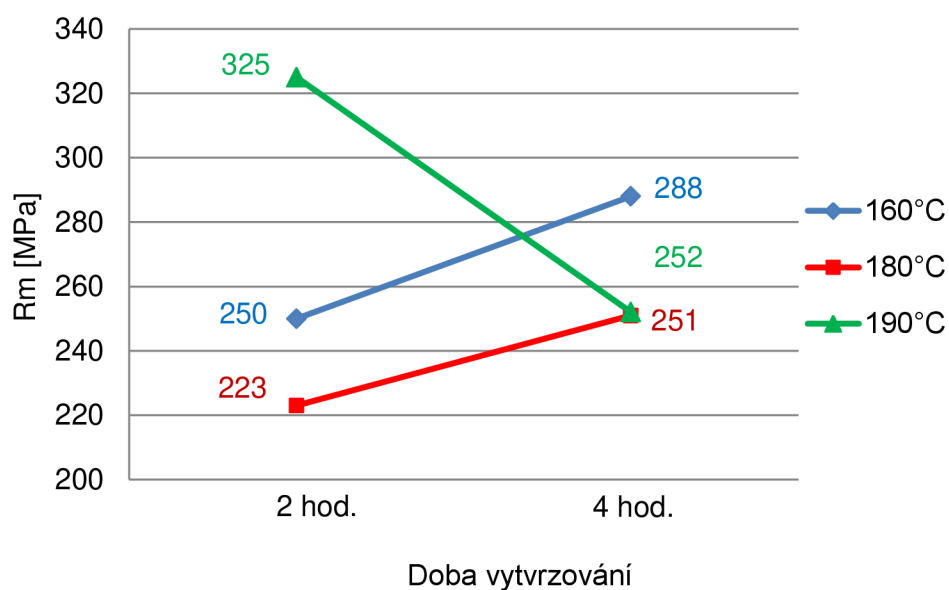


Obr. 31 Vliv doby působení vytvrzování na mez pevnosti a mez kluzu.

Dále se práce zaměřila na vliv teploty a doby vytvrzování na mez pevnosti. Konstantní podmínky při zpracování:

- rozpouštěcí žíhání 540 °C s prodlevou 4 hod.,
- Proměnnými parametry zde byla teplota a doba prodlevy na teplotě vytvrzování.

Z vybraných kombinací tepelného zpracování lze zjistit vliv teploty a doby vytvrzování za tepla na mechanické vlastnosti odlitku **obr. 32**.



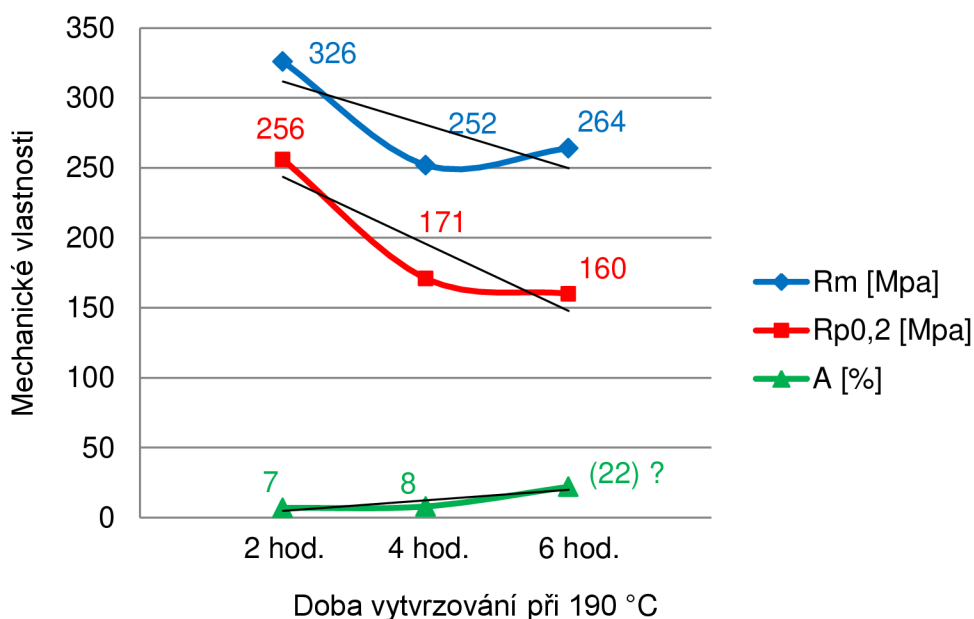
Obr. 32 Vliv teploty vytvrzování na mez pevnosti při zvyšování doby působení.

Směrnice závislosti pevností pro teploty 160°C a 180°C v intervalu od 2 do 4 hodin mají rostoucí průběh. Naopak u teploty 190°C je směrnice klesající. Z toho lze usoudit, že pro nižší teploty než je 190°C je potřeba pro získání maximálních mechanických hodnot delší čas. Když se zpětně nahlédne do grafu **obr. 31**, jde vidět, že pro teplotu 180°C jsou maximální dosažené mechanické vlastnosti až při době působení 6 hodin.

Pro získání vysokých hodnot mechanických vlastností se vychází z použití teploty vytvrzování za tepla 190 °C **obr. 33**. Tato teplota je výhodná díky možnosti nechat vytvrzování působit pouze 2 hodiny a ušetřit náklady na energii a čas.

Rozpouštěcí žihání bylo konstantní:

- o teplotě 540°C s prodlevou 4 hod.



Obr. 33 Vliv doby působení vytvrzování při teplotě 190 °C na mechanické vlastnosti.

Křivky meze kluzu a meze pevnosti mají s delším časem vytvrzování klesající tendenci. Na rozdíl od toho tažnost má tendenci vzrůstající. Pro dosažení vysoké tažnosti je potřeba delší prodlevy na vytvrzovací teplotě. Hodnota tažnosti 22 % je však nereálně vysoká.

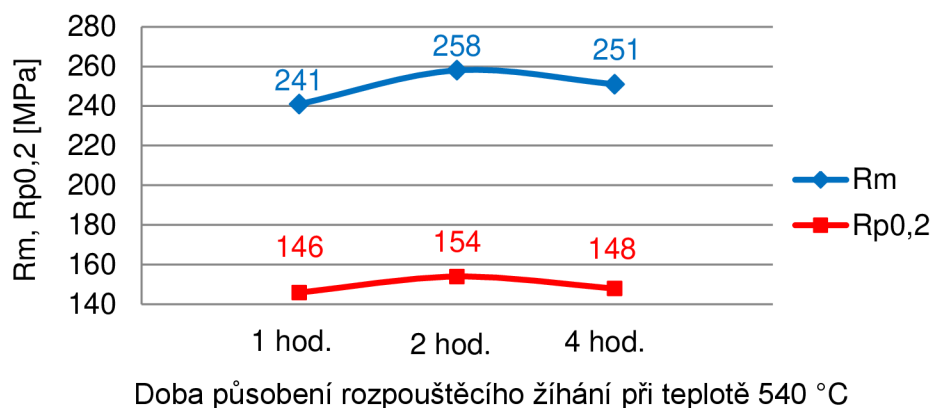
5.2.2 Vliv režimu rozpouštěcího žihání na mechanické vlastnosti

Vytvrzování, je považované za hlavního nositele mechanických vlastností. Není to však jediný parametr, který mechanické vlastnosti ovlivňuje. V této práci je níže zkoumána i závislost teploty a doby prodlevy rozpouštěcího žihání.

U testovaných vzorků byly zvoleny parametry tepelného zpracování:

- teplota rozpouštěcího žihání 540 °C,
- doba rozpouštěcího žihání 1 - 4 hod,
- vytvzování při teplotě 180 °C s prodlevou 4 hod.

Na grafu **obr. 34** je vidět, že doba působení rozpouštěcího žíhání nemá velký vliv na výsledné mechanické hodnoty $R_{p0,2}$ a R_m . Průběh obou závislostí je téměř totožný. Při době působení jednu hodinu není zaručené dostatečné rozpuštění intermetalických fází. To může mít vliv na následný průběh vytvrzování.

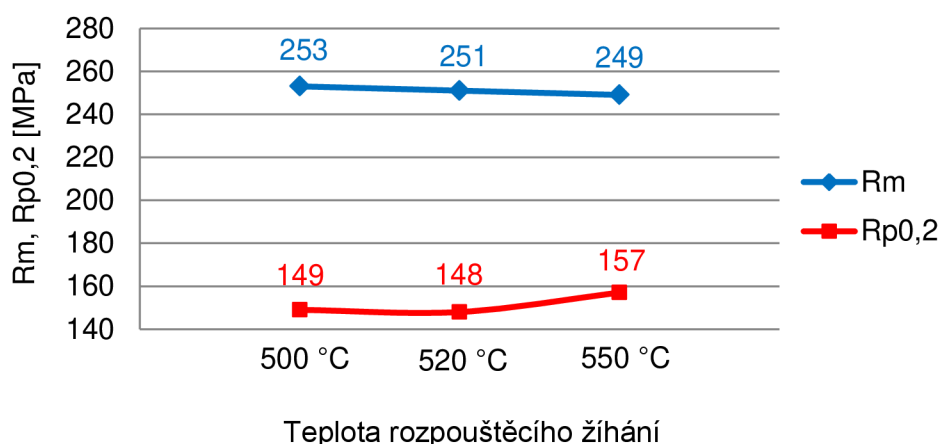


Obr. 34 Závislost mechanických vlastností na době působení rozpouštěcího žíhání.

Na grafu **obr. 35** je pak znázorněna závislost teploty rozpouštěcího žíhání na získané mechanické vlastnosti. Při parametrech:

- prodleva rozpouštěcího žíhání 4 hod.,
- vytvrzování při teplotě 180 °C s prodlevou 4 hod.

Z odborné literatury se dá zakládat na faktu, že čím nižší je teplota rozpouštěcího žíhání, tím je potřeba delšího času k dokonalému rozpuštění intermetalických fází, které pak vede ke správnému vytvrzení materiálu.



Obr. 35 Vliv teploty rozpouštěcího žíhání na výsledných mechanických vlastnostech.

V grafu je vidět malý rozdíl ve výsledných mechanických vlastnostech v závislosti na teplotě rozpouštěcího žíhání. Navíc se zvyšující se teplotou klesá mez pevnosti a naopak roste mez kluzu.

6 TVRDOST ODLITKŮ

Při tahové zkoušce byl velký rozptyl naměřených hodnot, pro kontrolu hodnot se měřila tvrdost. U naměřené tvrdosti se dá využít korelace mezi R_m a HB. Zkouška tvrdosti byla provedena podle Brinella na tvrdoměru LECO LCB dle normy ČSN EN ISO 6506. Tvrdost se měřila na obrobeném zkušebním tělese pro tahovou zkoušku. Měření tvrdosti následovalo až po přetržení vzorku. Jako zkušební těleso byla zvolena kulička průměru 10 mm, zatěžující síla byla 1000 N a doba zatížení 10 s. Na přiložené fotografii **obr. 36** je naznačena červenou barvou oblast měření tvrdosti.

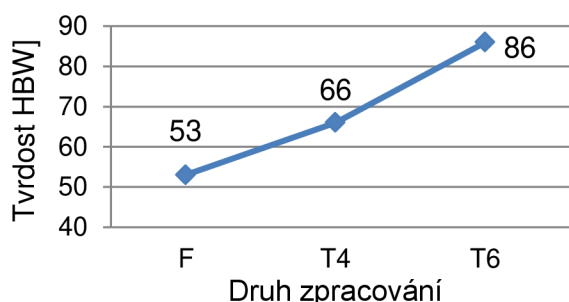


Obr. 36 Vzorek po zkoušce tvrdosti dle Brinella.

Místo bylo volené s uvážením možného zpevnění matrice během tahové zkoušky. Bylo potřeba vyhnout se místům, které byly upnuty do kleštin, nebo bylo vyraženo označení testovaného vzorku. Pro přesnější určení hodnoty tvrdosti se měřilo vždy 3x na jednom vzorku a následně se provedlo zprůměrování naměřených hodnot. Celkově se naměřené hodnoty na vzorku příliš nelišily.

6.1 Vyhodnocení naměřených hodnot

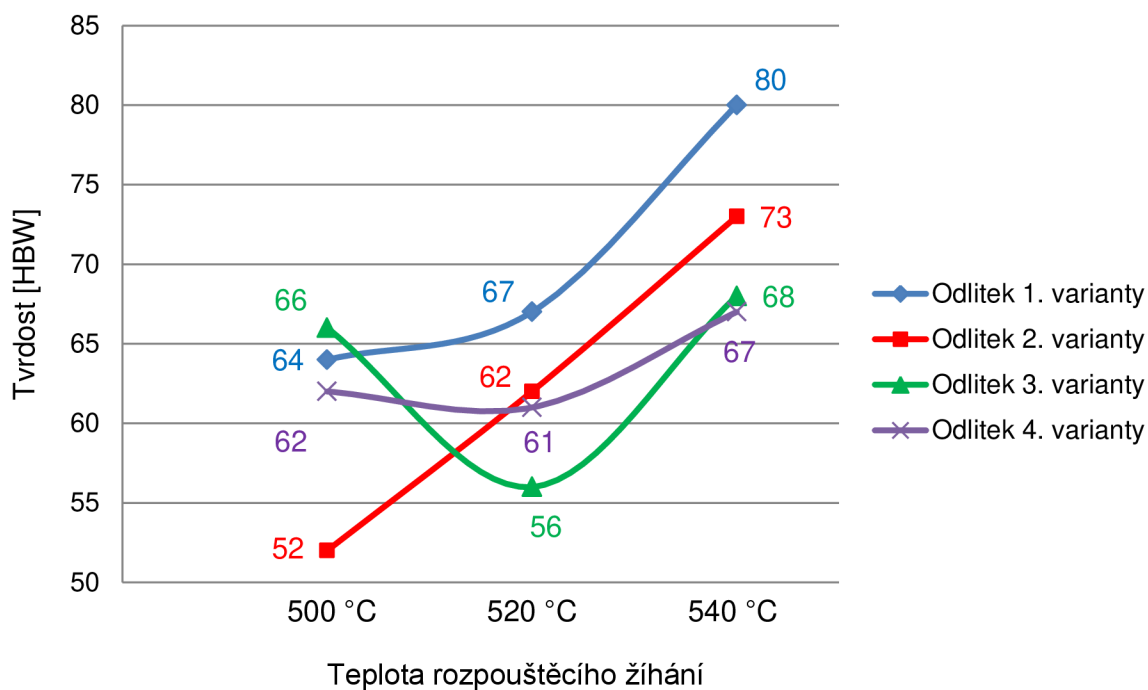
Na **obr. 37** je názorně ukázáno, že pro získání nejvyšší tvrdosti je vhodné zpracovat odlitek v režimu T6. U vzorků bez tepelného zpracování byla získána nejnižší tvrdost.



Obr. 37 Závislost tvrdosti slitiny při různém režimu tepelného zpracování.

Závislost teploty rozpouštěcího žíhání na výslednou tvrdost jde vidět na grafu **obr. 38**, kde jde vidět u tří odlitků rostoucí tendence. Podmínky testování byly:

- prodleva při rozpouštěcím žíhání 4 hod.,
- vytvrzování při teplotě 180°C s prodlevou 4 hod.



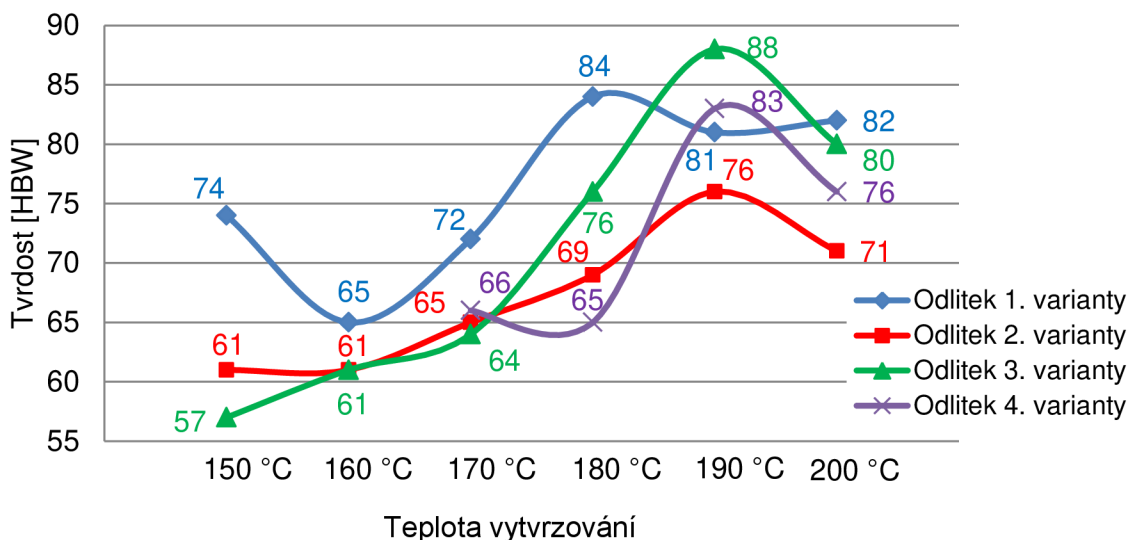
Obr. 38 Vliv teploty rozpouštěcího žíhání na výslednou tvrdost.

Je zřejmé, že při rostoucí teplotě hodnoty HBW vzrůstají. Prioritní funkci v ovlivnění maximálních hodnot tvrdosti má teplota vytvrzování. Proto se testovaly teploty vytvrzování v intervalu od 150°C do 200°C s rozpětím 10°C.

Testování se provádělo za podmínek:

- rozpouštěcí žíhání 540 °C s prodlevou 4 hodiny,
- prodleva vytvrzování 4 hodiny.
- teplota vytvrzování 150 – 200 °C.

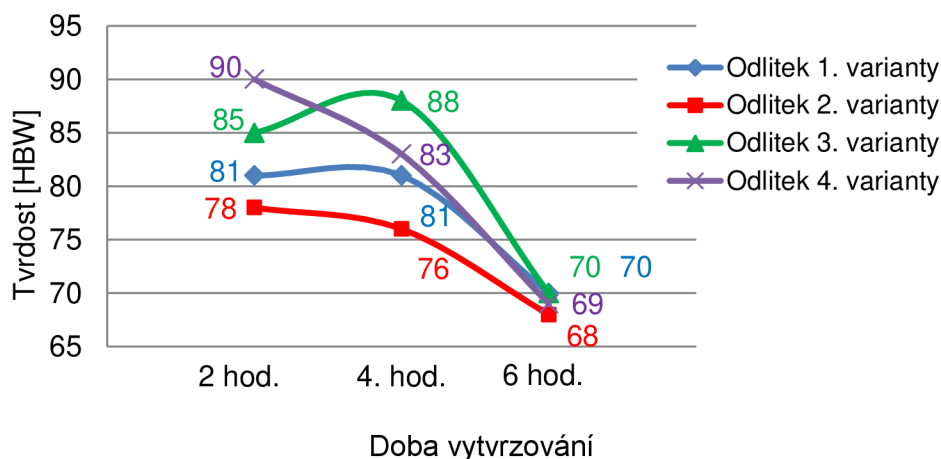
Z naměřených hodnot se sestavil graf **obr. 39**. Ve 3 případech vyšla pro nejvyšší tvrdost teplota 190 °C.



Obr. 39 Závislost tvrdosti na teplotě stárnutí a druhu odlitku.

Na **obr. 40**. Je uvedena závislost na době vytvrzování s konstantním rozpouštěcím žíhání za podmínek:

- rozpouštěcí žíhání 540°C s prodlevou 4 hod.,
- teplota vytvrzování 190 °C.
- Proměnou v testování byla prodleva při vytvrzování v intervalu 2 - 6 hod.

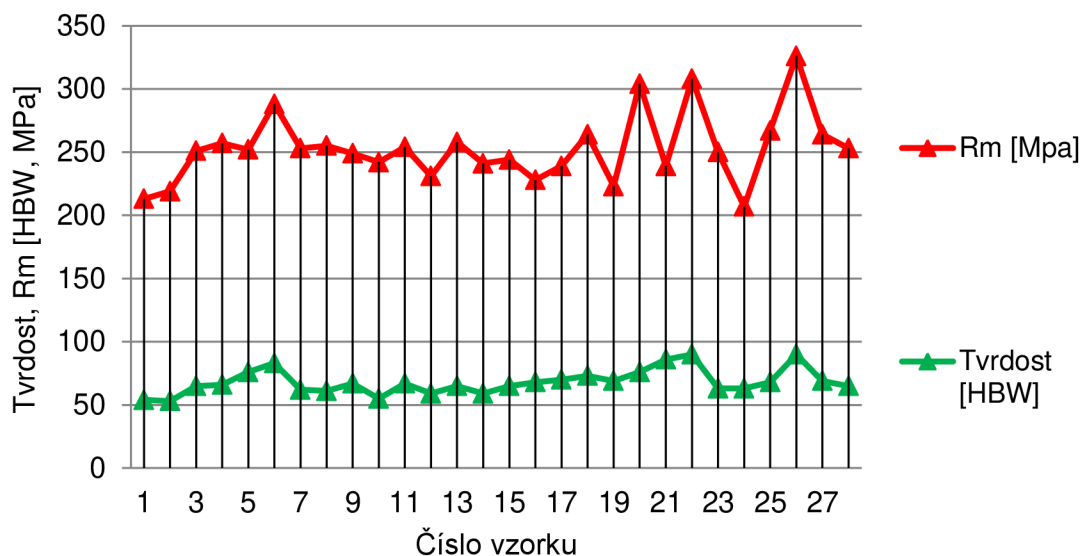


Obr. 40 Vliv doby vytvrzování na tvrdost odlitku při teplotě 190°C.

U odlitků bez úpravy vtoku je vidět, že maximálních hodnot tvrdosti se dosahuje při prodlevě vytvrzování 4 hodiny. U odlitku s upravenou geometrií vtoku (4. varianta) se maximálních hodnot tvrdosti dosahuje za kratší dobu než 4 hodiny.

6.2 Závislost mezi tvrdostí a mezí pevnosti

Při porovnání naměřených hodnot tvrdosti a meze pevnosti **obr. 41** lze vidět podobná tendence růstu či poklesu křivek mechanických vlastností.



Obr. 41 Porovnání křivek meze pevnosti a tvrdosti.

Mezi tvrdostí a mezí pevnosti existuje lineární závislost daná vztahem:

$$R_m = k \cdot HB, \quad (2)$$

kde k , je koeficient, jehož hodnota závisí na druhu materiálu. R_m je mez pevnosti a HB je tvrdost. Při zkoušce tvrdosti v této diplomové práci se vyhodnocovala tvrdost v jednotkách HBW. Rozdíl tvrdosti mezi HB a HBW je pouze v použitém materiálu zkušebního tělíska. U hodnoty HB se využívá ocelová kulička a při HBW se jedná o indentor z wolframu. Hodnoty HBW jsou díky vysoké tvrdosti kuličky přesnější, protože se eliminuje vznik deformace zkušebního tělíska.

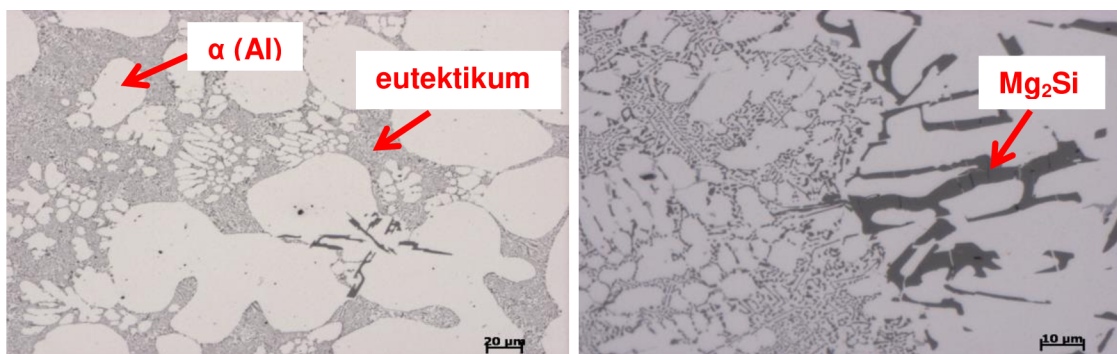
Pro přesné využití uvedeného vztahu lze využít naměřené hodnoty tvrdosti a meze pevnosti u vzorků, které teoreticky odpovídají možným dosaženým vlastnostem dle NADCA. Jedná se o vzorek s $R_m=305$ MPa a tvrdostí 81 HBW. Po dosažení těchto hodnot do vzorce lze vyjádřit koeficient $k = 3,7$. Z takto určeného koeficientu pro převod tvrdosti na mez pevnosti u vzorků litých metodou SEED lze sestavit převodní tabulku viz. **příloha 6**. [25,26]

6.3 Vliv mikrostruktury na tvrdost odlitku

Ze vzorků vybraných podle tvrdosti a způsobu tepelného zpracování se vypracovaly metalografické výbrusy:

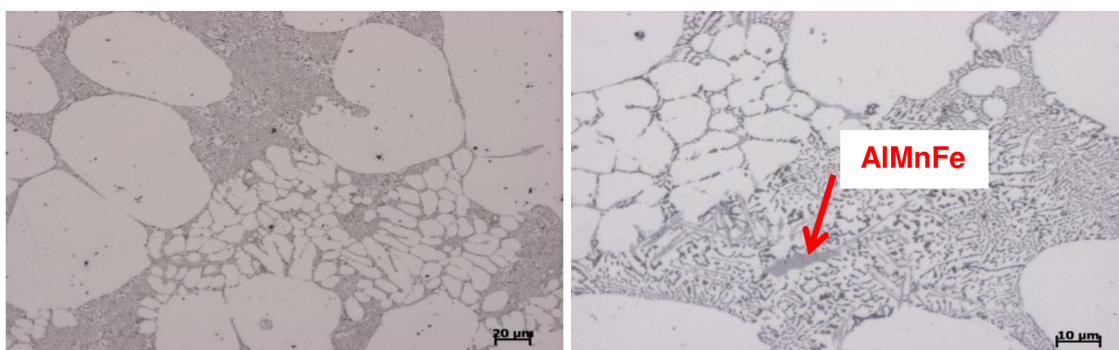
- Vzorek 001 bez TZ, 55 HBW,
- Vzorek 004 bez TZ, 54 HBW,
- Vzorek 540/4-4 vytvrzení za studena, 66 HBW,
- Vzorek 540/1+180/4-4, 59 HBW
- Vzorek 540/4+180/13-4, 90 HBW,
- Vzorek 540/4+190/2-4, 91 HBW,

Přehled metalografických snímků je přiložen v **příloze 7**. Srovnávaly se vzorky v litém stavu před (001) a po úpravě geometrie vtoku (004). U testovaných vzorků se naměřila téměř stejná tvrdost. V obou případech se jedná o převážně globulární primární fázi α (Al) s výskytem lamelárního eutektika. Na **obr. 42** jsou zřetelné černé shluky částice Mg_2Si .



Obr. 42 Vzorek 001.

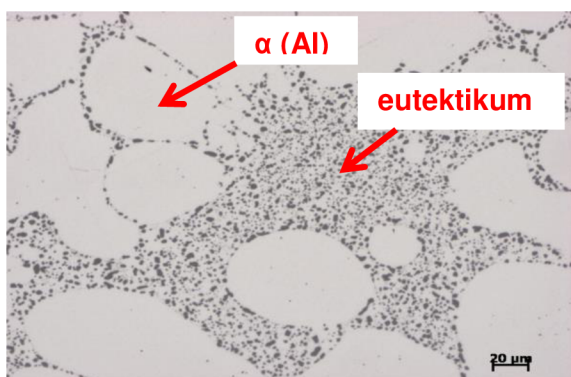
Šedé nepravidelné objekty, které jde pozorovat na **obr. 43**, jsou částice na bázi AlMnFe. Změna vtoku nemá vliv na vznik Mg_2Si .



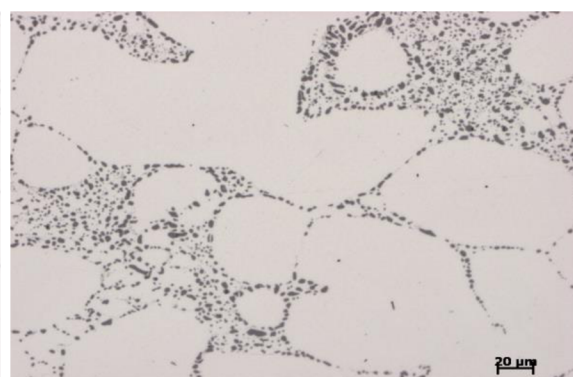
Obr. 43 Vzorek 004.

Z pohledu mikrostruktury není rozdíl mezi mikrostrukturou vzorku 001 a mikrostrukturou vzorku 004. Změna geometrie vtoku eliminuje vznik slévárenských vad v odlitku.

Při dalším porovnání se zkušel najít rozdíl mezi strukturou lité fáze a struktur získaných po určitém druhu tepelného zpracování. Zatímco v litém stavu je křemík lamelární u vzorků po tepelném zpracování se lamely křemíku zaoblí. Mikrostruktura vzorku při vytvrzování za studena (režim T4 vzorek 540/4-4) **obr. 44** ukazuje zaoblený tvar částic Si. Slitina AlSi7Mg0,3 není vhodná pro použití vytvrzování za studena.



Obr. 44 Vzorek 540/4-4

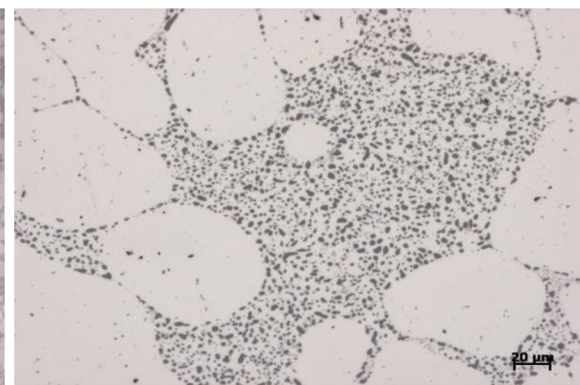


Obr. 45 Vzorek 540/4+180/13-4

Přetržení materiálu (režim T7, vzorek 540/4+180/13) dává vynikající výsledky v naměřené tvrdosti (90 HBW) navíc udržuje vysokou tažnosti. To je způsobeno dlouhou výdrží na teplotě vytvrzování, kdy dochází k precipitaci eutektika k hranicím zrn α (Al) **obr. 45**.



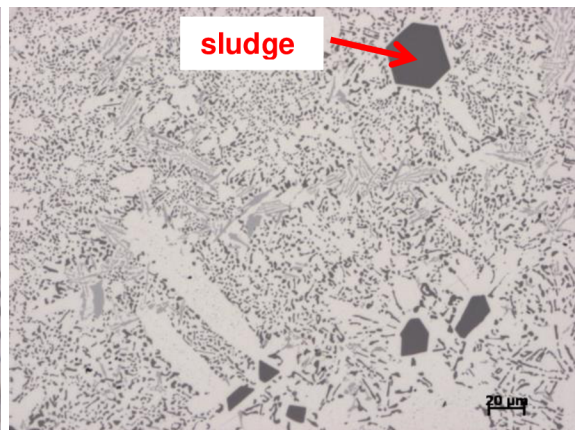
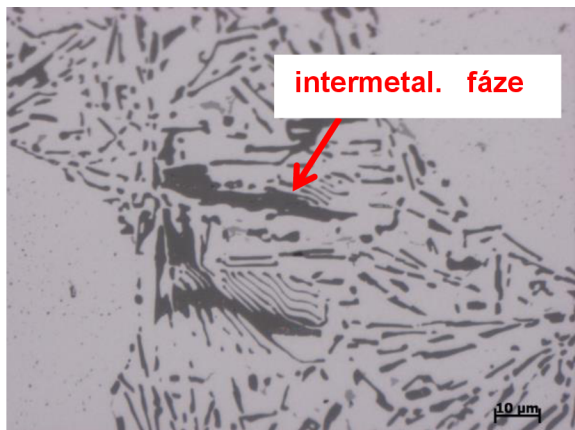
Obr. 46 Mikrostruktura vzorku při režimu tepelného zpracování T6.



Obr. 47 Rovnoměrné rozložení částic Si.

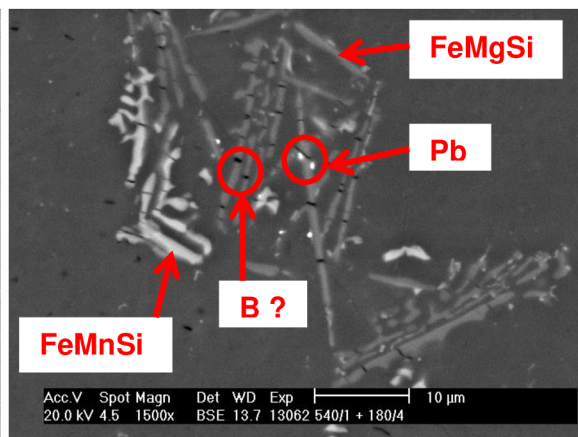
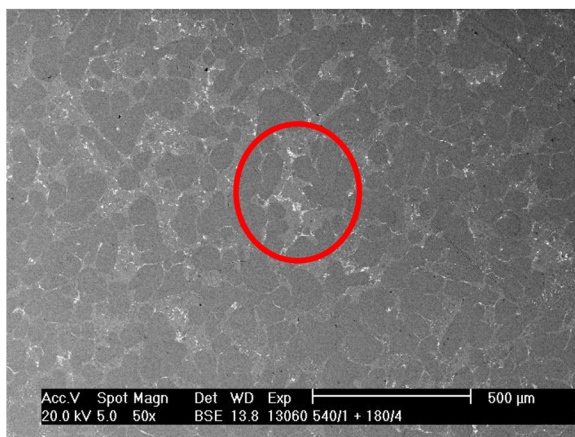
Ze zkoušení mechanických vlastností nejlépe vyšel vzorek režimu T6 označený jako 540/4+190/2-4 **obr. 46**. Eutektikum je po tepelném zpracování rovnoměrně rozložené v základní globulární matici α (Al) **obr. 47**. Není zde vidět precipitace Si částic na hranicích zrn či jejich zhrubnutí.

Vzorek 540/1+180/4-4 byl vybrán kvůli nejhorším mechanickým vlastnostem. Na mikrostrukturu **obr. 48** jde vidět, že vlivem krátkého času rozpouštěcího žíhání nedošlo k dokonalému rozpuštění intermetalických fází.



Obr. 48 Nedokonalé rozpuštění intermetalických fází. **Obr. 49** Kalové fáze.

Tím se zabránilo následnému precipitačnímu vytvrzení materiálu. Materiál obsahuje tzv. sludge, která jsou vyloučena jako velké částice **obr. 49** ve tvaru desek nebo jiných nepravidelných geometrických útvarů. Pro zkoumání vzorku pomocí SEM se vybral vzorek 540/1+180/4-4 **obr. 50**, který obsahuje intermetalické fáze a tzv. sludge, které se dají podrobně analyzovat **obr. 51**.



Obr. 50 Vzorek 540/1+180/4.

Obr. 51 Intermetalická fáze vzorku.

Světlá fáze obsahuje fázi FeMnSi, šedá fáze pak FeMgSi. Zářivě bílé tečky značí stopové množství olova. U černých částic se s velkou pravděpodobností jedná o Bór, jehož existence lze na elektronovém mikroskopu odhalit až při minimálním obsahu 20 %. Lze vyloučit, že se jedná o trhliny. Jde tedy o další fázi. Sludge nebyly detekovány pomocí zařízení SEM.

7 FRAKTOGRAFIE

Cílem pozorování lomové plochy vzorků, bylo určit přehled typických vad v odlitku, které mají vliv na porušení materiálu a zda se jedná o tvárný nebo křehký lom. Lomové plochy určené pro pozorování na zařízení SEM vznikly při zkouškách pevnosti v tahu. Prvotní výběr vzorků probíhal hodnocením lomových ploch na stereolupě. Z daného pozorování se nafotili příklady vzorků, které mohou být vhodné pro další pozorování na zařízení SEM. Pro každý charakteristický lom byl vybrán zástupce reprezentující konkrétní vadu v lomu.

7.1 Příprava vzorků

Jelikož vzorky pro tahovou zkoušku jsou velmi rozměrné, bylo nutné lomy nařezat na menší vzorky. Pro řezání vzorků se použila laboratorní kotoučová pila Labotom-3. Řezání bylo chlazeno chladicí emulzí pro zamezení tepelného ovlivnění vzorku. Vzorky po rozřezání byly očištěny lihem, osušeny a označeny dle označení zkušebního tělesa pro tahovou zkoušku.



Obr. 52 Rozmístění vzorků při snímání SEM.

Vzorky byly ustaveny do vhodné polohy pro snímání **obr. 52**. Roviny lomů byly zhruba ve stejné výšce, aby se usnadnilo zaostřování objektu.

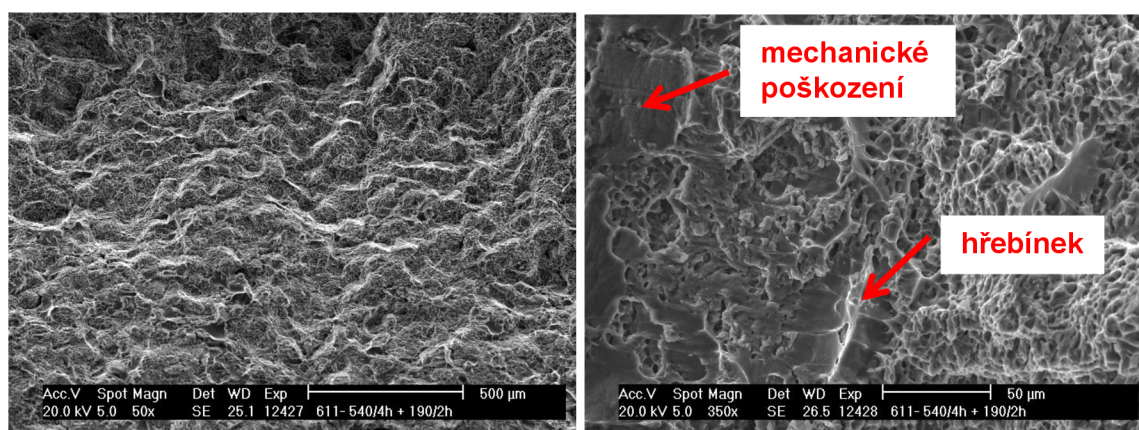
7.2 Výsledky ze SEM

Pro hodnocení lomů byl použit skenovací elektronový mikroskop Philips XL 30 SEM. Zdokumentováno bylo celkem 8 vzorků s rozdílným tepelným zpracováním **tab. 5**, které byly zprvu pozorovány na optické stereolupě a poté vybrány jako vhodné vzorky pro další pozorování na zařízení SEM **příloha 8**. Při orientační analýze lomové plochy se vybíraly co nejrovnější plochy povrchu lomu. Přesné analýzy se dá dosáhnout při zhotovení metalografických výbrusů.

Tab. 5 Přehled vzorků pozorovaných na optické stereolupě a zařízení SEM.

| Číslo vzorku | Druh tepelného zpracování |
|---------------|---|
| 540/4+180/4-2 | Rozpouštěcí žihání 540°C/4h. a vytvrzení za tepla 180°C/4h. |
| 550/4+180/4-3 | Rozpouštěcí žihání 550°C/4h. a vytvrzení za tepla 180°C/4h. |
| 500/6+180/4-3 | Rozpouštěcí žihání 500°C/6h. a vytvrzení za tepla 180°C/4h. |
| 550/2+180/4-1 | Rozpouštěcí žihání 550°C/2h. a vytvrzení za tepla 180°C/4h. |
| 540/1+180/4-1 | Rozpouštěcí žihání 540°C/1h. a vytvrzení za tepla 180°C/4h. |
| 540/3+180/4-1 | Rozpouštěcí žihání 540°C/3h. a vytvrzení za tepla 180°C/4h. |
| 540/4+160/2-3 | Rozpouštěcí žihání 540°C/4h. a vytvrzení za tepla 160°C/2h. |
| 540/4+190/2-1 | Rozpouštěcí žihání 540°C/4h. a vytvrzení za tepla 190°C/2h. |

Fraktografická analýza lomových ploch prokázala u všech vzorků jamkovitou morfologii s převládajícím typem transkrystalického tvárného porušení. Na vzorku 540/4+190/2-1 **obr. 53** je vidět přítomnost globulární struktury materiálu. Při větším rozlišení **obr. 54** jsou patrné jamky typické pro tvárný lom. Objekty tvarem podobné „hřebínkům“ mohou být znakem přítomnosti křehkého lomu. Při detailnějším prozkoumání se jedná o vytažení jamky vzniklé během tahové zkoušky.



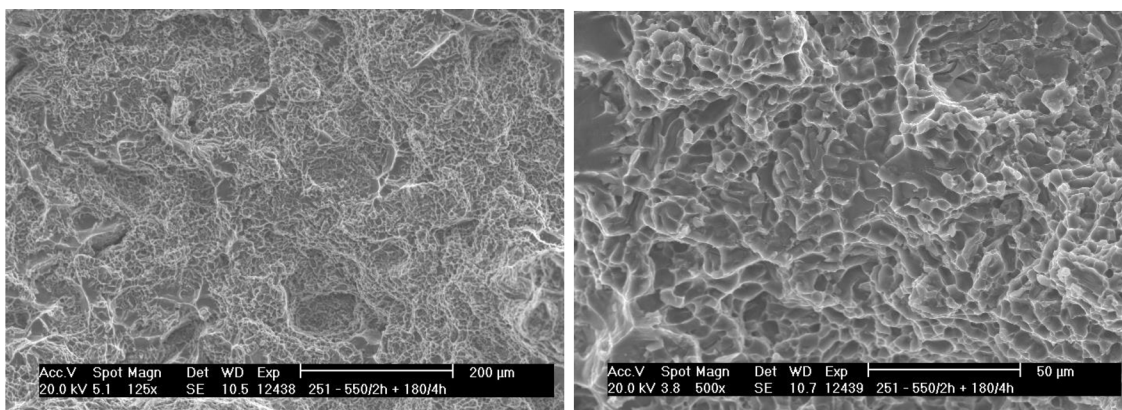
Obr. 53 Globulární struktura materiálu.

Obr. 54 Tvárný lom s vytaženými „hřebínky“.

V levé horní části snímku je patrné mechanické poškození vzorku, které vzniklo během pozdější manipulace se vzorkem. Nejedná se tedy o vadu materiálu. Celkový vzhled vzor-

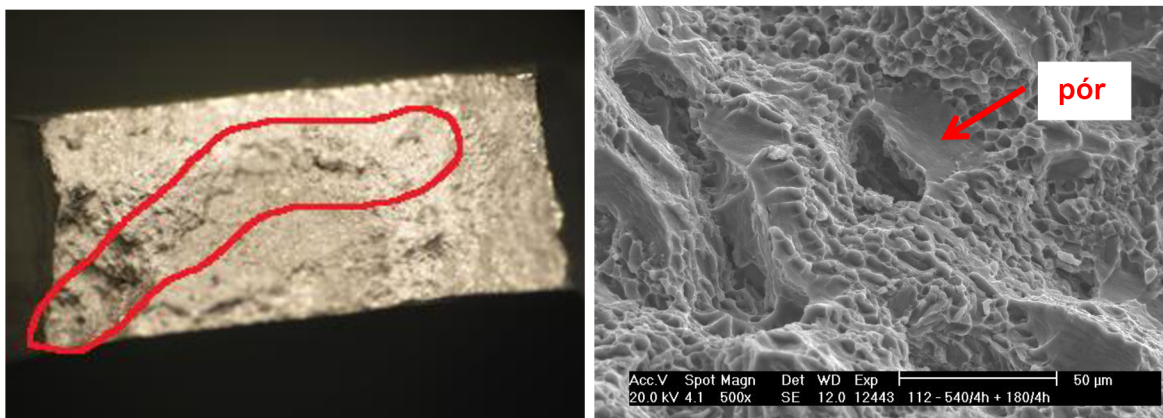
ku lze považovat za tvárný lom. Provedená analýza chemického složení “hřebínku” určila, že se jedná o primární fázi α (Al).

Tepelné zpracování 540/4+190/2-1 byl s ohledem na mechanické vlastnosti a tvrdost zvolen jako nejlepší režim tepelného zpracování. Na lomu nebyly patrné slévárenské vady typu oxidických plen, pórovitosti a ředin. Jednotlivá struktura byla nalezena i u vzorku 550/2+180/4-1 **obr. 55**. Tento vzorek ale neměl tak dobré mechanické vlastnosti. Důvodem může být nevhodné tepelné zpracování. V tomto případě působilo rozpouštěcí žíhání vyšší teplotou kratší dobu.



Obr. 55 Jednotlivá struktura vzorku 550/2+180/4-1.

Jako jediný zkoušený vzorek, který prokázal přítomnost trhlin a pórů byl vzorek 540/4+180/4-2. Snímek získaný na optické stereolupě naznačuje množství vad materiálu. Na **obr. 56** lze vidět část trhliny, která vychází z levého dolního rohu a směřuje do pravého horního rohu, po které se šířil lom.

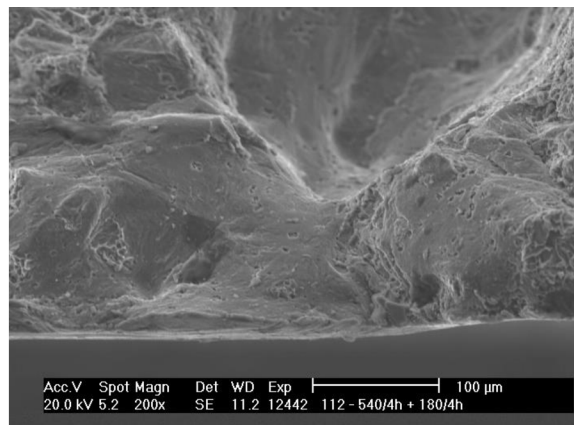
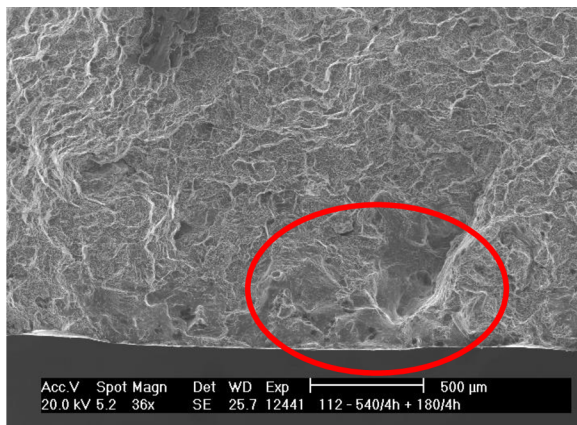


Obr. 56 Vzorek nasnímán na stereolupě.

Obr. 57 snímek pořízený na zařízení SEM zobrazující výskyt pórů.

Snímek **obr. 57** dokazuje přítomnost malých pórů. Póry byly nalezeny pouze u tohoto vzorku. U ostatních 7 vzorků nebyla pozorována pórovitost.

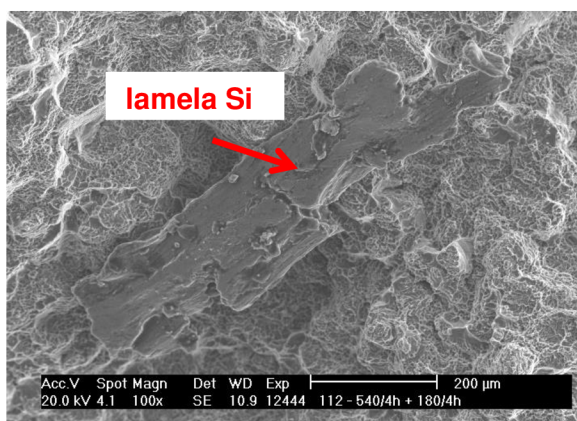
Ve spodní části vzorku **obr. 58** je vidět rozsáhlá dutina. Na **obr. 59** je zachycena hladká plocha materiálu, která předpovídá možnost výskytu bubliny. Plošnou analýzou se zjistila přítomnost křemíku s obsahem kolem 19 %.



Obr. 58 Dutina.

Obr. 59 Povrch dutiny.

Dále se u vzorku 540/4+180/4-2 našla na lomu lamela křemíku **obr. 60**. Vysoký obsah křemíku byl zjištěn bodovou analýzou. U prozkoumávání dalších lomových ploch se našlo velké množství těchto křemíkových desek. To vede k závěru, že během namáhání se primární fáze oddělila od hladkého povrchu lamel křemíku a vznikla tak trhlina, po které se šířil lom.

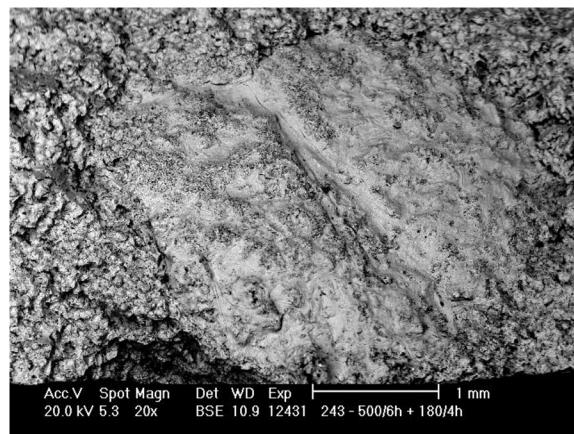
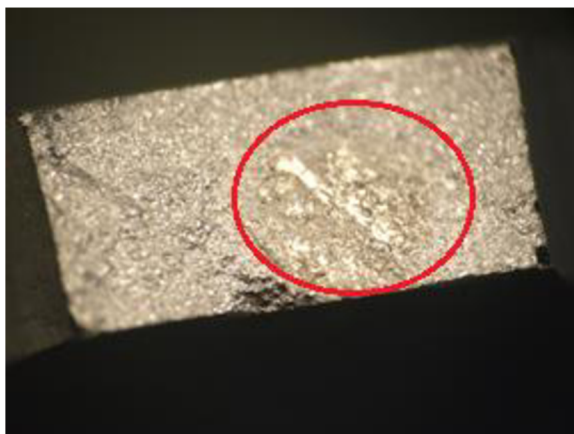


Obr. 60 Lamela křemíku.

Obr. 61 Křemíková fáze u vzorku 550/4+180/4-3.

To, že se po křemíkových fázích šíří trhlina, jde vidět na **obr. 61**. Struktura je složená z primární fáze hliníku, která tvoří jamky, které jsou houževnaté a tvoří tak tvárný lom. Oproti tomu na desce křemíkové fáze jsou vidět trhliny.

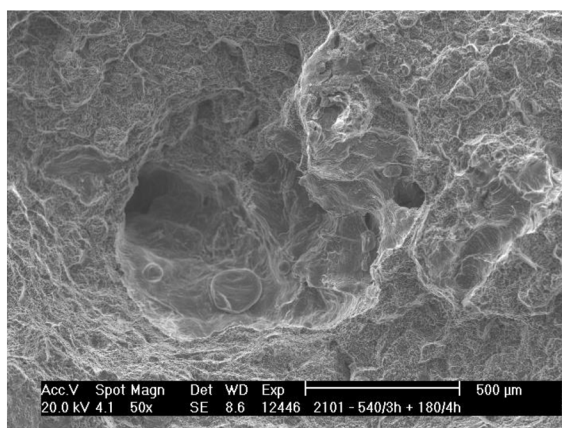
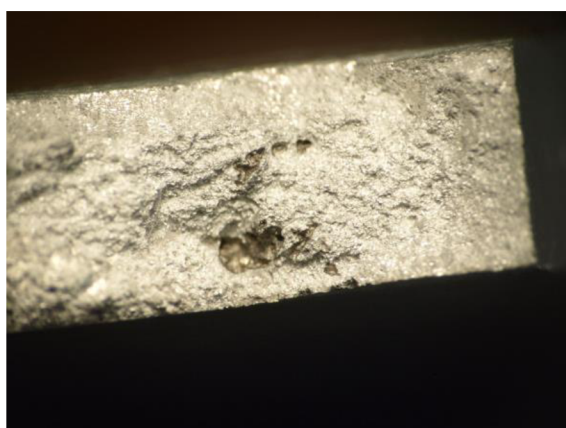
Zajímavá skutečnost byla zjištěna u vzorku 500/6+180/4-3 **obr. 62**, kde film na povrchu lomu se na stereolupě jeví jako oxidická plena. Při analýze pomocí BSE **obr. 63** se přítomnost oxidů nepotvrdila. Všeobecně pro všechny vzorky platí, že obsahují minimální zastoupení obsahu oxidických vměstků. Při plošné analýze vady byl zjištěn obsah hliníku společně s poměrně vysokým obsahem křemíku. Tato vada je přítomná na většině atypických lomů a je příčinou vzniku lomu.



Obr. 62 Zobrazení vady na stereolupě (zvětšeno 40x).

Obr. 63 BDS analýza vady vzorku 500/6+180/4-3.

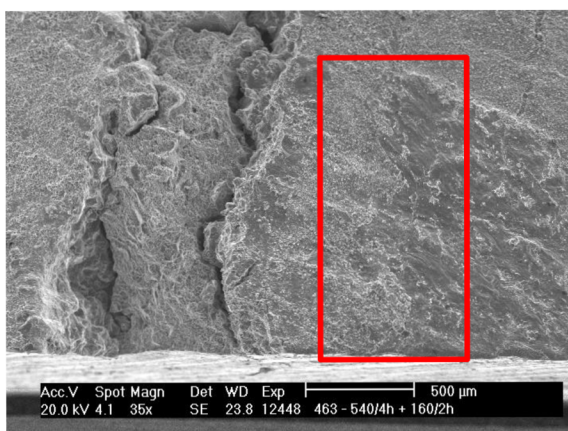
Vada typu bubliny se objevila na vzorku 540/3+180/4-1 **obr. 64**. Jedná se o makroskopickou bublinu, která je vidět bez nutnosti použití mikroskopu či lupy. Při zobrazení na zařízení SEM **obr. 65** se zjistila přítomnost kuliček materiálu uvnitř bubliny. Při chemickém rozboru bylo zjištěno, že materiál povrchu bubliny a kuliček uvnitř je stejný. Tím se vyloučila přítomnost vměstků.



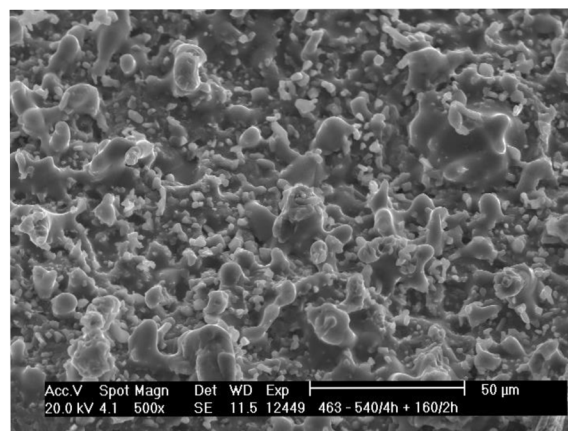
Obr. 64 Makroskopická bublina viditelná okem (zvětšeno 40x).

Obr. 65 Kuličky materiálu uvnitř bubliny.

Dalším zkoumaným vzorkem byl vzorek 540/4+160/2-3. Bližší pohled na trhlinu v místě lomové plochy ukazuje **obr. 66**, zde je vidět, jak trhlinu vzniklou při tuhnutí materiálu zalila stále kapalná fáze přítomná v polotovaru.



Obr. 66 Pohled na trhlinu ve vzorku.



Obr. 67 Povrch nespojeného vzorku.

V pravé části snímku jde vidět rozdílný povrch lomové plochy. Při detailu světlejšího povrchu **obr. 67** se nejedná o lom, vzniklý vlivem přetržení tahové zkoušky. Jde o povrch 2 nespojených částí vzorku.

8 ZÁVĚR

Testování tepelného zpracování se provádělo v sérii po 4 odlitcích v různé variantě výrobní metody SEED. Výzkum se zabýval:

- Testováním teploty rozpouštěcího žíhání 500°C, 520°C, 530°C, 540°C a 550°C.
- Testováním prodlevy rozpouštěcího žíhání 1, 2, 3, 4 a 6 hodin.
- Testováním teploty vytvrzování 150°C, 160°C, 170°C, 180°C, 190°C a 200°C.
- Testováním prodlevy vytvrzování 2, 3, 4, 6, 8 a 13 hodin.

Vizuálním zhodnocením odlitků po tepelném zpracování se zjistilo že:

- Na výskyt puchýřů má vliv teplota rozpouštěcího žíhání, čím vyšší je teplota rozpouštěcího žíhání, tím je na povrchu odlitku větší počet puchýřů.
- Následné vytvrzování (za tepla nebo za studena) nemá na vznik puchýřů vliv.

Vliv mazadla na vznik puchýřů a mechanické vlastnosti:

- Druh mazadla nemá vliv na výsledné mechanické vlastnosti.
- Při použití mazadla B vznikal menší počet puchýřů na povrchu vtoku.

Vyhodnocením mechanických vlastností se zjistilo:

- Nejvhodnější tepelné zpracování pro získání maximálních mezí pevnosti je režim T6 s teplotou rozpouštěcího žíhání 540°C s prodlevou 4 hodiny a teplotou následného vytvrzování 190°C s prodlevou 2 hodiny.

Pro ověření mechanických vlastností tepelného zpracování (540°C/4hod.+190°C/2 hod.) se provede ověřovací série na 10 kusech odlitků vyrobených za stejných podmínek.

SEZNAM POUŽITÝCH ZDROJŮ

1. ZELNÍČKOVÁ, M. *Odlévání slitin hliníku v polotuhém stavu*, Brno, 2014. Bakalářská práce. Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství.
2. CÔTÉ, P., S. MIDSON a G. PUCCELLA. *High-integrity, low-cost aluminum components produced by semi-solid casting*. SAE International [online]. 2015 [cit. 2016-05-05]. Dostupné z: <http://articles.sae.org/14304/>
3. *Reologické vlastnosti biologických struktur*. Patobiomechanika a Patokinesiologie [online]. [cit. 2016-05-05]. Dostupné z: http://biomech.ftvs.cuni.cz/pbpbk/kompendium/biomechanika/vlastnosti_reologicke.php
4. AIŠMAN, A. *Vyvinutí technologie tváření velmi malých součástí v tixotropním stavu*. Plzeň, 2014. Disertační práce. Západočeská univerzita v Plzni, Fakulta strojní.
5. Kaufmann, H., Uggowitz, P.J. (2007): *Metalurgy and Processing of High-integrity Light Metal Pressure Castings*, Berlin, Schiele-Schön, 2007, ISBN 3-7949-0754.
6. Ostermann, F. (1998): *Anwendungstechnologie Aluminium*, Berlin, Springer, ISBN 3-540-62706-5.
7. PAYANDEH, M. *Rheocasting of Aluminium Alloys: Slurry Formation, Microstructure, and Properties* [online]. Jönköping, Sweden, 2015 [cit. 2016-05-05]. Dostupné z: <http://hj.diva-portal.org/smash/get/diva2:800320/FULLTEXT02.pdf>. Diplomová práce. JÖNKÖPING UNIVERSITY.
8. JI, S., Z. FAN a M.J. BEVIS. *Semi-solid processing of engineering alloys by a twin-screw rheomoulding process*. Materials Science and Engineering [online]. 2001, 210-217 [cit. 2016-04-18]. Dostupné z: http://www.brunel.ac.uk/___data/assets/pdf_file/0010/295183/Semi-solid-processing.pdf
9. DOUTRE, D., aj. *The SEED Process for Semi-Solid Forming*. In: [online]. 2004 [cit. 2014-02-27]. Dostupné z: [http://www.ingot.alcan.com/ingot/AlcanAluIngot.nsf/02da4814888991a785256a48000254cc/e89904699ed30c64852570070059f18b/\\$FILE/SEED%202.pdf](http://www.ingot.alcan.com/ingot/AlcanAluIngot.nsf/02da4814888991a785256a48000254cc/e89904699ed30c64852570070059f18b/$FILE/SEED%202.pdf)
10. FUJDA, M. a kolektiv. *Vplyv tepelného spracovania a intenzívnej plastickej deformácie na mikroštruktúru a tvrdosť podeutektických silumínov*. Hutnické listy [online]. 2009, 2009(1), 14-19 [cit. 2016-02-08]. Dostupné z: http://www.hutnickelisty.cz/userdata/articles/11/hl1_2009-2_vplyv-tepelneho-spracovania-a-intenzivnej-plastickej-deformacie-na.pdf
11. MICHNA, Š. a kolektiv. *Encyklopedie hliníku*. 1. Prešov: Adin, s. r. o., 2005. ISBN 80-89041-88-4.

12. ROSSO, M. *Thixocasting and rheocasting technologies, improvements going on*. Journal [online]. 2012, roč. 2012, č. 54 [cit. 2014-02-27]. Dostupné z: http://www.journalamme.org/papers_vol54_1/54112.pdf
13. BRYKSÍ, V. *Rheocasting otevírá nové možnosti tlakově litéch odlitků*. MM Průmyslové spektrum [online]. 2014, 2014(1) [cit. 2016-04-06]. Dostupné z: <http://www.mmspektrum.com/clanek/rheocasting-otevira-nove-moznosti-tlakove-litych-odlitku.html>
14. COTÉ, P. a G. PUCELLA. *SEED RHEOCASTING: A RELIABLE ROUTE TO PREMIUM GRADE SEMI-SOLID FEEDSTOCK*. Materials Science & Technology [online]. 2013, 1-7 [cit. 2016-02-07]. Dostupné z: <http://www.programmaster.org/PM/PM.nsf/ApprovedAbstracts/2AE0EF21DE2EA55285257B3C0053BE64?OpenDocument>
15. LANGLAIS, J. a A. LEMIEUX. *Development of a Versatile Rheocasting Technology* [online]. SAE International, 2005 [cit. 2015-11-01]. Dostupné z: <http://papers.sae.org/2006-01-0841/>
16. ROUČKA, J. *Metalurgie neželezných slitin*. 1. vyd. Brno: Akademické nakladatelství CERM, 2004, 148 s. ISBN 80-214-2790-6.
17. VOJTĚCH, D. *Kovové materiály*. 1. vyd. Vysoká škola chemicko-technologická v Praze : Praha, 2006. 185 s. ISBN 80-7080-600-1.
18. JORSTAD, J. L. a W. M. RASMUSSEN. *Aluminum casting technology*. 2. Illinois: American Foundrymen's Society, 1993. ISBN 0-87433-157-9.
19. MÖLLER, H., G. Govender GOVENDER a W.E. STUMPF. *The T6 Heat Treatment of SemiSolid Metal Processed Alloy A356*. The Open Materials Science Journal [online]. 2010,2(1), 6-10 [cit. 2016-02-09].DOI:2174/1874088X00802010006. Dostupné z: https://www.researchgate.net/publication/250144007_The_T6_Heat_Treatment_of_SemiSolid_Metal_Processed_Alloy_A356
20. KRAUS, V. *TEPELNÉ ZPRACOVÁNÍ A SLINOVÁNÍ* [online]. In: . s. 226 [cit. 2016-05-05]. Dostupné z: <file:///C:/Users/Uzivatel/Desktop/TZSprcelk.pdf>
21. *Optimisation of the T6 heat treatment of rheocast alloy A356*. The Open Materials Science Journal [online]. , 1-19 [cit. 2016-02-09]. Dostupné z: <http://citeseerx.ist.psu.edu/viewdoc/download?doi=10.1.1.573.8093&rep=rep1&type=pdf>
22. DEWHIRST, B., A. *OPTIMIZATION OF THE HEAT TREATMENT OF SEMI SOLID PROCESSED A356 ALUMINUM ALLOY* [online]. Worcester, 2005 [cit. 2016-05-15]. Do-

stupné z: <https://www.wpi.edu/Pubs/ETD/Available/etd-111705-111503/unrestricted/bdewhirst.pdf>. Diplomová práce. Worcester Polytechnic Institute.

23. BRYKSÍ STUNOVÁ, B. a V. BRYKSÍ. Puchýře při lití metodou reocasting? Slévárství.2015, 58(11-12).

24. Laboratoř biomechaniky člověka. *Laboratoř mechanických zkoušek* [online]. [cit. 2016-04-06]. Dostupné z: <http://www.biomechanika.cz/departments/19?locale=cz>

25. *Mechanické zkoušky*. In: *Sssebrno.cz* [online]. [cit. 2016-04-06]. Dostupné z: http://www.sssebrno.cz/files/ovmt/tahova_zkouska.pdf

26. *Zkoušky tvrdosti* [online]. In: . s. 12 [cit. 2016-05-05]. Dostupné z: http://www.ateam.zcu.cz/Zkousky_tvrlosti.pdf

SEZNAM POUŽITÝCH ZKRATEK A VZORCŮ

| | |
|-------------------------|--|
| A | Tažnost [%] |
| BSE | Detektor zpětně odražených elektronů |
| ČIA | Český institut pro akreditaci |
| DI | Dichte Index [%] |
| F | Vzorek bez tepelného zpracování |
| HB | Tvrdoost měřená ocelovou kuličkou |
| HBW | Tvrdoost měřená wolframovou kuličkou |
| NADCA | North American Die Casting Association |
| Rm | Mez pevnosti [MPa] |
| Rp0,2 | Mez kluzu [MPa] |
| R.Ž. | Rozpouštěcí žíhání |
| SEED | Swirled Enthalpy Equilibration Device |
| SEM | Skenovací elektronový mikroskop |
| SSM | Semi-solid metal = odlévání v polotuhém stavu |
| TZ | Tepelné zpracování |
| | |
| dF_s/dT | Citlivost pevné frakce |
| $(p1.V1)/T1=(p2.V2)/T2$ | Stavová rovnice |
| $Rm=k.HB$ | Lineární závislost mezi mezí pevnosti a tvrdostí |

SEZNAM PŘÍLOH

| | |
|-----------|--|
| Příloha 1 | Spektrální analýza chem. složení slitiny před úpravou a po úpravě vtoku. |
| Příloha 2 | Přehled označení vzorků a jejich tepelné zpracování. |
| Příloha 3 | Počet puchýřů na odlitku při různém rozpouštěcím žíhání. |
| Příloha 4 | Hodnoty zjištěné při tahové zkoušce. |
| Příloha 5 | Příklady výstupu z tahové zkoušky. |
| Příloha 6 | Převodní tabulka mezi tvrdostí a mezí kluzu. |
| Příloha 7 | Mikrostruktura vybraných vzorků. |
| Příloha 8 | Snímky ze stereolupy a zařízení SEM. |