

# Možnosti využití difúzního svařování při tvorbě homogenních spojů mezi vybranými typy QP a TRIP ocelí

## Diplomová práce

*Studijní program:*

N2301 Strojní inženýrství

*Studijní obor:*

Strojírenská technologie a materiály

*Autor práce:*

**Bc. Marina Cebanu**

*Vedoucí práce:*

doc. Ing. Jaromír Moravec, Ph.D.  
Katedra strojírenské technologie

*Konzultant práce:*

Ing. Bc. Martin Švec, Ph.D.  
Katedra strojírenské technologie





## Zadání diplomové práce

# Možnosti využití difúzního svařování při tvorbě homogenních spojů mezi vybranými typy QP a TRIP ocelí

*Jméno a příjmení:* **Bc. Marina Cebanu**  
*Osobní číslo:* S17000232  
*Studijní program:* N2301 Strojní inženýrství  
*Studijní obor:* Strojírenská technologie a materiály  
*Zadávací katedra:* Katedra strojírenské technologie  
*Akademický rok:* **2019/2020**

### Zásady pro vypracování:

1. Seznamte se teoreticky s principem a podstatou difúzního svařování.
2. Seznamte se teoreticky s ocelmi typu QP a TRIP.
3. Provedte rešerši o podstatě difúze, možnostech a aplikačním využití difúzního svařování.  
Zaměřte se na rešerši o svařování ocelí typu QP a TRIP.
4. Seznamte se s možnostmi a obsluhou teplotně napětového simulátoru Gleeble 3500.
5. Navrhněte a realizujte experimentální program pro difúzní svařování vybraných materiálů.
6. Provedte vyhodnocení experimentů s ohledem na intenzitu difúze a kvalitu difúzního spojení mezi svařovanými díly.
7. Pevnost vytvořených vzorků vyzkoušejte pomocí mechanických zkoušek.
8. Výsledky zpracujte, proveďte zhodnocení a diskuzi výsledků.



*Rozsah grafických prací:*  
*Rozsah pracovní zprávy:*  
*Forma zpracování práce:*  
*Jazyk práce:*

tabulky, grafy  
cca 50 stran  
tištěná/elektronická  
Čeština



### **Seznam odborné literatury:**

- [1] KAZAKOV, N. *Difuzní svařování*. Praha: SNTL – Nakladatelství technické literatury, 1983.  
[2] MORAVEC, J. *Teorie svařování a pájení II: speciální metody svařování*. Liberec: Technická univerzita v Liberci, 2009. ISBN 978-80-7372-439-9.  
[3] MORAVEC, J. a J. BRADÁČ. *Možnosti a využití teplotně-napětového simulátoru Gleeble při výzkumu technologické zpracovatelnosti materiálů*. Liberec: Technická univerzita, 2014. ISBN 978-80-7494-138-2.  
[4] KOUKAL, J., SCHWARZ, D. a J. HAJDÍK. *Materiály a jejich svařitelnost*. Ostrava: Český svářečský ústav, 2009. ISBN 978-80-248-2025-5.  
[5] PATEL, K. *Possibilities of using metallic interlayers during diffusion welding of Ti and Steel AISI 316L*. Liberec, 2018. Diplomová práce. Technická univerzita v Liberci.

*Vedoucí práce:* doc. Ing. Jaromír Moravec, Ph.D.  
Katedra strojírenské technologie

*Konzultant práce:* Ing. Bc. Martin Švec, Ph.D.  
Katedra strojírenské technologie

*Datum zadání práce:* 31. října 2019  
*Předpokládaný termín odevzdání:* 7. června 2021

prof. Dr. Ing. Petr Lenfeld  
děkan

L.S.

doc. Ing. Jaromír Moravec, Ph.D.  
vedoucí katedry

## Prohlášení

Prohlašuji, že svou diplomovou práci jsem vypracovala samostatně jako původní dílo s použitím uvedené literatury a na základě konzultací s vedoucím mé diplomové práce a konzultantem.

Jsem si vědoma toho, že na mou diplomovou práci se plně vztahuje zákon č. 121/2000 Sb., o právu autorském, zejména § 60 – školní dílo.

Beru na vědomí, že Technická univerzita v Liberci nezasahuje do mých autorských práv užitím mé diplomové práce pro vnitřní potřebu Technické univerzity v Liberci.

Užiji-li diplomovou práci nebo poskytnu-li licenci k jejímu využití, jsem si vědoma povinnosti informovat o této skutečnosti Technickou univerzitu v Liberci; v tomto případě má Technická univerzita v Liberci právo ode mne požadovat úhradu nákladů, které vynaložila na vytvoření díla, až do jejich skutečné výše.

Současně čestně prohlašuji, že text elektronické podoby práce vložený do IS/STAG se shoduje s textem tištěné podoby práce.

Beru na vědomí, že má diplomová práce bude zveřejněna Technickou univerzitou v Liberci v souladu s § 47b zákona č. 111/1998 Sb., o vysokých školách a o změně a doplnění dalších zákonů (zákon o vysokých školách), ve znění pozdějších předpisů.

Jsem si vědoma následků, které podle zákona o vysokých školách mohou vyplývat z porušení tohoto prohlášení.

25. května 2021

Bc. Marina Cebanu

### **Poděkování**

Ráda bych poděkovala svému vedoucímu diplomové práce doc. Ing. Jaromíru Moravcovi, Ph.D. za cenné rady a velice přínosnou pedagogickou a odbornou pomoc, a takže za cenné rady v metodické oblasti zpracování mé diplomové práce.

Diplomová práce byla podpořena Studentskou grantovou soutěží Technické univerzity v Liberci v rámci řešení projektu SGS-2019-5015 "Výzkum a vývoj pro inovace materiálů a výrobních technologií s aplikačním potenciálem ve strojírenství".

### **Abstrakt**

Diplomová práce je zaměřená na difúzní svařování dvou homogenních materiálů. Hlavním cílem bylo najít co nejoptimálnější technologické parametry pro difúzní svařování homogenních konstrukčních ocelí. Hledanými svařovacími parametry byly svařovací tlak respektive přítlačná síla, teplota a čas svařování. Parametry museli být zvoleny tak, aby bylo dosaženo plně difúzního spoje v celém průřezu vzorku. Nalezením správných technologických parametrů je možné získat vyhovující mechanické vlastnosti samotného spoje, a tím jeho využití v praxi. Difúzní svařování probíhalo v teplotně napěťovém simulátoru Gleeble 3500.

### **Klíčová slova:**

diplomová práce, difúzní svařování, napěťový simulátor Gleeble 3500, homogenní materiály, oceli TRIP a QP

### **Abstract**

The master thesis is focused on diffusion welding of two homogeneous materials. The main goal was to find the most optimal technological parameters for diffusion welding of homogeneous structural steels. The welding parameters we looked for were welding pressure, respectively pressing force, temperature and welding time. The parameters must be chosen so that there is a fully diffuse joint in the whole cross-section of the sample. By finding the right technological parameters, it is possible to obtain suitable mechanical properties of individual joint and thus its use in practice. Diffusion welding took place in a temperature-stress simulator Gleeble 3500.

### **Key words:**

master thesis, diffusion welding, Gleeble 3500 stress simulator, homogeneous materials, TRIP and QP steels

## Obsah

1.	Úvod.....	11
2.	Teoretická část .....	12
2.1	Difúzní svařování .....	12
2.1.1	Difúze.....	14
2.1.2	Fickovy zákony.....	14
	První Fickův zákon .....	15
	Druhý Fickův zákon.....	15
2.1.3	Faktory ovlivňující difúzi .....	17
	Teplota .....	17
	Čas svařování .....	18
	Tlak při svařování .....	19
2.1.4	Vliv čistoty a drsnosti povrchu při difúzním svařování.....	19
2.1.4	Drsnost povrchu svařovaných součástí .....	21
2.2	Mechanismus vzniku spoje.....	22
2.3	Svařovací zařízení.....	24
2.3.1	Ohřev pomocí elektrického odporu .....	25
2.3.2	Indukční ohřev .....	25
2.4	Výhody a nevýhody difúzního svařování .....	27
3.	TRIP a QP oceli .....	28
3.1	TRIP oceli.....	28
3.1.1	Vlastnosti ocelí TRIP .....	29
	Uplatnění ocelí v automobilech .....	30
3.2	Q-P proces .....	31
3.2.1	Podstata procesu .....	32
3.2.2	Vliv rychlosti ochlazování .....	34

4.0 Teplotně napěťový simulátor Gleeble 3500 .....	35
5.0 Experimentální část .....	37
5.1 Popis použitých zkušebních materiálů .....	37
5.2 Návrh experimentů .....	39
5.2.1. Příprava vzorku a experimentu .....	40
5.2.2. Provedení Kaskádových testů .....	42
5.2.3. Stanovení teplotní závislosti hodnoty přítlačné síly .....	44
5.2.4. Optimalizace parametrů difúzního svařování .....	46
5.2.5 Druhá fáze optimalizace difúzních parametrů .....	51
5.2.6 Finální optimalizace difúzních parametrů .....	55
5.2.7 Stanovení mechanických vlastností difúzních spojů .....	60
6. Diskuze výsledků .....	64
7. Závěr .....	67
Použitá Literatura .....	68
Seznam obrázků .....	72
Seznam tabulek .....	76
Seznam příloh .....	76
A Obrázky vyhodnocení kaskádových testů .....	76

## Seznam použitých zkratk a symbolů

Symbol	Název	Jednotka
MMP	moskevský technologický institut	-
SDVU-1, SDVU-2	zařízení pro difúzní svařování	-
ČSN	česká technická norma	-
EN	evropská norma	-
ISO	mezinárodní organizace pro normalizaci (International Organization for Standardization)	-
°C	stupeň celsia	-
$T_t$	teplota tavení	[K]
D	difúzní koeficient při teplotě T	[m <sup>2</sup> . s <sup>-1</sup> ]
$D_0$	teplotně nezávislá konstanta	[m <sup>2</sup> . s <sup>-1</sup> ]
Q	aktivační energie difuze	[J.mol <sup>-1</sup> ]
T	absolutní teplota	[K]
k	Boltzmannová konstanta	1,38 [J.K <sup>-1</sup> ]
$T_{sv}$	svařovací teplota	°C
$T_{tav}$	teplota tavení	°C
$T_m$	teplota tání	°C
x	difúzní dráha	[mm]
t	čas	[s]
c	konstanta	-
j	směr difúzního toku	[mol .m <sup>-2</sup> . s <sup>-1</sup> ]
grad c	gradient	[vektorová matematická operace]
n	počet molů	[mol]
c	konstanta	-
Pa	pascal	-
Q	jouleovo teplo	[J]
R	elektrický odpor	[Ω]
I	okamžitá hodnota proudu	[A]
t	doba průchodu elektrického proudu	[s]
k	materiálová konstanta	[m.C.T -1.Ω-1]
ρ	měrný odpor	[Ω.m]
f	kmitočet	[Hz]
B	magnetická indukce	[T]
TRIP	Transformation Inducted Plasticity	-
QP	quenching and partitioning	-
Ms	martenzit start	-
Mf	martenzit finish	-
PT	Partitioning temperature	-

QT	Partitioning temperature	-
Ra	střední aritmetická odchylka profilu	[ $\mu\text{m}$ ]
Rz	výška nerovnosti profilu z deseti bodů	[ $\mu\text{m}$ ]
Ry	maximální nerovnost profilu	[ $\mu\text{m}$ ]
Rm	mez pevnosti	[MPa]
Rp0,2	mez kluzu při hodnotě protažení 0,2%	[MPa]
A	tažnost	[%]
Ag	homogenní tažnost	[%]
$\Delta l$	délkové prodloužení	[mm]
R2	interval spolehlivosti	-
$R_e$	mez kluzu	[MPa]
F	síla	[N]
$\sigma$	normálové napětí	[Pa]
kgf	kilogram force	1kgf = 9,80665 N
HV	tvrdost	[MPa]
D0	průměr zkušebního vzorku	[mm]



# 1. Úvod

Historii svařování lze datovat od doby prvních pokusů člověka při tepelném zpracování kovu zhruba již k roku 4000 před naším letopočtem a nejranější příklady se objevily v době bronzové. Egypťané a lidé z východního středomoří se kolem roku 1000 před naším letopočtem naučili svařovat s vyrábět železné nástroje, což dokládají různé nálezy archeologů. Ve středověku, kdy se dále rozvinulo kovářství, bylo vyrobeno mnoho předmětů tzv. kovářským svařováním, kdy se oba spojované předměty zahřejí na požadovanou teplotu a skovají dohromady. Svařování, tak jak je známe dnes, bylo objeveno až v 18. století. [1,2]

Koncem 19. století bylo na počátku svého vývoje svařování plamenem a obloukové svařování, které se stalo ve 20. století dominantní. Zrychlený vývoj svařování nastal především během první a druhé světové války. Speciální metody svařování využívající plasmu, laser i elektronový paprsek byly vyvinuty až ve druhé polovině 20. století a posledním velkým rozmachem ve vývoji svařování je metoda třetího svařování promíšením vyvinutá v 90. letech minulého století. [1]

Stroje, přístroje a nástroje, které by byly schopné spolehlivě pracovat při vysokých a nízkých teplotách, v agresivním prostředí, při různých technologických podmínkách nebo dokonce ve vesmíru, by bylo nemožné vyvinout bez moderního vývoje a nauky. Aby bylo možné spojit různé slitiny kovových materiálů dohromady nebo i různé materiály s kovem jako například sklo, keramika, grafit aj., by běžné metody svařování nestačily. Tuhle problematiku vyřešil v Sovětském svazu doktor Nikolaj Fedotovič Kazakov z Moskevského technologického institutu MMP, který byl sovětským vědcem v oblasti svařovacích procesů, metalurgie a technologie kovů. N. F. Kazakov v roce 1953 vyvinul svařování ve vakuu a kolem roku 1956 si SSSR poprvé patentovalo difúzní svařování. V zemích jako například Německo, Francie, Belgie, Velká Británie a USA byla metoda difúzního svařování patentovaná mezi lety 1961 a 1966. Moskevský kombinát tvrdých slitin nechal v roce 1956 zhotovit první zařízení pro difúzní svařování ve vakuu a jednalo se o zařízení s názvem SDVU-1 a SDVU-2. Sériová výroba se uskutečnila v roce 1957 v Saratově a Tbilisi. V roce 1990 bylo v SSSR v průmyslu a výzkumu aktivně zapojeno okolo 1100 těchto zařízení, která se lišila různou konstrukcí, odlišnými zdroji ohřevu nebo dosahovali nízkého, středního, případně vysokého vakua. [1,23]

## 2. Teoretická část

Svařovací proces slouží k vytvoření nerozebíratelného a hlavně trvalého spojení dvou a více součástí. Hlavním požadavkem procesů je vytvoření takových technologických podmínek, při kterých je umožněn vznik mezi atomové vazby. [5]

Většina svařovacích metod vyžaduje vysoké lokální teploty, aby bylo možné kovy spojit dohromady. Svařovací metodu většinou označuje způsob ohřevu materiálu. Metody svařování jsou například svařování plamenem, obloukové metody svařování, svařování s vysokou hustotou výkonu v odporové ploše a spousta dalších. Ke vzniku spoje se ale nevyužívá jen teplo ale také tlak, popřípadě pouze tlak. Dá se říct, že je potřeba dodat dostatečné množství energie buď ve formě tepla, nebo ve formě tlaku, případně kombinací obojího. Obecně platí závislost, že čím vyšší působí tlak tím méně je potřeba vést tepla a naopak. Veškeré metody svařování jsou pak ve shodě s normou ČSN EN ISO 4063 definovány číselným značením a jsou rozděleny do šesti základních skupin. [5,16]

### 2.1 Difúzní svařování

Difúzní svařování je proces, při kterém jsou součásti v těsném kontaktu za kontrolovaného tlaku a v určeném čase ohřívány na danou teplotu. Tyto podmínky umožní při místní plastické deformaci a maximálním přiblížení povrchů difuzi atomů mezi dvěma spojovanými částmi, což zajistí vysokou pevnost spoje. Difuze hraje hlavní roli, jak při dějích k nimž dochází v materiálu, tak při difúzním svařování. Difúzní svařování v tuhém stavu je způsob dosažení monolitického spojení vznikem vazeb na atomové úrovni. Spojení vzniká v důsledku lokální plastické deformace a při zvýšené teplotě, které zaručuje vzájemnou difúzi v místech kde se materiály stýkají. [6,11]

Difúzní svařování rozdělujeme na čtyři druhy, které jsou rozepsány v tabulce 1 a následně zobrazeny na obrázku 1. [11]

**Tabulka 1:** Způsoby difúzního svařování a) svařování stejných materiálů bez mezivrstvy b) svařování stejných materiálů s mezivrstvou c) svařování nesterjých materiálů bez mezivrstvy d) svařování nesterjých materiálů s mezivrstvou

a) svařování stejných materiálů bez mezivrstvy	b) svařování stejných materiálů s mezivrstvou
c) svařování různých materiálů bez mezivrstvy	d) svařování nesterjých materiálů s mezivrstvou

**Obrázek 1:** Způsoby difúzního svařování a) svařování stejných materiálů bez mezivrstvy b) svařování stejných materiálů s mezivrstvou c) svařování nesterjých materiálů bez mezivrstvy d) svařování nesterjých materiálů s mezivrstvou. [33]

Mezivrstva je přechodový materiál, který se dobře spojuje s oběma svařovanými materiály. Mezivrstva zlepšuje proces difúze, plastické tečení a hlavně schopnost přizpůsobit se povrchu. Mezivrstva se nanáší ve formě tenké fólie, galvanického nebo stříkaného povlaku, prášků. Pro tvorbu mezivrstvy u materiálu na bázi železa se nejčastěji používají plastické kovy jako Ni a Cu. V některých případech se pomou použít také Ti, V, Cr, Co. Dá se říct, že celkově zlepšuje kvalitu spoje. [11,28]

Vlastnosti mezivrstvy jako druh, kvalita, tloušťka a geometrické rozměry se podílí na pevnosti a houževnatosti spoje. Kvalitu svařovaného spoje se dá následně ověřit různými zkouškami, a to jak destruktivními tak nedestruktivními. Základní parametry se dají v praxi ověřit rázovou zkouškou v ohybu nebo tahu. Velmi důležité je posouzení celistvosti, a tím i kvality svarového spoje. [11]

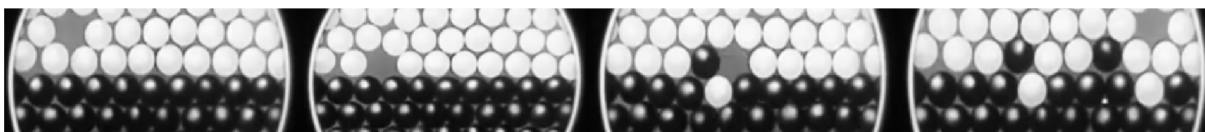
### 2.1.1 Difúze

Difuze je samovolné pronikání molekul (atomů, iontů aj.) z oblasti vyšší koncentrace do oblasti nižší koncentrace. Jedná se o přenos látky ve směru proti gradientu koncentrace. Difuze probíhá ve všech třech skupenstvích, nejrychleji v plynném a nejpomaleji v pevném. Rychlost difuze se řídí Fickovými zákony, její mírou je difuzní součinitel. Difuze je typický nevratný proces spojený se vzrůstem entropie. [9]

Difuzí se uskutečňují všechny mezifázové procesy, například vznik roztoků, absorpce plynů atd., v metalurgii je difuze jedním z nejdůležitějších dějů při tuhnutí kovů a slitin a při jejich tepelném a tepelně chemickém zpracování.

Difuze v kovech probíhá tak, že atomy difundujícího prvku vnikají do mřížky jiného kovu, buď do polohy mimo mřížku, nebo do vzniklého volného místa. Možnost vniknutí atomu nového prvku do struktury jiného kovu závisí hlavně na jeho rozměrech. Prvek s malým poloměrem atomu difunduje do mřížky kovu s větším poloměrem atomu snadněji. Příkladem je difuze uhlíku a dusíku do železa. Samotný průběh difuze je znázorněn na obrázku 2.

Faktory ovlivňující difúzi lze rozdělit do dvou skupin a to na faktory materiálové, neboli vnitřní a na faktory vnější. Mezi materiálové faktory je možno zařadit rychlost difuze, která je závislá na struktuře povrchu materiálu a také na stavu samotného povrchu. Mezi vnější faktory jsou řízeny parametry, jako je teplota, tlak, čas a okolní atmosféru.



**Obrázek 2:** Průběh difúze. [33]

### 2.1.2 Fickovy zákony

Fickovy zákony popisují rychlost difúze, nikoliv difúzi jako takovou. Jedná se o dva zákony vyjádřené dvěma rovnicemi. [20]

## První Fickův zákon

První Fickův zákon určuje hustotu a směr difuzního toku  $j$ . Jedná se o vektorovou veličinu, jejíž velikost vyjadřuje, kolik molů dané látky projde jednotkovou plochou  $S$  za jednotku času  $t$ . Fickův zákon říká, že hustota difuzního toku  $j$  je úměrná záporně vzatému gradientu koncentrace: [8]

$$j = -D * grad c \quad (1)$$

Kde:

$j$  – směr difuzního toku, [ $\text{mol} \cdot \text{m}^{-2} \cdot \text{s}^{-1}$ ];

$D$  – difúzní koeficient, [-];

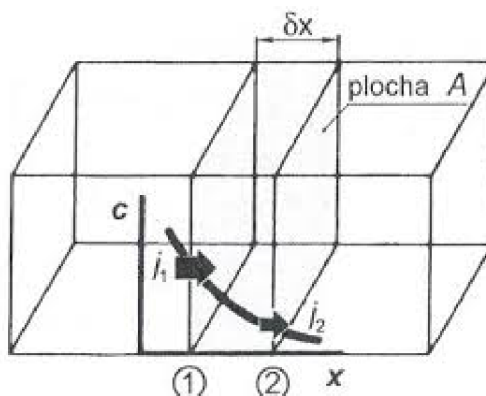
$grad c$  – gradient, [vektorová matematická operace];

## Druhý Fickův zákon

Vychází z 1. Fickova zákona s tím rozdílem, že počítá s možností změny objemové koncentrace  $[c]$  v závislosti nejen na poloze, ale i čase. Představme si hranol (obrázek 3) s rozdílnou koncentrací na obou koncích. Dochází k přenosu látky z místa s vyšší koncentrací, do místa s nižší koncentrací, a to přes kontrolní objem s průřezem  $A$ . Zleva do objemu vstupuje větší množství látky, než zprava vystupuje. To znamená, že část látky zůstává v kontrolním objemu a tím v něm zvyšuje koncentraci. [10]

Popsat časovou změnu koncentrace je možné druhým Fickovým zákonem:

$$\frac{\partial c}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left( D \frac{\partial c}{\partial x} \right) \quad (2)$$

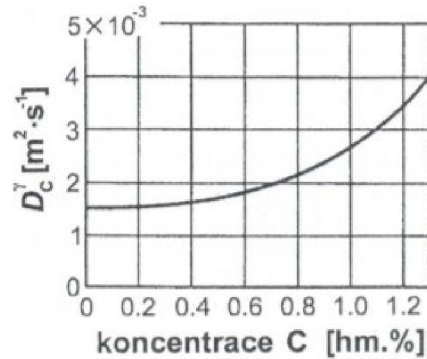


**Obrázek 3:** Difúzní tok v modelu hranolu [10]

Pokud je předpokládána konstantní hodnota  $D$ , pak bude výraz zjednodušen následovně:

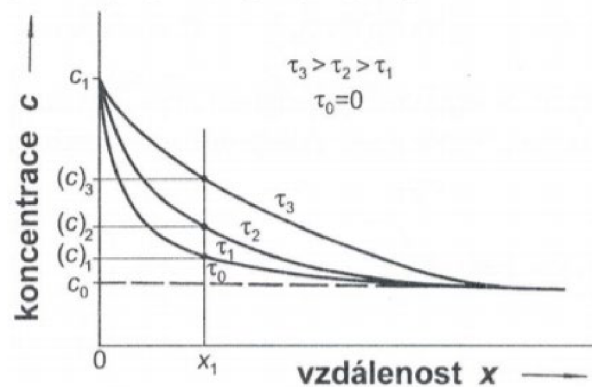
$$\frac{\partial c}{\partial t} = D \frac{\partial^2 c}{\partial x^2} \quad (3)$$

Tento předpoklad není vždy v souladu s realitou. Jako příklad je možné uvést (obrázek 4), na němž je zachycena závislost difuzivity uhlíku v železe na koncentraci při 927 °C. [10]

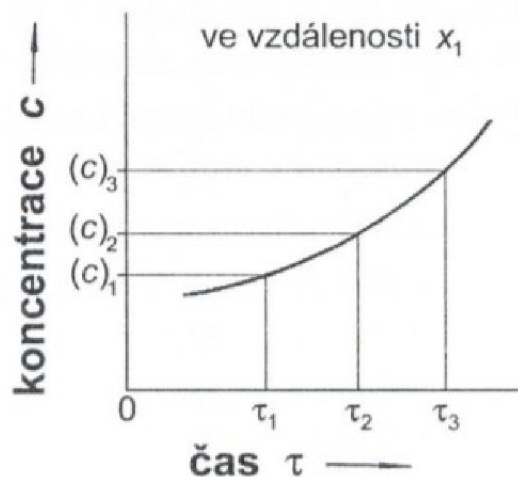


**Obrázek 4:** Závislost difuzivity na uhlíku v železe na obsahu uhlíku při teplotě 927 °C [10]

Změnu koncentrace na čase můžeme pozorovat na obrázku 5 a 6, je z něj patrná změna koncentrace ve vzdálenosti  $x_1$  za podmínky  $\tau_0 = 0$  a  $\tau_0 < \tau_1 < \tau_2 < \tau_3$ . [10]



**Obrázek 5:** Změna koncentrace na čase [10]



**Obrázek 6:** Změna koncentrace na čase ve vzdálenosti  $x_1$  [10]

Změnu koncentrace v čase  $\partial\tau/\partial c$  přímo ve vzdálenosti  $x_1$  je možné znázornit jako na obrázku 6. [10]

### 2.1.3 Faktory ovlivňující difúzi

#### Teplota

Difúze probíhá při všech teplotách a s nárůstem teploty roste i její rychlost. Teplota je důležitým parametrem, protože tepelně aktivované procesy v kovových materiálech začínají při vyšších teplotách, např. v oceli okolo 400 – 500 °C. Při takovýchto teplotách dochází v materiálu k difúzi, dislokačním reakcím i precipitačním procesům změkčení. Teplota použitá při difúzním svařování závisí na teplotě tavení ( $T_t$ ) svařovaných materiálů, přičemž u dvou rozdílných kovů se řídí podle materiálu s nižší teplotou tavení. Příklady teplot pro různé svařované materiály jsou znázorněné v tabulce 2. Teplota také ovlivňuje rychlost difúze jednotlivých prvků ve svařovaných materiálech a zvyšuje plasticitu kovů. Teplotní závislost koeficientu difúze je možné vyjádřit vztahem (4). [1]

$$D = D_0 \cdot e^{\frac{Q}{kT}} \quad (4)$$

Kde:

$D$  – Difúzní koeficient při teplotě  $T$ , [ $m^2 \cdot s^{-1}$ ];

$D_0$  – Teplotně nezávislá konstanta, [ $m^2 \cdot s^{-1}$ ]

$Q$  – Aktivační energie difúze, [ $J \cdot mol^{-1}$ ];

T – Absolutní teplota, [K];

k – Boltzmannova konstanta, 1,38 [J.K<sup>-1</sup>];

Doporučená svařovací teplota :  $T_{sv} = (0,53 - 0,88)T_{tav}$  [7]

**Tabulka 2:** Příklad svařovaných materiálů a jejich technologických parametrů pro difuzní svařování

Svařované materiály	T <sub>sv</sub> (°C)	p <sub>sv</sub> (MPa)	t <sub>sv</sub> (min)
Nízkouhlíková ocel	950	16	6
Středně uhlíková	1000	12	5
Ocel 12060+19858	1000	20	3
Cr-Al ocel	1000	20	5
Austenitická ocel + Cu	650	18	40
Al-Si 12+ ocel	370	2	10
Austenitická ocel	1150	15	15
Cu	885	5,6	8
Al + Cu	450	3	8
Mo	1600	10	20
Nb	1300	15	10
W	2000	10	20

### Čas svařování

Doba svařování (doba setrvání na teplotě svařování) je velmi úzce závislá právě na teplotě a volí se tak, aby byla zajištěna dostatečná difuze vzhledem k velikosti svařovaných ploch. Z Fickova zákona je možné spočítat difuzní dráhu x pro migrující atomy v závislosti na použité teplotě vyplývající z rovnice (4): [6]

$$x = c\sqrt{D \cdot t} \quad (5)$$

Kde:

x – Difuzní dráha, [mm];

D – Difúzní koeficient při teplotě T, [mm<sup>2</sup>.s<sup>-1</sup>];

t – Čas difuze, [s];

c – Konstanta [-];

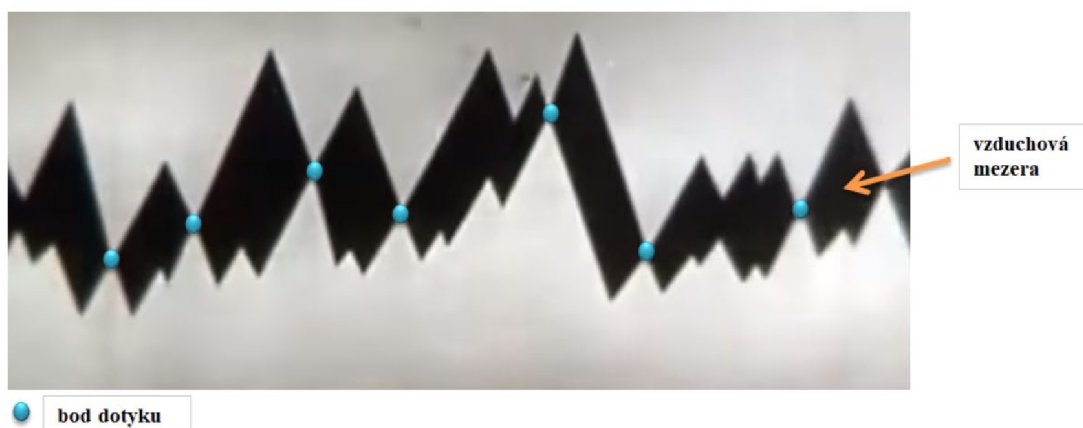
Z rovnice (5) vyplývá, že difuzní reakce probíhají s odmocninou času, což znamená, že prodloužení času není příliš efektivní, na rozdíl od zvýšení teploty. [6]



## Tlak při svařování

Během difúzního svařování je nutné, aby na spojované povrchy působil tlak kolmý na rovinu spoje. Použitý tlak je vázaný na ostatní procesní parametry – teplotu a čas svařování. Účelem zvýšeného tlaku je vytvoření vzájemného kontaktu spojovaných povrchů. Svařovací tlak musí zaručit přiblížení spojovaných ploch na takovou vzdálenost, aby mohla nastat difuze v celé ploše, ale současně nesmí být příliš velký, aby nedošlo k tvorbě makroskopické deformace. Působením tlaku při teplotách, při kterých dochází k tepelně aktivovaným procesům, dochází i k tečení (creepu) zejména vrcholů mikronevlností v kontaktní ploše. V případě složitých tvarů může být vzájemná poloha svařovaných součástí fixována tím, že se díly umístí do vhodné zápustky. Tlak se volí v závislosti na mechanických vlastnostech, chemickém složení materiálu, velikosti použité teploty a případně na druhu mezivrstvy. Pro svařování ocelí je vhodný tlak v rozmezí 10 až 20 MPa. [6]

Povrch difúzně svařovaného kovu není nikdy úplně rovný a má mikro nerovnosti. Na povrchu jsou vždy těžko odstranitelné absorpční vrstvy vody, plynů a různých částic. I přes veškerou snahu jej vyleštit je vždy povrch nerovnoměrný a při dotyku kovů je mezi nimi vzduchová mezera a malé procento styčných bodů jak je vidět na obrázku 7.



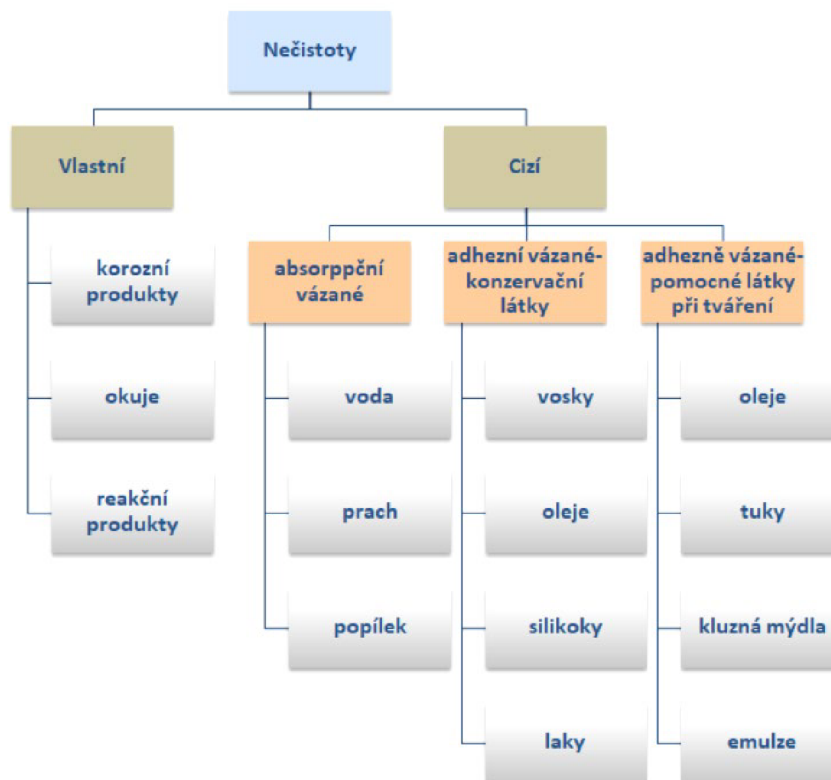
**Obrázek 7:** Ukázka bodů dotyků při difúzním svařování [33]

### 2.1.4 Vliv čistoty a drsnosti povrchu při difúzním svařování

Nečistoty vyskytující se na povrchu materiálu mají rozdílný charakter z hlediska struktury a chemického složení. Chemickou přeměnou na povrchu základního materiálu vznikají např. okuje a korozní produkty. Další nečistoty

ulpívají na povrchu při různých procesech nebo skladování jako např. prach a emulze nebo mastnota. Mastnota potom funguje jako pojivo mezi jednotlivými ulpívajícími nečistotami nebo nečistotami a povrchem základního materiálu. Nečistoty ulpívající na povrchu materiálu mohou být oleje, tuky, nečistoty anorganického původu, zplodiny koroze různých kovů nebo konzervační prostředky. [19]

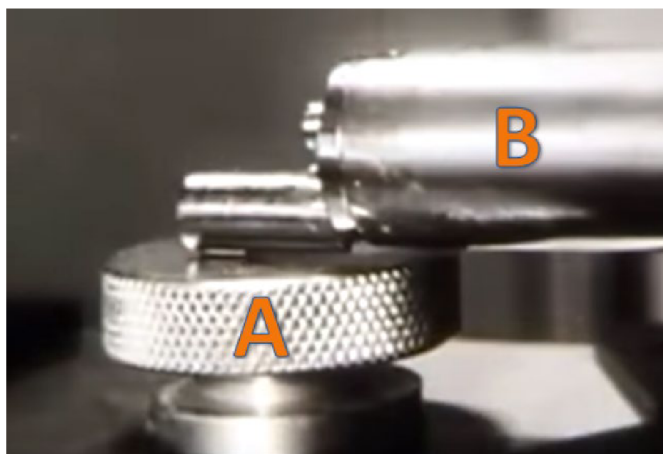
Nečistoty podle povahy lze rozdělit na cizí (ulpělé) a vlastní (vázané). Jejich rozdělení je znázorněno na obrázku 8.



**Obrázek 8:** Druhy nečistot [33]

Vliv vedlejších parametrů jako je drsnost a čistota povrchů, se projeví na výsledné kvalitě a pevnosti svarového spoje. Je žádoucí, aby spojované povrchy, byly odmaštěné a kovově čisté s požadovanou drsností povrchu. Čím lepší tato opatření budou, tím se zvyšuje kvalita svarových spojů. Mezi vhodné způsoby těchto opatření, patří opracování svarových ploch řeznými nástroji a odmaštění povrchů pomocí acetonu. [23]

Drsnost povrchu materiálu se dá zkontrolovat profilografem znázorněným na obrázku 9, který přesně měří drsnost povrchu pomocí počítačového zapisovače, který je schopen graficky znázornit profil materiálu.



**Obrázek 9:** Ukázka funkce profilografu. A- měřená součást, B- profilograf [33]

### 2.1.4 Drsnost povrchu svařovaných součástí

Drsnost je nerovnost povrchu, která vzniká při výrobě součásti. Povrch obsahuje i velké množství mikroskopických nerovností, které brání styku v celé dosedací ploše. Drsnost je ovlivněná materiálem, podmínkami výroby a kvalitou obráběcího nástroje. Dosahovaná drsnost povrchu se liší dle typu obráběcí metody. Při obrábění na hrubo je větší než  $6,3 \mu\text{m}$ , na čisto je v rozmezí  $1,6 - 6,3 \mu\text{m}$  a při jemném obrábění je v rozmezí  $0,2 - 1,6 \mu\text{m}$ . Speciálními dokončovacími metodami lze dosáhnout drsnosti pod  $0,2 \mu\text{m}$ . Jednotlivé střední aritmetické úchytky povrchu jsou zobrazeny v tabulce 3. [10,23,29]

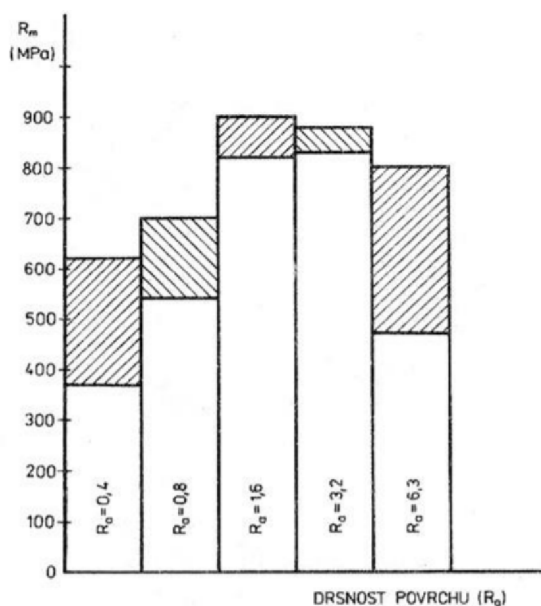
**Tabulka 3:** Střední aritmetická úchytky povrchu  $R_a$  [ $\mu\text{m}$ ]

Střední aritmetická úchytky povrchu $R_a$ [ $\mu\text{m}$ ]							Typická metoda výroby povrchu
0,012	0,025	0,05	0,1	0,2	0,4	0,8	Dokončovací metody (broušení, lapování apod.)
1,6	3,2	6,3	12,5				Běžné obrábění (soustružená, frézování apod.)
25	50	100	200	400			Povrch polotovarů (výkovky, odlitky apod.)

K posouzení drsnosti povrchu je nejčastěji používán parametr střední aritmetické odchylky profilu a označuje se  $R_a$  [ $\mu\text{m}$ ]. Dalšími parametry jsou výška nerovnosti  $R_z$  [ $\mu\text{m}$ ] a maximální nerovnost profilu  $R_{\text{max}}$  [ $\mu\text{m}$ ]. V technické dokumentaci se značení drsnosti povrchu řídí normou ISO 1302. [25]

U kovů, jako je hliník, zlato nebo měď, není potřeba speciální úprava před samotným svařováním. U nástrojových ocelí, žárovečných a tvrdých slitin, těžkotavitelných kovů, musí být maximální drsnost povrchu  $R_a = 3,2 \mu\text{m}$ . [29]

Na obrázku 10 je zobrazen vliv drsnosti na finální pevnost svaru. V tomto konkrétním případě byly svařovány oceli 12 060 a 19 436 za teploty  $T = 950 \text{ }^\circ\text{C}$ , tlaku  $p = 20 \text{ MPa}$ , s časem výdrže  $t = 5 \text{ min}$ . Z grafu je zřejmé, že největší pevnosti spoje bylo dosaženo při drsnostech mezi  $1,6$  a  $3,2 \mu\text{m}$ . [29]



**Obrázek 10:** Vliv drsnosti na pevnost svaru při svařování oceli 12 060 a 19 436 [29]

## 2.2 Mechanismus vzniku spoje

Spojení dvou kovů si vyžaduje přiblížit je na vzdálenost dostačující na vytvoření pevné vazby mezi jejich atomy, aby jejich vzájemné působení bylo maximální. Meziatomové přitažlivé síly u kovových materiálů začínají působit ve vzdálenosti  $1 - 5 \cdot 10^{-7} \text{ mm}$ . Z tohoto důvodu je nezbytná přítomnost přitlačné síly, a to i při velmi vysoké kvalitě drsnosti svařovaných ploch. [11,29]

Proces difúzního svařování dělí N. F. Kazakov na tři stádia. Znázorněno na obrázku 11:

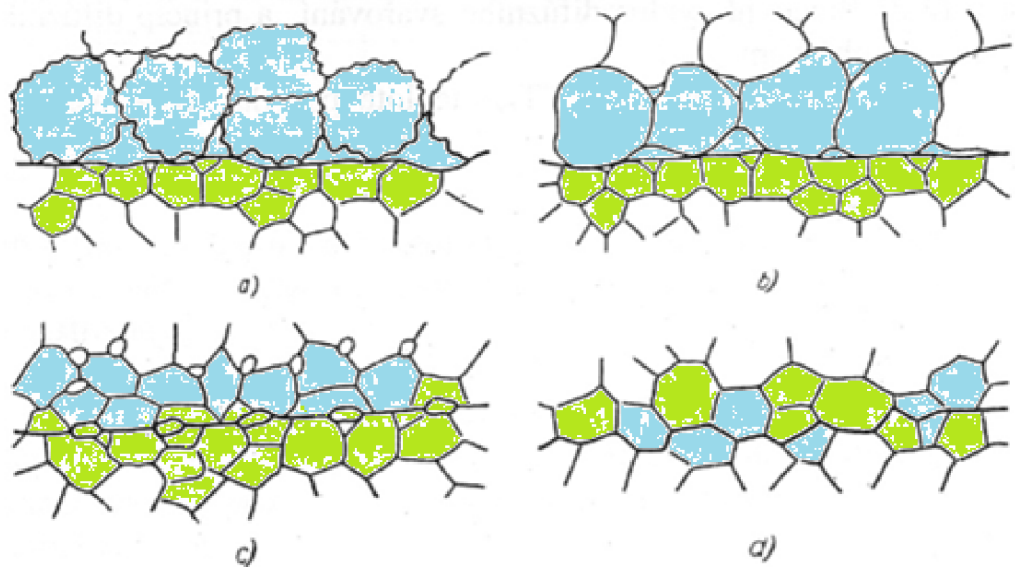
a) vznik počátečního kontaktu povrchů – v tomto stádiu nastává deformace nerovnosti a tenkých vrstev povrchu potřebná na uskutečnění mechanického kontaktu.

b) vzájemná difúze atomů a pohyb vakancí a dislokací umožňuje zánik původního rozhraní mezi povrchy.

c) intenzivní difúzní pochody – kdy v příhodných kombinacích dochází k vymizení původního rozhraní mezi spojovanými povrchy ve snaze o vyrovnání energií rovnovážné struktury. Při difúzních jevech se jedná především o objemovou difúzi, difúzi po hranicích zrn a v menší míře o povrchovou difúzi.

d) dokončení difúze

Pro existenci kohezních sil je třeba, aby povrchy byly kovově čisté, bez oxidů a kontaminačních vrstev. [11]



**Obrázek 11:** Proces difúzního svařování a) vznik počátečního kontaktu povrchů b) vzájemná difúze atomů a pohyb vakancí c) intenzivní difúzní pochod d) spojení dvou kovů [6]

Teplota při difúzním svařování je vždy nižší než teplota solidu. O tlaku a jeho podstatě je mnoho hypotéz a v současnosti existuje pět základních hypotéz vzniku difúzního spoje.

- 1) Vrstvová hypotéza předpokládá, že kovy i slitiny budou mít stejné spojovací schopnosti, jestliže jejich čisté povrchy přiblížíme na vzdálenost menší než poloměr působení meziatomových sil.
- 2) Dislokační hypotéza předpokládá vznik dislokací na styčných plochách, jejichž výsledkem jsou poškozeny vrstvy atomů, načež vzniká stupňovitá struktura s periodou odpovídající mezi atomové vzdálenosti.

- 3) Energetická hypotéza tvrdí, že kovová vazba a různost povrchu obou materiálů zmizí, pokud atomy v krystalových zrnech povrchu kovu překročí určitou energetickou úroveň.
- 4) Rekrystalizační hypotéza říká, že v důsledku vysokých teplot v materiálu probíhá přemísťování atomu v krystalové mřížce, a tím se vytváří ve spojovaných místech společná krystalová zrna. Tato hypotéza se nedá aplikovat při nízkých teplotách.
- 5) Difúzní hypotéza tvrdí, že atomy jednoho kovu při svařování difundují do hloubky proti materiálu.

### 2.3 Svařovací zařízení

V průmyslové praxi se nejčastěji používají zařízení s odporovým a indukčním ohřevem. Svařuje se buď ve vakuu nebo v ochranné atmosféře plynů. Hodnota vakua se pohybuje v rozmezí tlaků 1,3 až  $1,3 \cdot 10^{-4}$  Pa. Jelikož je vakuum proměnlivý technologický faktor, dělí se zařízení podle jeho velikosti do několika skupin na:

- Stroje s nízkým vakuem – řádově 1,3 Pa
- Stroje se středním vakuem – 0,13 až  $1,3 \cdot 10^{-3}$  Pa
- Stroje s vysokým vakuem – pod  $1,3 \cdot 10^{-3}$  Pa
- Stroje s přetlakovou atmosférou ochranných plynů

Způsob vakuování dělí zařízení dále na zařízení s úplným vakuováním a s částečným, případně místním vakuováním, které umožňuje svařování rozměrných součástí např. tyče, trubky a jiné. Dalšími tepelnými zdroji pro ohřev mohou být kontaktní ohřev, ohřev elektronovým paprskem, odporový ohřev, laserový ohřev aj. Mezi nejčastěji využívané se řadí nepřímý ohřev radiací od topných elementů, nebo magnetickou indukci a v případě kontaktního ohřevu se jedná o ohřev pomocí elektrického odporu. Pro vytvoření dostatečné přitlačné síly působící na svařované součásti, vzniklo několik zařízení rozdělených do skupin na hydraulické, pneumatické, mechanické, tepelné, kombinované, s impulsními kmity, s využitím ultrazvuku a s využitím elektrických kmitů. V praxi se nejčastěji vyskytují zařízení s hydraulickým a mechanickým ústrojím. [23]

### 2.3.1 Ohřev pomocí elektrického odporu

Teplo vzniká průchodem elektrického proudu a lze ho vyjádřit Jouleovým zákonem, tak jak je uvedeno v rovnici (6). Toto teplo může vznikat přímo v ohřívaném materiálu nebo v cívce, která daný materiál ohřívá. Tyto metody se dělí na přímý a nepřímý ohřev průchodem elektrického proudu. [21]

$$Q = R \int_0^t I^2 dt \quad (6)$$

Kde:

Q – Jouleovo teplo, [J];

R – Elektrický odpor, [ $\Omega$ ];

I – Okamžitá hodnota proudu, [A];

t – Doba průchodu elektrického proudu, [s];

Nepřímý odporový ohřev se provádí v teplotních komorách nebo ve vysokoteplotních pecích. Vzorek je ohříván rovnoměrně po celé ploše povrchu pomocí odporových těles umístěných po odvodu izolované pece. Díky takovému ohřevu je povrchová teplota ve všech místech stejná. Zařízení s elektrickým odporovým ohřevem se využívá například při difúzním svařování membránových komor, které jsou tvořeny různými materiály, a také pro difúzní svařování jednoduchých výrobků z niklu, mědi nebo olova. [21,29]

Přímý odporový ohřev je realizován pomocí průchodu střídavého proudu vysokoteplotní upínací čelisti do vzorku. V tomto případě je ohříván hlavně vzorek. Hlavní výhodou přímého odporového ohřevu je rovnoměrné prohřátí vzorku a vysoká rychlost náběhu na požadovanou teplotu. [21]

### 2.3.2 Indukční ohřev

Indukční ohřev je realizován pomocí cívky, která vytváří vysokofrekvenční magnetické pole. Cívkou protéká střídavý proud o dané hustotě a daném kmitočtu. V kovovém předmětu neboli materiálu uprostřed cívky se indukují vířivé proudy, které působí uvnitř materiálu a způsobují jeho ohřev. Ohřev je lokální a teplotní pole rovnoměrné. Množství vyvinutého tepla v ohřívaném materiálu lze určit pomocí vzorce č. (7). [21,30]

$$Q = k \cdot \rho \cdot f^2 \cdot B^2 \cdot t \quad (7)$$



Kde:

$Q$  – Vnesené teplo, [J];

$k$  – Materiálová konstanta, [ $m.C.T^{-1}.\Omega^{-1}$ ];

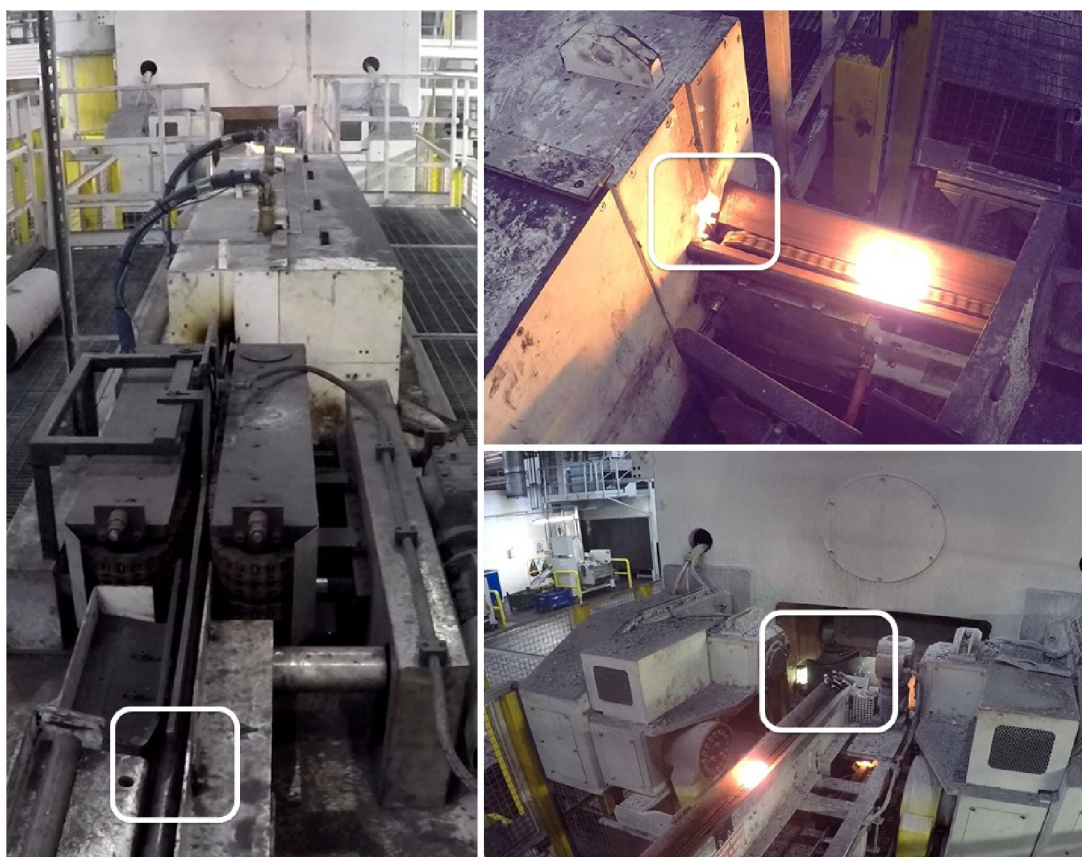
$\rho$  – Měrný odpor, [ $\Omega.m$ ];

$f$  – Kmitočet, [Hz];

$B$  – Magnetická indukce, [T];

$t$  – Čas, [s];

Indukční ohřev je hodně využíván v oblasti kování kde splňuje provozně důležité požadavky na ohřev materiálu jako jsou dokonalé prohřátí, přesné dodržení kovací teploty a stejnou dobu ohřevu. Velkou předností indukčního ohřevu je rychlost dosažení požadované teploty, pohotovost, provozní spolehlivost, jednoduchá obsluha i údržba, zkrácená doba ohřevu i její stejnoměrnost. Také zmírňuje oduhličení a oxidaci materiálu. Na obrázku 12 je znázorněn indukční ohřev materiálu před vstupem do transferového kovacího lisu. [31]



**Obrázek 12:** Indukční ohřev materiálu na kovací teplotu [31]



## 2.4 Výhody a nevýhody difúzního svařování

Jednou z největších výhod difúzního svařování je to, že není potřeba používat přídavné materiály jako například svařování dráty, elektrody, tavidla nebo drahé pájky. Mezi další výhody patří vzájemné svařování tenkostěnných a silnostěnných materiálů a to stejného i rozdílného chemického složení. Při svařování nevzniká lící struktura ani okuje nebo struska. Lze také docílit velice pevného spoje při správném navržení svařovacích podmínek.

Nevýhodami difúzního svařování jsou zejména: omezení rozměrů svařovaných součástí velikostí vakuové komory, vysoká pořizovací cena zařízení, někdy dlouhé svařovací časy a náročná příprava svarových ploch. Shrnutí výhod a nevýhod difúzního svařování je znázorněno v tabulce 4. [11,29]

**Tabulka 4:** Výhody a nevýhody difúzního svařování

<b>Výhody a nevýhody difúzního svařování</b>	
<b>Výhody</b>	<b>Nevýhody</b>
možnost svařovat velmi tenké a silné součásti	omezený rozměr svařovaných dílů velikostí vakuové komory
kov se netaví, odpadají problémy související s litou strukturou	zvýšení ceny zařízení o vakuový systém a přítlačné síly
většinou jsou vyloučeny problémy spojené se segregací, praskavostí a pórovitostí	složitější obsluha svařovacího zařízení
odpadá mechanické opracování po svařování, svarový spoj neobsahuje oxidy a strusku	náročnější a nákladnější příprava svarových ploch
hygienické prostředí	
úspora elektrické energie	
kvalita spoje není přímo závislá na zručnosti svářeče	

### 3. TRIP a QP oceli

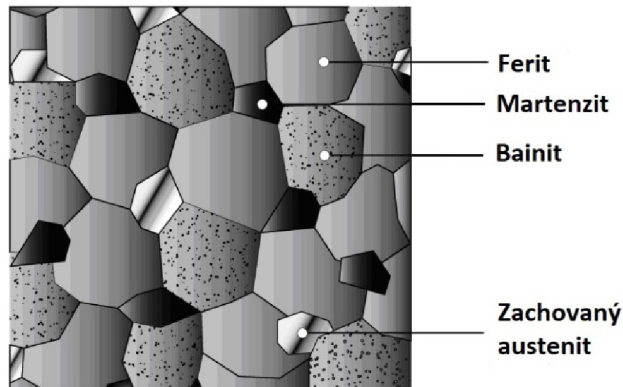
Za posledních pár let byly vyvinuty nové typy vysoce pevných ocelí. Některé z těchto ocelí využívají k dosažení vynikajících mechanických vlastností množství zbytkového austenitu ve struktuře, jeho morfologii a rozložení. Množství zbytkového austenitu ve struktuře je řízeno a je velice důležité všechny výše zmíněné faktory sledovat. V následující kapitole budou popsány dva typy moderních ocelí, a to TRIP (transformation induced plasticity) oceli a martenzitické oceli zpracování QP (quenching and partitioning) procesem. [27]

#### 3.1 TRIP oceli

Oceli TRIP nabízejí vynikající kombinaci pevnosti a tažnosti jako výsledek jejich mikrostruktury, která sestává z alespoň pěti % zbytkového austenitu v základní feritické matici, martenzitu a bainitu. Množství zbytkového austenitu v materiálu ovlivňuje vyšší obsah křemíku a uhlíku. Křemík potlačuje tvorbu karbidů v oblasti bainitu a urychluje negativně zároveň přeměnu feritu na bainit. I přes svou nepostradatelnost, ovlivňuje křemík požadovanou kvalitu povrchu ocelí TRIP.[12,13]

Větší podíl prvků jako jsou křemík, hliník a uhlík v ocelích TRIP způsobují zadržování většího množství austenitu v konečné mikrostruktuře materiálu. Změna obsahu uhlíku napomáhá k regulaci úrovně napětí, při kterém se austenit začíná přeměňovat na martenzit. Ovlivňuje transformaci zadrženého austenitu a to tak, že při nízkém obsahu uhlíku začíná transformace skoro okamžitě po deformaci, což vede ke zlepšení tvarovatelnosti a kalení během procesu lisování a při vyšším obsahu uhlíku dochází k transformaci pouze na úrovních napětí přesahující úroveň napětí použité při tváření. Po konečné fázi formovacího procesu zůstává austenit na vyšších hladinách uhlíku a k přeměně na martenzit dochází pouze při následné deformaci. Struktura TRIP ocelí je zobrazená na obrázku 13. [12]

## TRIP

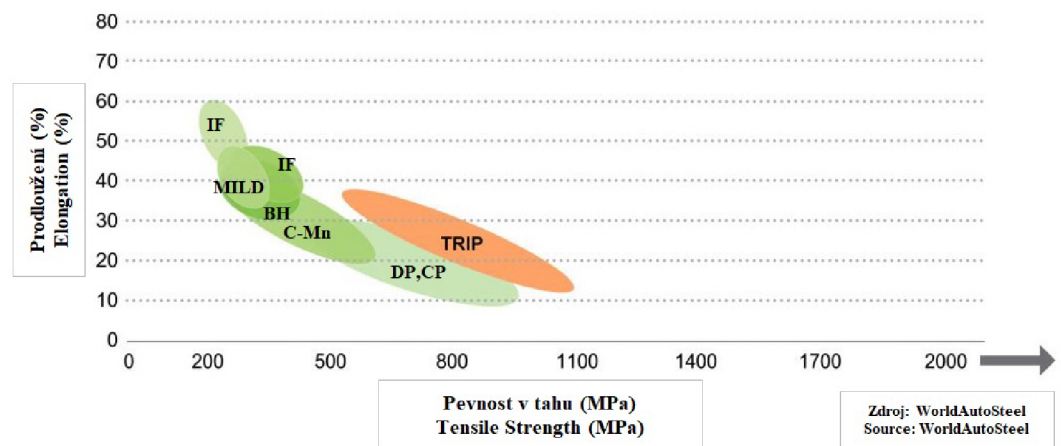


**Obrázek 13:** Struktura TRIP oceli [12]

### 3.1.1 Vlastnosti ocelí TRIP

„Ocele TRIP lze vyrábět jako válcované za tepla, válcované za studena nebo pozinkované, s rozsahem pevnosti od 500 MPa do 800 MPa. Ocele TRIP jsou vyhledávány především díky vysoké rychlosti kalení. Navzdory skutečnosti, že počáteční rychlost vytvrzování materiálu je nižší než například u dvoufázových ocelí, TRIP oceli si udržují svou rychlost vytvrzování na mnohem vyšších úrovních deformace, kde by se rychlost kalení při práci s ocelí DP zhoršovala. V důsledku vysokých rychlostí vytvrzování mají oceli TRIP také vhodné vlastnosti pro tváření napínání.“ [12]

Vysoká schopnost kalení a mechanická pevnost činí z těchto ocelí vynikajícího kandidáta na automobilové díly, které vyžadují vysokou kapacitu pro absorpci energie. Oceli TRIP mají také schopnost intenzivního kalení po deformaci, což ještě více zlepšuje jejich nárazový výkon. Porovnání mechanických vlastností vybraných ocelí je znázorněno na obrátku 14. [12]

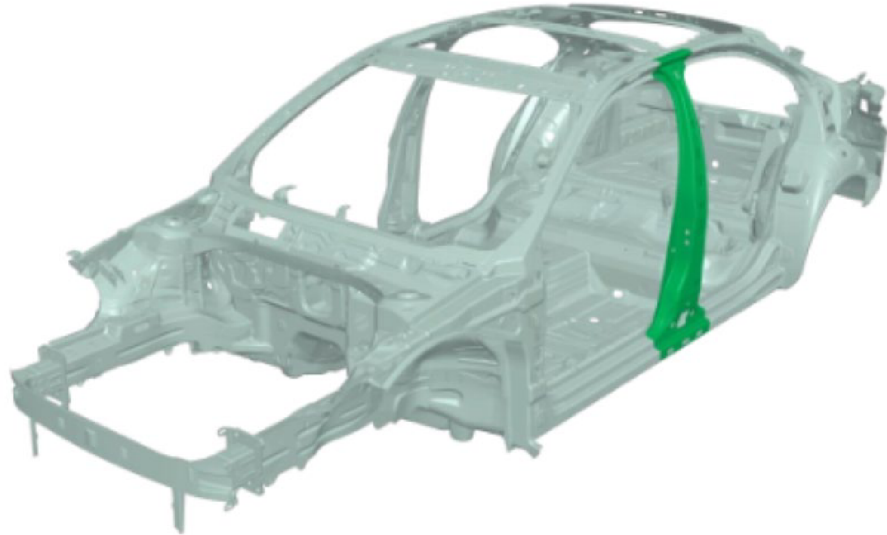


**Obrázek 14:** Porovnání mechanických vlastností vybraných ocelí. Nelegované nízkouhlíkové oceli (IF), dvojfázové oceli (DP), vícefázové oceli (CP), oceli využívající deformačně indukované martenzitické přeměny (TRIP) aj. [12]

### Uplatnění ocelí v automobilech

TRIP oceli mohou být snadno svařeny pomocí odporového bodového svařování, a je důležité mít správně nastaveny veškeré svařovací parametry. Vzhledem k vysokému uhlíkovému ekvivalentu musí být zvýšena přitlačná síla na elektrodách a upraven svařovací cyklus tak, aby byl získán kvalitní svar. Tyto oceli jsou vhodné i pro obloukové svařování metodou MAG, kdy i přes vyšší uhlíkový ekvivalent není zapotřebí zvláštních opatření, aby se zabránilo vzniku trhlin za studena. Rovněž je možné použít metodu laserového svařování. [3]

Ocele TRIP jsou vynikající pro automobilové díly, které vyžadují schopnost materiálu pohltit vysoké množství energie při nárazu, jako jsou například příčné a podélné nosníky, výztuhy pro B sloupky, nárazníky. Díky tomu, že oceli TRIP mají schopnost absorpce velkého množství energie, jsou vhodné ke konstrukci výše zmíněných bezpečnostních dílů. Znázornění jednoho z nich na obrázku 15. [3,12]



**Obrázek 15:** Ukázka použití TRIP ocelí v automobilovém průmyslu Škoda Auto a.s. [34]

### 3.2 Q-P proces

Cílem QP procesu je vytvoření martenzitické mikrostruktury obsahující zvýšené množství zbytkového stabilizovaného austenitu a potlačení vzniku karbidů vhodným legováním. Stabilizace netransformovaného (zbytkového) austenitu probíhá pomocí uhlíku vyloučeného z přesyceného martenzitu. Přechod uhlíku z martenzitu do netransformovaného austenitu během procesu rozpadu je kritický krok pro Q - P proces. Při běžném popouštění martenzitu dochází ve struktuře ke vzniku karbidů, což je pro Q-P proces nežádoucí. To, ke kterému z pochodů dojde je dáno chemickým složením, teplotou, dobou nutnou pro vyloučení uhlíku z martenzitu a homogenizace austenitu. Pro správné zpracování je třeba sladit všechny tři parametry, přičemž již malá změna chemického složení má velký vliv na rozpadovou teplotu.[14,15]

Proces se skládá ze dvou kroků. Po ohřevu do oblasti úplného nebo částečného austenitu, podle toho jaké mechanické vlastnosti jsou očekávány, je následně ocel kalena na příslušnou předem určenou teplotu mezi teplotami martenzit start (Ms) a martenzit finish (Mf). Požadovaná struktura oceli na této teplotě (quenching temperature - QT) se skládá z martenzitu a zbytkového netransformovaného austenitu. Ve druhém kroku je ocel po určitou dobu ponechána buď na teplotě QT, nebo se dohřeje na vyšší tzv. PT teplotu (Partitioning temperature). Tato fáze je nazývána partitioning neboli přerozdělování, během

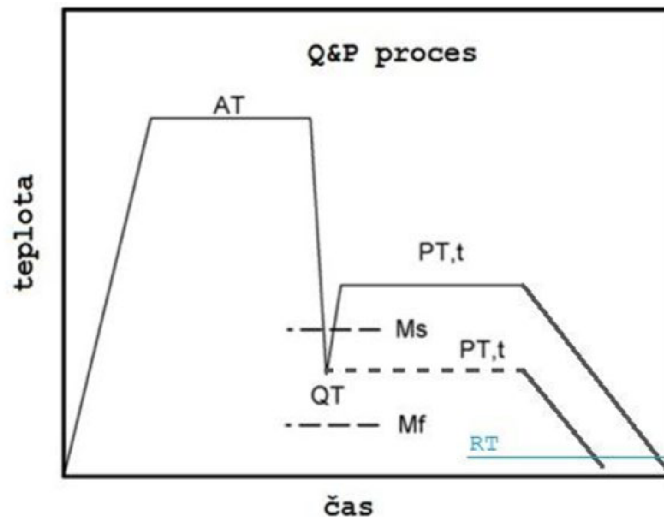
kterého dochází k difúzi uhlíku. Cílem druhého kroku je obohacení nepřeměněného austenitu přítomného na teplotě QT uhlíkem, a to ochuzením uhlíkem přesyceného martenzitu. Tato směs martenzitu a metastabilního austenitu je po finálním dochlazení požadovanou strukturou oceli zpracovanou tepelným zpracováním QP procesem. V případě, že austenitizace na počátku zpracování je jen částečná, objeví se ve výsledné struktuře vždy i určitý podíl feritu nebo perlitu. Tato struktura podporuje tvářitelnost a vysokou mez pevnosti. [14,15]

### 3.2.1 Podstata procesu

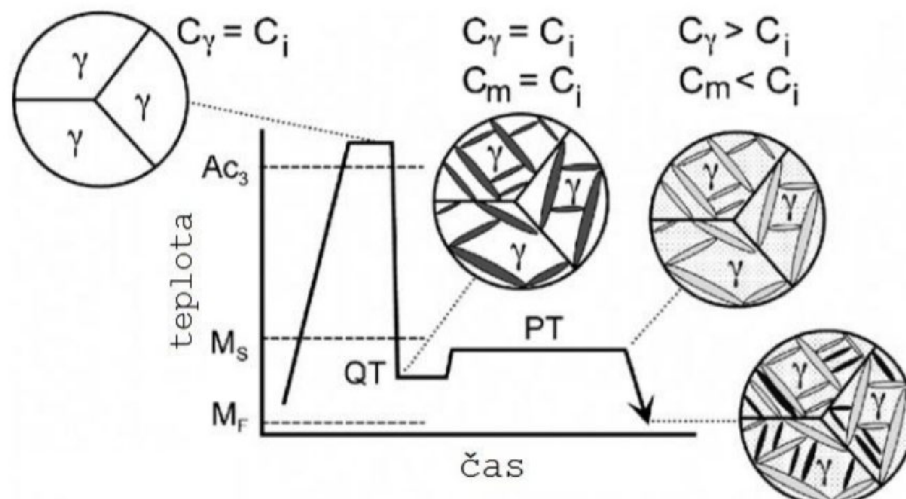
„Konvenční kalení a popouštění, které bylo pro oceli dlouhou dobu používáno, poskytuje dobrou kombinaci tuhosti a pevnosti díky martenzitické struktuře. Relativně novým tepelným zpracováním bylo kalení v bainitické oblasti, které u vhodně legovaných ocelí, u nichž je potlačena formace karbidů, umožňuje vznik uhlíkem obohaceného stabilního austenitu a bezkarbidického bainitu. Takto zpracovaná ocel má výslednou mikrostrukturu tvořenou směsí látek bainitického feritu a mezilátkového zbytkového austenitu. Na rozdíl od tohoto tepelného zpracování, vytváří QP proces mikrostrukturu obsahující martenzit a uhlíkem obohacený stabilizovaný austenit, kde martenzit v porovnání s bainitem přináší okamžité zvýšení pevnostních hodnot. Stabilizovaný austenit přispívá ke zlepšení kombinace pevnosti a tažnosti. V případě, že je morfologie stabilizovaného austenitu ve struktuře ve formě tenkého filmu, napomáhá také k dalšímu zvýšení tuhosti.“[15]

„Při zpracování po počátečním ohřevu na austenitizační teplotu za účelem získání plně austenitické struktury následuje kalení mezi teploty  $M_s$  a  $M_f$ , jehož cílem je získání určitého podílu martenzitu. Poté probíhá proces přerozdělování (partitioning proces) při stejné nebo vyšší teplotě než teplota kalení. Během této výdrže dochází k obohacování zbytkového netransformovaného austenitu uhlíkem z přesycené martenzitické fáze. Toto obohacení uhlíkem snižuje jeho teplotu  $M_s$ , a tím zvyšuje stabilitu austenitu i za nižších teplot. Pokud je obohacení dostatečné, je obohacený austenit stabilní i za pokojové teploty. Aby bylo možné dostatečného obohacení dosáhnout, musí být v oceli přítomny legující prvky pro potlačení nežádoucích reakcí jako například rozpad austenitu na bainit, ferit a perlit a zejména legující prvky pro potlačení vzniku karbidů. V případě nesprávných koncentrací nebo

absence těchto prvků, mohou nežádoucí reakce částečně nebo úplně překrývat proces migrace uhlíku z martenzitu do austenitu, čímž podstatně snižují efektivitu celého zpracování vedoucího k požadované struktuře. Vznik karbidů je zvláště nežádoucí, protože se uhlík spotřebovává při jejich vzniku a tím pádem ho zbývá menší množství pro stabilizaci austenitu, což se negativně projeví na jeho konečném stabilizovaném množství. Časový průběh teploty při tepelném zpracování QP procesem je znázorněn na obrázku 16 a obrázku 17.“ [23]



**Obrázek 16:** Schéma QP procesu v závislosti teploty na čase. Úplná austenizace na teplotě AT, chlazení(kalení)na teplotu QT, poté přerozdělování uhlíku na teplotě PT na pokojovou teplotu RT. [23]



**Obrázek 17:** Schematický diagram zobrazující posloupnost vývoje mikrostruktury z homogenního austenitu během QP procesu ( $C_i$ ,  $C_\gamma$ ,  $C_m$  představují obsah uhlíku v počáteční slitině, austenitu a martenzitu a jsou zobrazeny pro QT a PT) [23]

### 3.2.2 Vliv rychlosti ochlazování

„Mechanické vlastnosti ocelí jsou silně závislé na mikrostruktuře získané tepelným zpracováním. Rychlost ochlazování při kalení v režimu tepelného zpracování má zásadní vliv na mikrostrukturní změny během této technologické fáze. Rychlost ochlazování austenitu z austenitizační teploty na teplotu částečného zakalení (QT) při QP procesu podstatně ovlivňuje výslednou mikrostrukturu. Požadovanou strukturou na této teplotě je směs martenzitu a zbytkového austenitu, která umožňuje získat po dokončení procesu tepelného zpracování nejvyšších pevnostních hodnot při zachování vyhovující tažnosti. Pro dosažení této struktury je nutno zajistit dostatečnou rychlost ochlazování (kritickou nebo nadkritickou), aby nevznikaly další fáze jako např. perlit nebo ferit, které by negativně ovlivňovaly mechanické vlastnosti oceli. Kritickou rychlost je možno získat z příslušných ARA diagramů pro ocel s konkrétním chemickým složením. Tato rychlost se může u ocelí výrazně lišit, neboť tvary ARA diagramů jsou silně závislé na chemickém složení.“

[15]



## 4.0 Teplotně napěťový simulátor Gleeble 3500

Přístroj Gleeble je dynamické testovací zařízení, které umožňuje testovat širokou škálu teplotně mechanických a metalurgických stavů materiálů. Výsledky z provedených testů lze po vyhodnocení využít jak pro numerické simulace, tak pro optimalizaci technologických parametrů i celých výrobních postupů. Tento přístroj lze použít například pro simulace objemového tváření a válcování za tepla, simulace svařování a tepelného zpracování, simulace kontinuálního lití, k výzkumu náchylnosti materiálů k trhlinám za tepla aj.. Nespornou výhodou tohoto zařízení je možnost simulace téměř jakéhokoliv teplotně mechanického zařízení, které se může vyskytnout jak během zpracování, tak i při následných provozních podmínkách. Systém Gleeble totiž, díky systému zpětného řízení, s vysokou přesností reprodukuje teplotně mechanické jevy, probíhající při reálném zpracování materiálů. [22]

Teplotně napěťový simulátor Gleeble 3500, je nejčastěji využívaným teplotně-napěťovým simulátorem. Je možné jej využít ke studiu většiny dějů probíhajících v kovových materiálech za vyšších teplot. Umožňuje dosažení maximální síly v tahu nebo tlaku až 10kN a testování vzorků s různou geometrií. Zařízení je konstruováno pro použití vzorků do průměrů 20 mm nebo s plochou průřezu do 400 mm<sup>2</sup>. [22]

Zařízení se skládá ze tří hlavních jednotek a to ovládacího (řídícího) panelu, hlavní jednotky (s hydraulikou a transformátorem pro ohřev) a vlastního testovacího zařízení. Teplotní systém je schopen ohřívat vzorek rychlostí až 10000 C. s<sup>-1</sup>. Při testování vzorků malých průměrů lze dosáhnout také velice vysokých rychlostí ochlazování až 6000 C. s<sup>-1</sup>. Maximální zdvih systému je 100 mm a největší rychlost pohybu je u tohoto zařízení m. s<sup>-1</sup>. Zařízení Gleeble 3500 je znázorněno na obrázku číslo 18. [22]



**Obrázek 18:** Teplotně napěťový simulátor Gleeble 3500 [33]

Oblast využití systému Gleeble 3500 jsou velmi rozsáhlé. Nejčastější využití je shrnuto v tabulce 5 .

**Tabulka 5:** Oblast využití zařízení Gleeble 3500

Oblast aplikace	Zaměření testu
Simulace svařovacích procesů	Tepelně ovlivnitelná oblast
	Test maximální teploty, při níž se pevnost blíží k nulové hodnotě
Únavové testy	Test na zjištění náchylnosti k trhlinám
	Simulace laserového svařování
	Zjištění porušení tupých svarů
Simulace tepelných procesů	Teplotní únava materiálu
	Tepelně mechanická únava materiálu
	Analýza pevnosti v tahu za vyšších teplot
	Analýza pevnosti v tlaku za vyšších teplot
	Testování a simulace plošných zatížení
	Simulace válcování za tepla
Simulace kontinuálního lití	
Simulace tání a tuhnutí	

## 5.0 Experimentální část

Experimentální část této diplomové práce byla zaměřená na difúzní svařování dvou homogenních materiálů. Hlavním cílem bylo najít co nejoptimálnější technologické parametry pro difúzní svařování homogenních konstrukčních ocelí. Hledanými svařovacími parametry byly svařovací tlak respektive přitlačná síla, teplota a čas svařování. Parametry museli být zvoleny tak, aby bylo dosaženo plně difúzního spoje v celém průřezu vzorku. Nalezením správných technologických parametrů je možné získat vyhovující mechanické vlastnosti samotného spoje, a tím jeho využití v praxi. Difúzní svařování probíhalo v teplotně napěťovém simulátoru Gleeble 3500. Pro experiment byly zvoleny vysoko pevnostní oceli typu TRIP a QP kruhového průřezu o průměru  $d = 12$  mm a délce  $l_0 = 50$  mm.

### 5.1 Popis použitých zkušebních materiálů

První typ použitého materiálu v experimentální části byla nízkolegovaná ocel 42SiCr označená jako HΦ se středním obsahem uhlíku. Ocel se odlévala a válovala za tepla v Třineckých železárnách, kde se vyrobily desky o rozměrech 140 x 300 mm a tloušťce 10 mm. Konečná mikrostruktura měla tvrdost 390 HV a byla převážně bainitická s martenzitickými oblastmi a ostrými ostrůvky feritu. Tato ocel má relativně vysokou pevnost s dobrou tažností. Chemické složení oceli je znázorněno v tabulce 6. Mikrostruktura materiálu na obrázku 19. [32]

**Tabulka 6:** Chemické složení oceli 42SiCr (HΦ) [%]

C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Al	Nb	Mo
0,49	0,59	2,03	0,009	0,004	1,33	0,07	0,008	0,03	0,03

Mechanické vlastnosti materiálu HΦ byly měřeny na vzorcích s kruhovým průřezem o průměru 5 mm a na plochých vzorcích s obdélníkovým průřezem 12,5x1,2 mm. Pro vzorky s kruhovým průřezem byly získány následující mechanické vlastnosti:

Mez pevnosti v tahu  $R_m = 1205 \pm 11$  MPa

Mez kluzu  $R_m = 756 \pm 26$  MPa

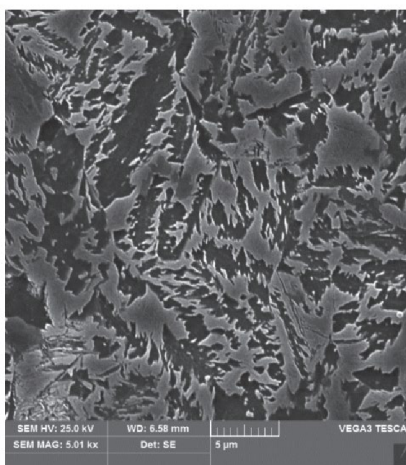
Tažnost  $A = 18,5 \pm 2,4$  %

Pro vzorky s obdélníkovým průřezem byly získány následující mechanické vlastnosti:

Mez pevnosti v tahu  $R_m = 1242 \pm 13$  MPa

Mez kluzu  $R_m = 1242 \pm 13$  MPa

Tažnost  $A = 15,2 \pm 2,2$  %



**Obrázek 19:** Mikrostruktura desek 42SiCr (HΦ), leptaná 3% Nital [24]

Druhým typem materiálu použitého v experimentální části byla nízkolegovaná vysoko pevnostní ocel s náhradou křemíku hliníkem. Ocel byla legovaná manganem, což pomáhá stabilizovat zadržovaný austenit. Na ocel CMnAlNb neboli T4 bylo aplikováno dvoustupňové termomechanické zpracování typické pro zpracování ocelí TRIP. Chemické složení oceli zobrazeno v tabulce 7. Mikrostruktura materiálu na obrázku 20. [32]

**Tabulka 7:** Chemické složení oceli CMnAlNb neboli T4

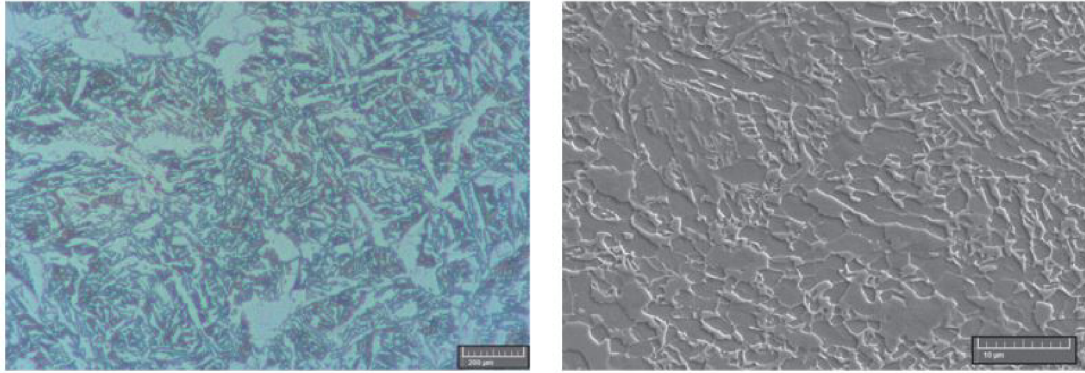
Chemické složení oceli [%]				
C	Mn	Si	Al	Nb
0,2	1,6	0,6	1,4	0,06

Experimentálně stanovené mechanické vlastnosti materiálu T4:

Mez pevnosti v tahu  $R_m = 919 \pm 24$  MPa

Mez kluzu  $R_e = 478 \pm 30$  MPa

Tažnost  $A = 28 \pm 1,9$  %



**Obrázek 20:** Struktura materiálu T4\_Bainiticko-feritická struktura se zadrženým austenitem získaná termomechanickým zpracováním [24]

## 5.2 Návrh experimentů

Jak již bylo uvedeno v úvodu experimentální části práce, cílem bylo nalézt a optimalizovat takový postup difúzního svařování, při kterém by se mechanické vlastnosti spoje blížily mechanickým vlastnostem základního materiálu. Při návrhu experimentů proto bylo třeba vytvořit posloupnost volby jednotlivých procesních parametrů, s jejich následnou optimalizací. Hlavními procesními parametry jsou teplota, tlak a čas a na jejich vzájemné kombinaci závisí kvalita výsledného spoje. K prvním experimentům se zpravidla používají tzv. „Kaskádové testy“ na jejichž základě jsou stanoveny dva základní technologické parametry. Třetí parametr je pak zpravidla volen na základě kvalifikovaného odhadu, s následnou experimentální optimalizací.

Na základě výše uvedených úvah byl návrh experimentů realizován následovně:

- 1) Provedení Kaskádových testů materiálů HΦ a T4 v rozmezí difúzních teplot  $0,65-0,75 T_m$  za účelem stanovení maximální přitlačné síly při dané teplotě. Kaskádové testy budou provedeny pro pět teplot zvolených v rámci intervalu.
- 2) Stanovení teplotní závislosti meze kluzu v tlaku v rozmezí  $0,65-0,75 T_m$  pro oba materiály pro volbu difúzní teploty a tlaku ve správném poměru.
- 3) Výběr vhodných parametrů na základě výsledků dosažených v rámci experimentů realizovaných podle bodů 1) a 2). Optimalizace času na zvolené difúzní teplotě.
- 4) Metalografické potvrzení kvality difúzního spoje s následnou optimalizací rychlosti ochlazování tak, aby odpovídala struktuře a mechanickým vlastnostem základního materiálu. Měření mikrotvrdosti v místě difúze.

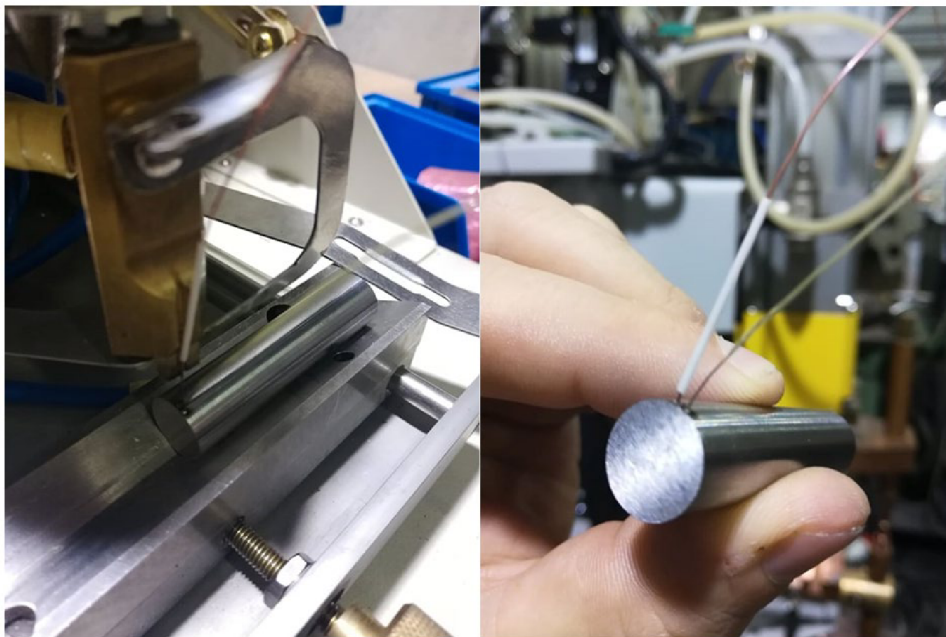


- 5) Provedení optimalizovaných difúzních spojů pro výrobu vzorků ke stanovení mechanických vlastností spoje.

### 5.2.1. Příprava vzorku a experimentu

Jak již bylo zmíněno výše, pro kaskádové testy i experimenty difúzního svařování byly zvoleny vzorky ve formě válečků o délce  $L_0=50$  mm a průměru  $\varnothing=12$  mm. U všech vzorků byly stykové plochy připraveny broušením, pro dosažení malé drsnosti povrchu a s tím související procentuální zvýšení bodů dotyku při svařování.

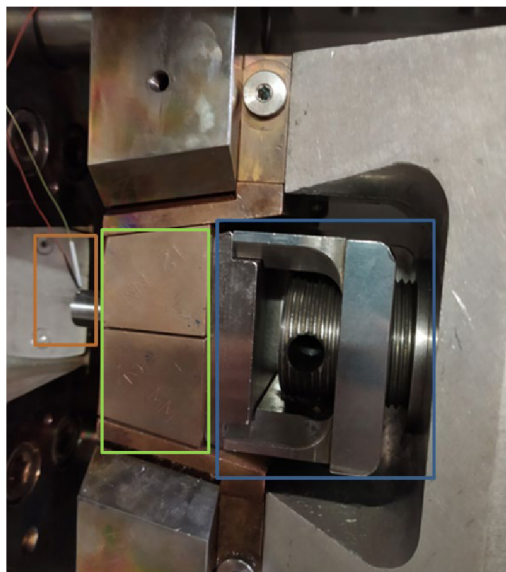
Prvním krokem při přípravě vzorků bylo navaření termočlánků na jeden ze vzorků, a to z důvodů řízení a kontroly teplot v místě spoje. Řídící termočlánek je umístěn co nejbližší k místu dotyku spojovaných součástí a to přibližně 0,5 mm od okraje vzorku. Při spojování v přístroji Gleeble se ve svařovaných vzorcích vytváří teplotní gradient. Pro správnou optimalizaci procesních parametrů je pak nezbytné znát skutečnou teplotu v místě difúze, tedy v místě styku obou materiálů. Ukázka umístění termočlánku je vidět na obrázku 21.



**Obrázek 21:** Ukázka upevnění termočlánku [33]

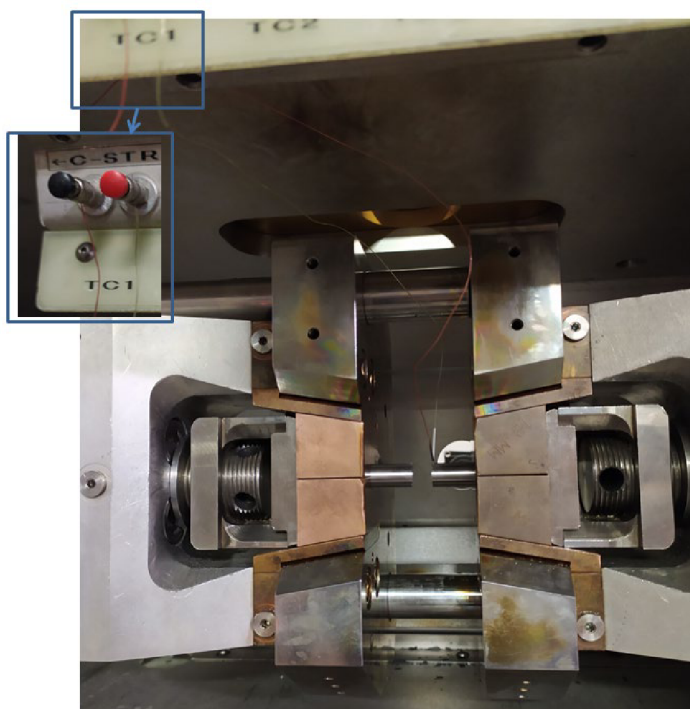
Po navaření termočlánku byly styčné plochy vzorků očištěny a odmaštěny Acetonem. Očištěné vzorky byly umístěny do měděných čelistí a upnuty v přístroji Gleeble 3500 tak, jak je zřejmé z obrázku 22. Vzorek upnutý v čelistech je zároveň rozepřen tak, aby se jednak zachoval ideální kontakt mezi měděnými čelistmi a

ohříváním vzorkem a zároveň aby bylo zamezeno možnému posunu vzorku při aplikaci přítláčné síly v průběhu testu.



**Obrázek 22:** Vzorek s navařenými termočlánky / Měděné čelisti / Rozpěrka [33]

Po upevnění vzorků do stroje je potřeba propojit termočlánky s řídicí jednotkou (obrázek 23) tak, aby mohl být řízen teplotní cyklus použitý v rámci testu. Posledním krokem je vakuování komory, aby se zabránilo intenzivní vysokoteplotní oxidaci. Systém Gleeble umožňuje vakuovat na hodnotu vakua cca  $4 \cdot 10^{-1}$  Pa.



**Obrázek 23:** Vlevo nahoře: znázornění zapojení termočlánků ve stroji / Upevněné vzorky před svařováním [33]

Pro úspěšné spuštění experimentu bylo nutné vytvoření programu celého experimentu. K naprogramování a řízení experimentu byl použit program QuikSim2 znázorněný na obrázku 24, do kterého byly vloženy veškeré požadované hodnoty. Tedy počáteční tlak ve vzorku 5MPa s krokem zvyšujícím hodnotu tlaku o 2,5MPa a dobou výdrže při dané teplotě a tlaku 240 s.

Time	Axis 1	Axis 2	Axis 3	Comment
System	Setup	Limits: Compression=40mm, Force=50000kgf, Heig=100% (table.gin)		
Stress/Strain	Engineering strain using Stroke, l = 39.00mm, d = 12.00mm			
Acquire	Force LGauge Pos/Angle PRam P Temp Strain Stress Stroke TC1 TC4			
Start	<input checked="" type="checkbox"/> Mechanical	<input type="checkbox"/> High	<input checked="" type="checkbox"/> Thermal	
Mode	Force(kgf)	Torsion(rev)	TC1(C)	
Sample	2.0Hz			
Zero	L Gauge Stroke			
00:05.0000	0	0	20	
00:05.0000	-231	0	25	
01:42.5000	-58	0	975	
Zero	L Gauge Stroke			
04:00.0000	-58	0	975	
00:15.0000	-86	0	975	
Zero	L Gauge Stroke			
04:00.0000	-86	0	975	
00:15.0000	-115	0	975	
Zero	L Gauge Stroke			
04:00.0000	-115	0	975	
00:15.0000	-144	0	975	
Zero	L Gauge Stroke			
04:00.0000	-144	0	975	
00:15.0000	-173	0	975	
Zero	L Gauge Stroke			
04:00.0000	-173	0	975	
00:15.0000	-202	0	975	
Zero	L Gauge Stroke			
04:00.0000	-202	0	975	
00:15.0000	-231	0	975	
Zero	L Gauge Stroke			
04:00.0000	-231	0	975	
05:15.0000	-231	0	25	
05:25.0000	-231	0	25	

**Obrázek 24:** Ukázka programu QuikSim2 [33]

### 5.2.2. Provedení Kaskádových testů

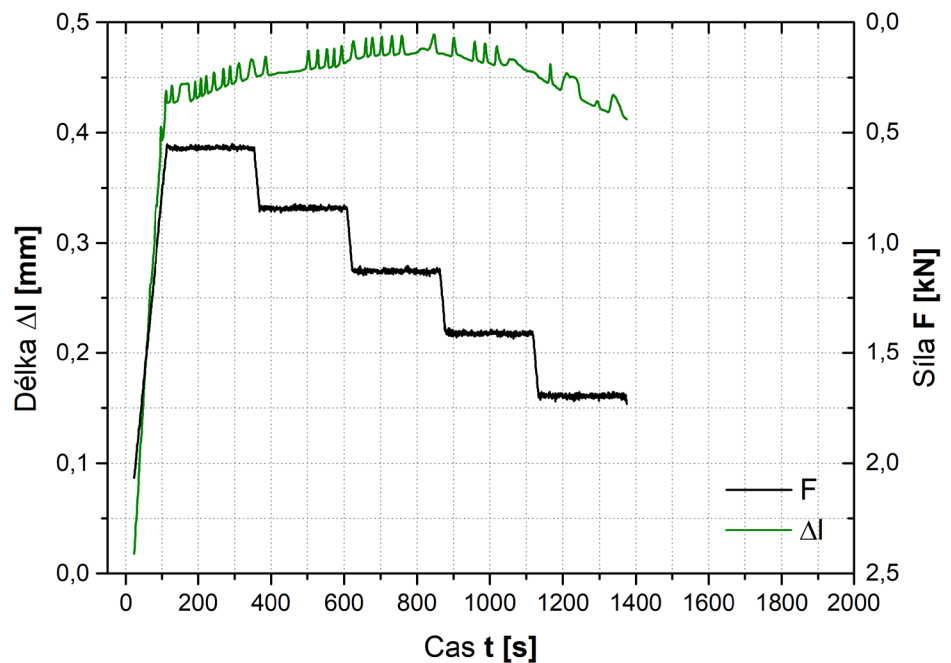
Kaskádové testy mají při difúzním svařování za úkol stanovení prvotních vzájemně provázaných parametrů teploty a přítlačné síly, respektive tlaku. Účelem kaskádových testů tedy bylo pro zvolený interval teplot ( $0,65 - 0,75 T_m$ ) zjistit, jaká může být maximální možná přítlačná síla, při níž dojde k mikrodeformaci na rozhraní svařovaných dílů, ale zároveň nedojde k makrodeformaci svařovaných dílů.

Průběh testu probíhal tak, že se materiál ohřál na určitou teplotu při současném působení relativně malého tlaku. Poté se v definovaném časovém intervalu pomocí průtahoměru sleduje, zda dochází k makrodeformacím. Pokud se díl nedeformuje, je tlak zvýšen o příslušnou hodnotu a v definovaném časovém intervalu je vzorek pomocí průtahoměru opět sledován. V případě deformace vzorku je kaskádový test zastaven a podle intenzity deformace vzorku se jako maximální tlak použije buď tlak, při němž došlo k zastavení testu, nebo tlak použitý

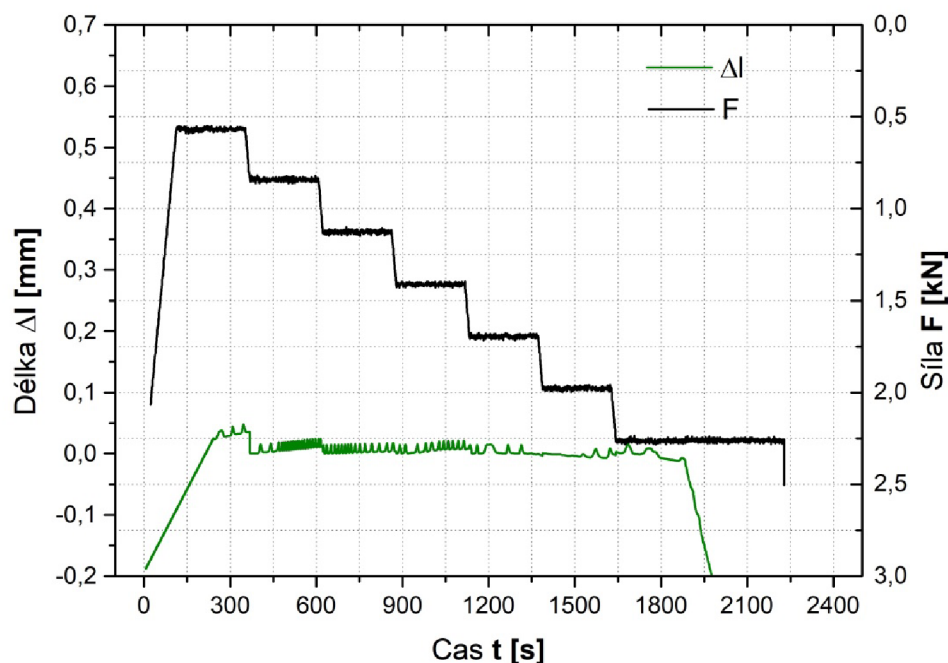


v předchozím kroku. Kaskádový test je prováděn vždy při konkrétní konstantní teplotě. V intervalu teplot  $0,65 - 0,75 T_m$  tak bylo zvoleno celkově pět teplot 975; 1012; 1050; 1087 a 1125°C a pro každou teplotu a samozřejmě i pro každý druh materiálu byl proveden kaskádový test. Příklad provedeného kaskádového testu při teplotě 975°C je pro materiál HΦ na obrázku 25 a pro materiál T4 na obrázku 26.

Grafické vyhodnocení kaskádových testů při teplotách 1012; 1050; 1087 a 1125°C jsou pro materiál HΦ uvedeny v příloze na obrázcích A 1 až A 4. Grafické vyhodnocení kaskádových testů při teplotách 1012; 1050; 1087 a 1125°C pro materiál T4 jsou uvedeny v příloze na obrázcích A 5 až A 8.



**Obrázek 25:** Výsledek kaskádového testu na materiálu HΦ při teplotě T: 975 [°C] a přitlačné síle f:86 [kgf] [33]



**Obrázek 26:** Výsledek kaskádového testu na materiálu T4 při teplotě  $T: 975 [^{\circ}\text{C}]$  a přítlačné síle  $f: 115 [\text{kgf}]$  [33]

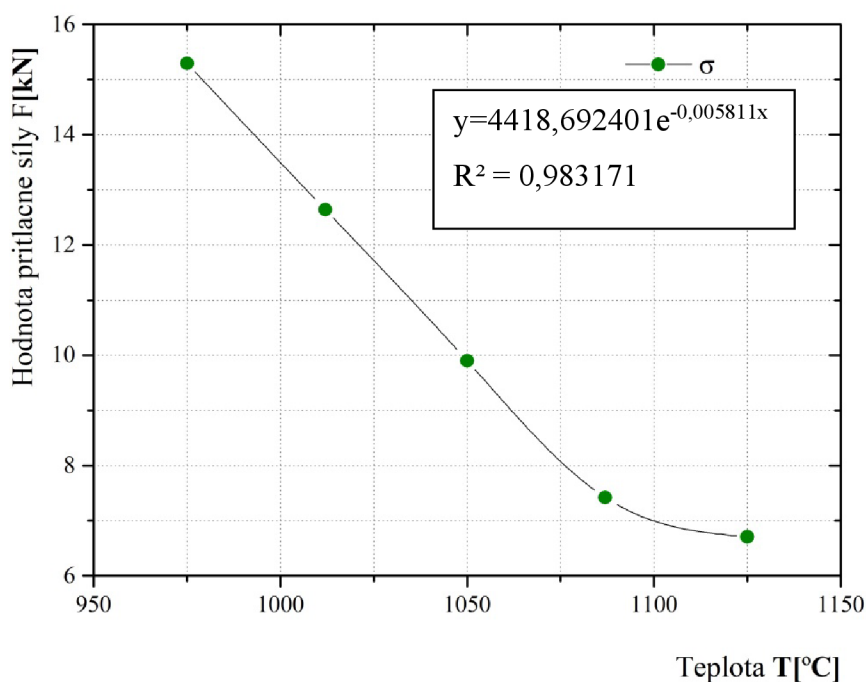
### 5.2.3. Stanovení teplotní závislosti hodnoty přítlačné síly

Pro stanovení hodnoty teplotní závislosti úrovně napětí, při kterém dochází k deformaci vzorku, se pro dané materiály vycházelo z výsledků kaskádových testů. Jako úroveň napětí byla při jednotlivých teplotách zvolena úroveň tlaku, při níž došlo k makrodeformaci testovaného vzorku, ale zároveň byla hodnota makrodeformací velmi nízká.

Z vyhodnocení kaskádových testů byla získaná hodnota maximálního tlaku, akceptovatelného pro použití při difúzním svařování. Za pomoci hodnot získaných při jednotlivých teplotách byla vytvořena teplotní závislost maximálního použitelného tlaku v intervalu teplot  $975 - 1125^{\circ}\text{C}$ . Graf byl proložen exponenciální funkcí, díky níž je možné každé teplotě v daném intervalu přiřadit vhodnou hodnotu tlaku, respektive přítlačné síly. Hodnoty tlaku a přítlačné síly zjištěné z kaskádových testů realizovaných při jednotlivých teplotách jsou pro materiál H $\Phi$  uvedeny v Tabulce 8 a grafické zobrazení je včetně matematického vyjádření exponenciální funkce a spolehlivosti R uvedeno na obrázku 27.

**Tabulka 8:** Výpočetní hodnoty pro materiál HΦ

Materiál HΦ		
Teplota T [°C ]	Max.síla F [kN]	+ [MPa]
975	1,73	15,29
1012	1,43	12,64
1050	1,12	9,9
1087	0,84	7,42
1125	0,76	6,71



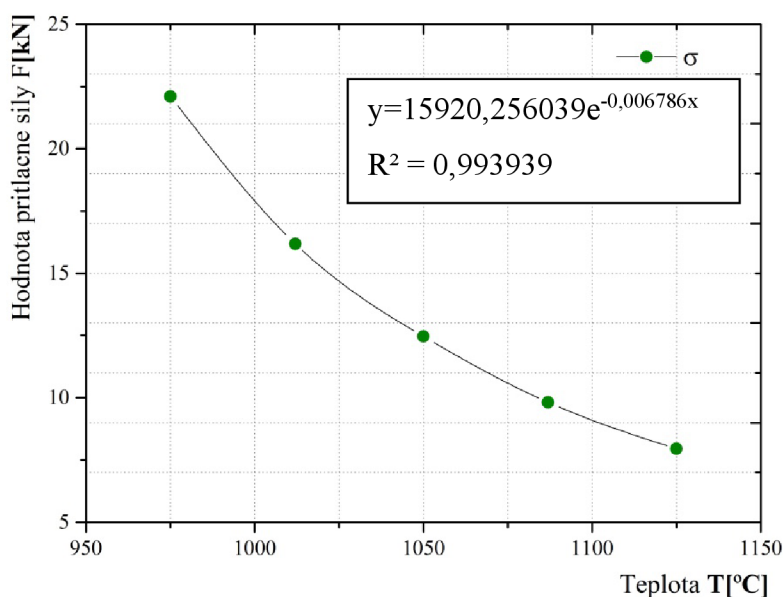
**Obrázek 27:** Teplotní závislost meze kluzu v tlaku pro materiál HΦ [33]

Na základě získané exponenciální rovnice byl pro teplotu 1050°C získán pro materiál HΦ doporučený přitlak 9,89 MPa, což znamená pro průměr vzorku 12 mm prítlačnou sílu 1,119 kN.

Pro materiál T4 byl použit stejný způsob vyhodnocení a stanovení svařovacího tlaku a prítlačné síly. Hodnoty tlaku a prítlačné síly zjištěné z kaskádových testů realizovaných při jednotlivých teplotách jsou pro materiál T4 uvedeny v tabulce 9 a grafické zobrazení je včetně matematického vyjádření exponenciální funkce a spolehlivosti R uvedeno na obrázku 28.

**Tabulka 9:** Výpočetní hodnoty k materiálu T4

Materiál T4		
Teplota T [°C]	Max.síla F [kN]	$\sigma$ [MPa]
975	2,5	22,1
1012	1,83	16,18
1050	1,41	12,46
1087	1,11	9,81
1125	0,9	7,95



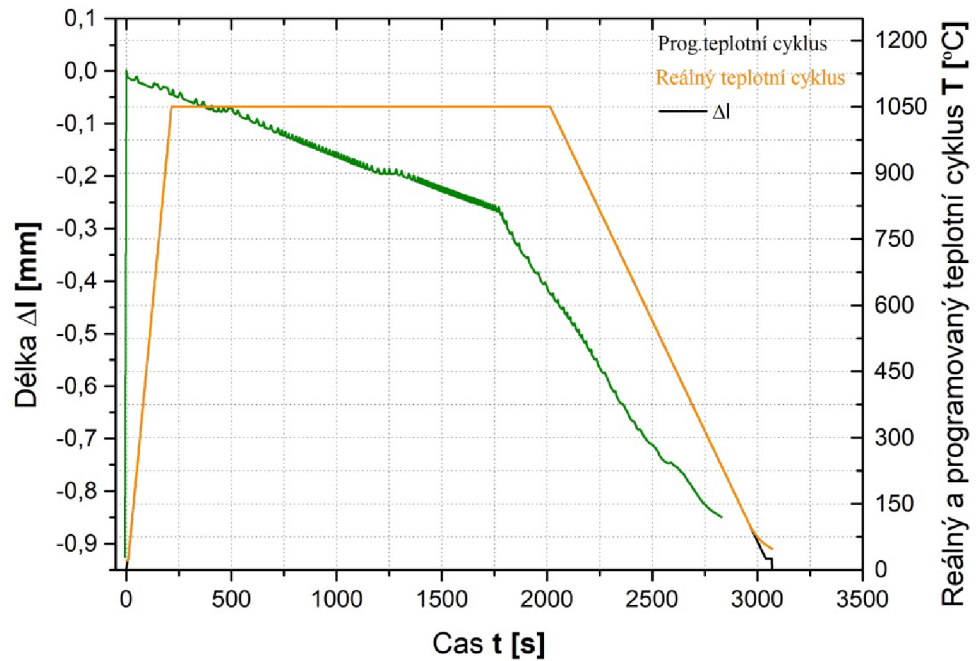
**Obrázek 28:** Teplotní závislost meze kluzu v tlaku pro T4 [33]

Na základě získané exponenciální rovnice byl pro teplotu 1050°C získán pro materiál T4 doporučený přitlak 12,81 MPa, což znamená pro průměr vzorku 12 mm přitlačnou sílu 1,449 kN.

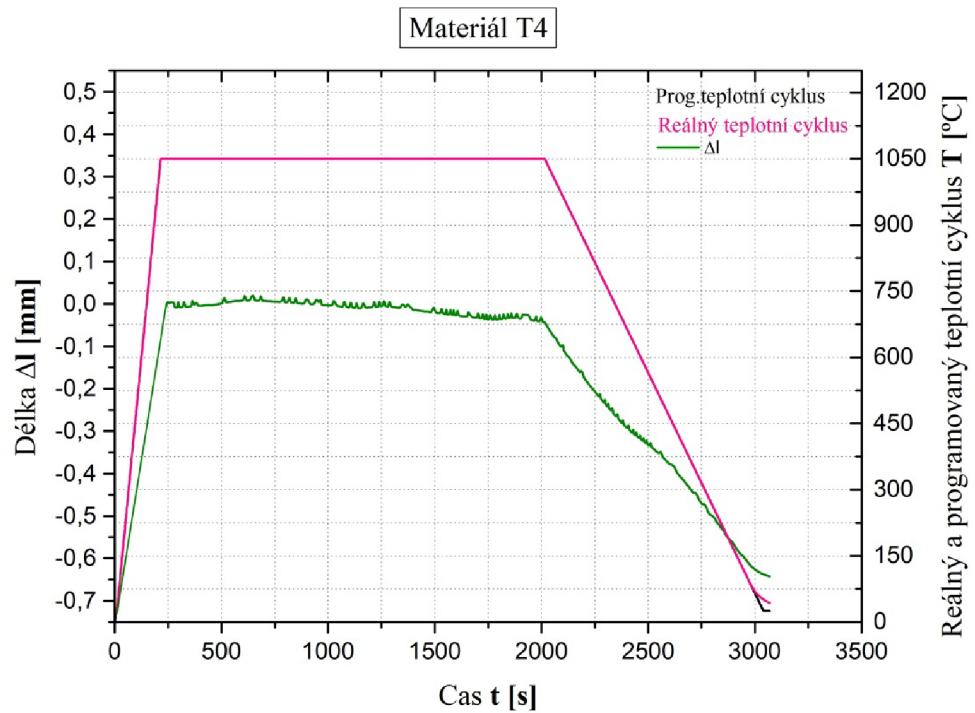
#### 5.2.4. Optimalizace parametrů difúzního svařování

Na základě získané závislosti maximální přitlačné síly na teplotě byla pro optimalizaci parametrů difúzního svařování zvolena teplota 1050°C a jí odpovídající hodnota přitlačné síly, respektive tlaku. Podle závislosti tlaku na teplotě uvedené pro materiál H $\Phi$  v obrázku 27 a pro materiál T4 v obrázku 28 byly zvoleny přitlačné síly odpovídající u materiálu H $\Phi$  hodnotě 114 kgf (1119 N) a pro materiál T4 hodnotě 147 kgf (1449 N). Hodnota času difúze byla na základě zkušeností s difúzním svařováním konstrukčních ocelí v délce 30 minut. Dále byla zvolena rychlost ohřevu

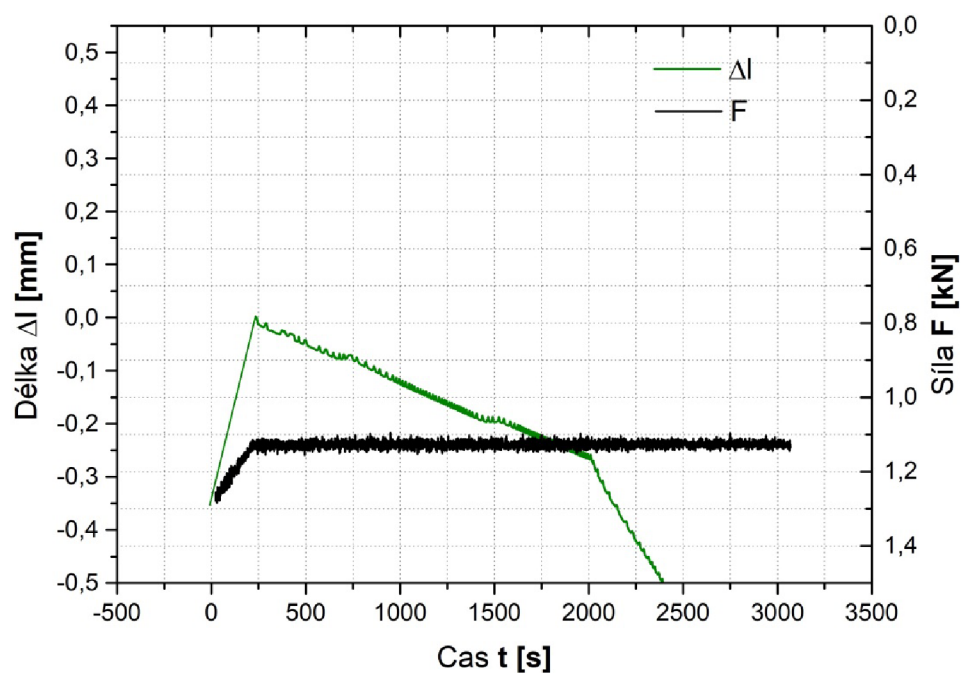
na difúzní teplotu  $5\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$  a po uplynutí výdrže na teplotě byl vzorek ochlazován rychlostí  $1\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ . Na obrázku 29 je uveden programovaný a reálně změřený teplotní cyklus, včetně změřeni deformace vzorku při svařování pro materiál H $\Phi$  a na obrázku 30 pro materiál T4. Průběh přítláčné síly a délkové změny  $\Delta l$  materiálu je zobrazeno na obrázku 31 pro materiál H $\Phi$  a na obrázku 32 pro materiál T4.



**Obrázek 29:** Programovaný a reálný teplotní cyklus včetně deformace vzorku  $\Delta l$  [mm] pro materiál H $\Phi$ \_f114 [kgf]\_t30 [min] [33]

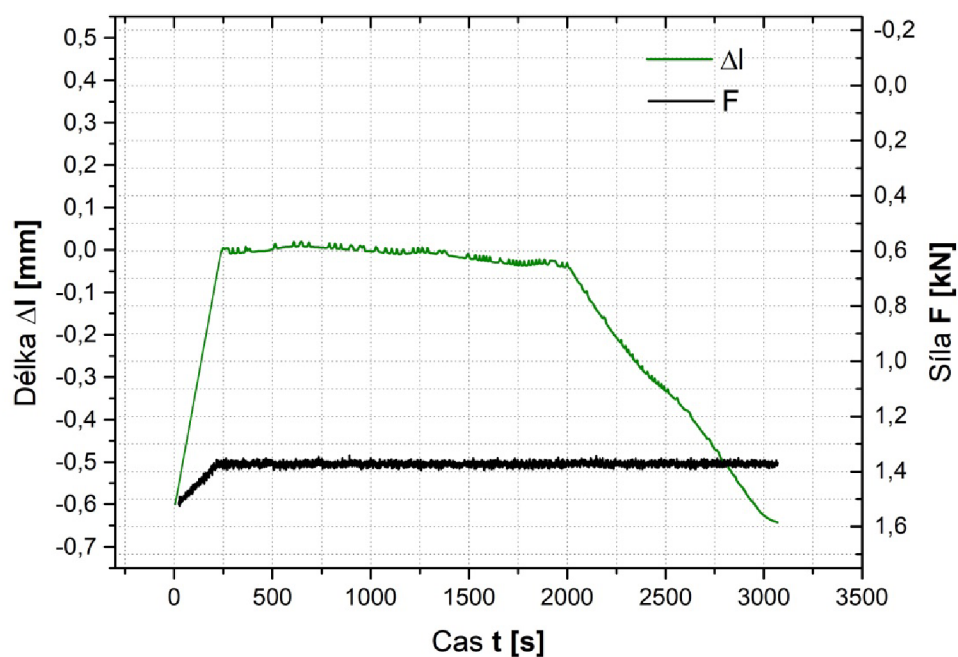


**Obrázek 30:** Programovaný a reálný teplotní cyklus včetně deformace vzorku  $\Delta l$  [mm] pro materiál T4\_f147[kgf]\_t30[min] [33]



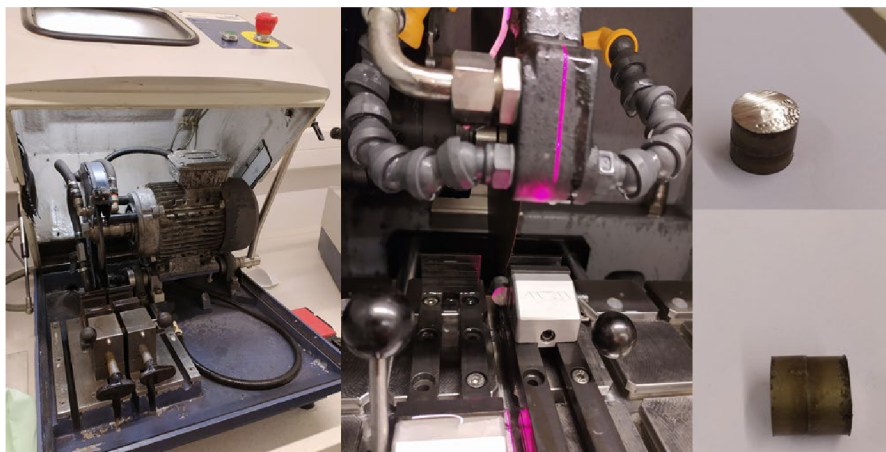
**Obrázek 31:** Průběh přítláčné síly s délkové změny  $\Delta l$  materiálu H $\Phi$  při teplotě T:1050[°C] a přítláčné síle f:114 [kgf], čas svařování t: 30[min] [33]





**Obrázek 32:** Průběh přítláčné síly s délkové změny  $\Delta l$  materiálu T4 při teplotě  $T:1050[^\circ\text{C}]$  a přítláčné síle  $f:147[\text{kgf}]$ , čas svařování  $t:30[\text{min}]$  [33]

Po svaření byly vzorky zkráceny na metalografické pile (obrázek 33) tak, aby bylo možné následně provést kolmý řez a vyhodnotit tak kvalitu difúzního spoje.

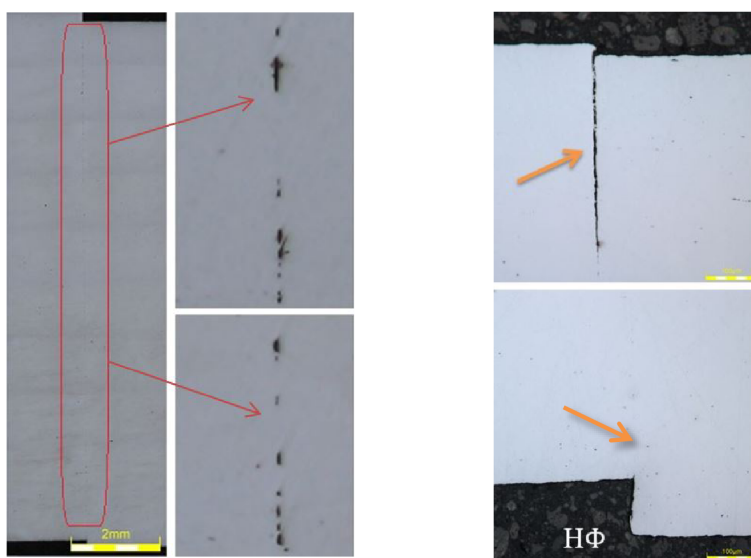


**Obrázek 33:** Kotoučová pila, pila Brillant 220, vzorek po zkrácení [33]

Po kolmém rozříznutí vzorků bylo možné tyto vzorky zalisovat do epoxidové pryskyřice, což je minerální epoxidový termoset s vynikající retencí hran pro ukotvení tvrdých materiálů. Zalisování probíhalo v kompresním systému SimpliMet 1000. Po zalisování vzorku byla provedena metalografická příprava vzorků (broušení a leštění) tak, aby bylo možné místo difúzního spoje mikroskopicky vyhodnotit.

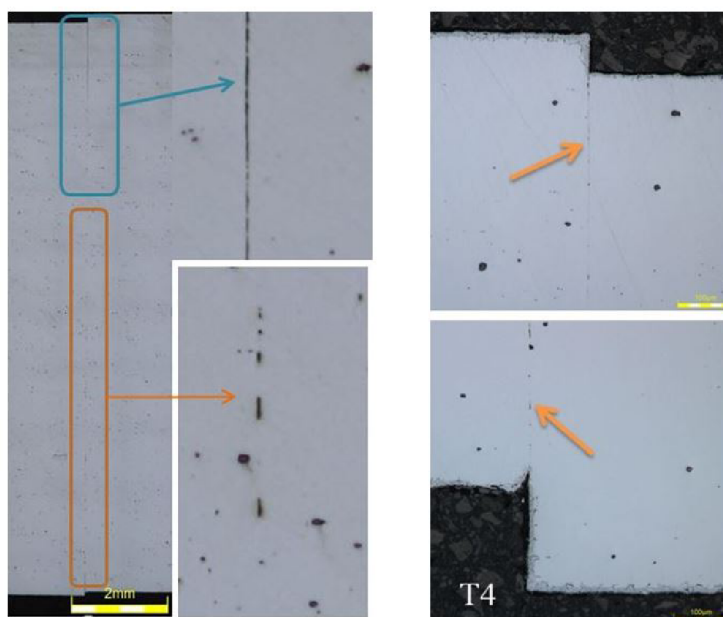
Mikroskopické vyhodnocení bylo provedeno pomocí digitálního optického mikroskopu Olympus DSX510 při 100 a 200x násobném zvětšení.

Mikroskopické vyhodnocení prvotních difúzních svarů, je pro materiálu HΦ ukázáno na obrázku 34 a pro materiál T4 na obrázku 35. Z obrázků je zřejmé, že difúze neproběhla v celém průřezu. Uprostřed průřezu vzorku sice vznikl dostatečný počet difúzních mŕstvků svědčících o tom, že k difúzi dochází, ale ve většině difúzní plochy a hlavně u okraje vzorků ke spojení nedošlo. Proto bylo třeba prodloužit čas difúze.



**Obrázek 34:** Materiál HΦ :vyhodnocení mikroskopem Olympus DSX510 materiálu HΦ při 100 a 200 násobném zvětšení. Materiál HΦ: f 114 [kgf], T 1050 [°C], t 30[min] [33]





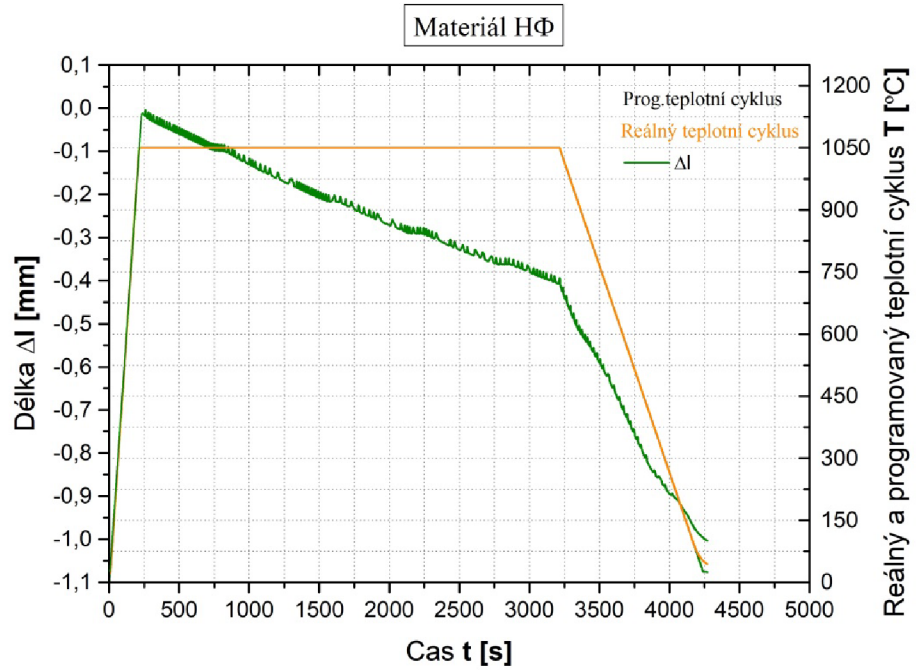
**Obrázek 35 :** Materiál T4 :Vyhodnocení mikroskopem Olympus DSX510 materiálu T4 při 100 a 200 násobném zvětšení. Materiál T4: f 147 [kgf], T 1050 [°C], t 30[min] [33]

### 5.2.5 Druhá fáze optimalizace difuzních parametrů

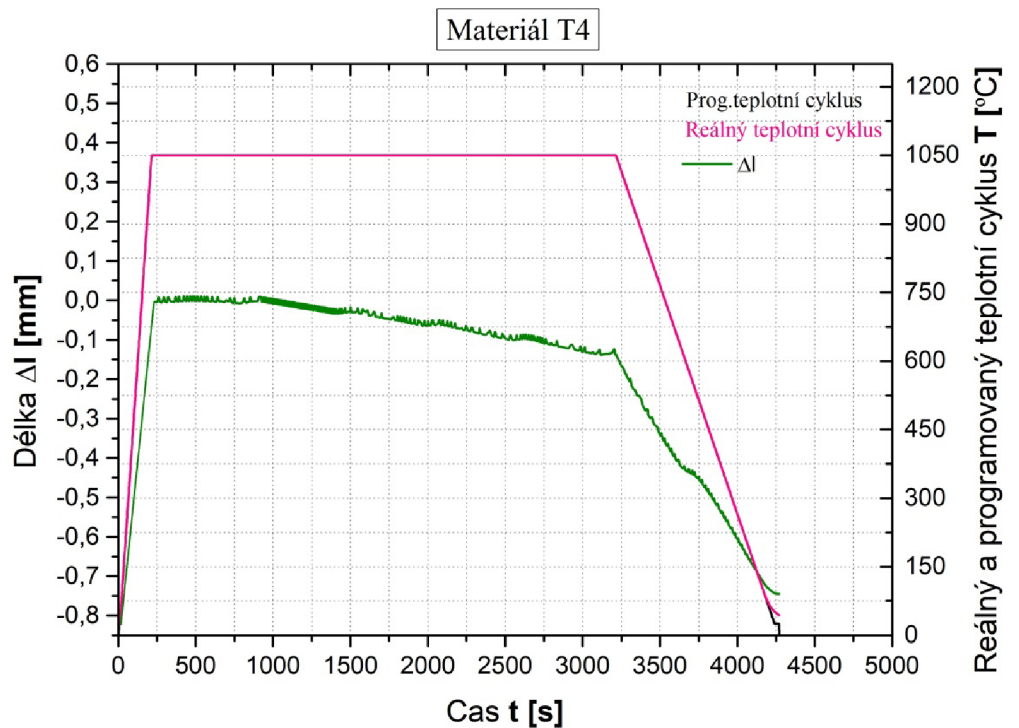
Ve druhé fázi experimentů byla prodloužena doba na teplotě výdrže, při které probíhá difúze. Konkrétně se jedná o prodloužení času o 50%, na 45 minut. To by mělo výrazně pomoci eliminovat kvalitu a místa nespojitostí ve svarovém spoji. Teplota a svařovací tlak zůstaly stejné, tak jak byly stanoveny v kapitole 5.2.3. a použity v první fázi popsané v kapitole 5.2.4. Difúzní svary tak byly realizovány při těchto svařovacích parametrech:

- **Materiál HΦ:** f 114 [kgf], T 1050 [°C], svařovací čas t 45 [min], rychlost ohřevu  $5^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ , rychlost ochlazování  $1^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ .
- **Materiál T4:** f 147 [kgf], T 1050 [°C], svařovací čas t 45 [min], rychlost ohřevu  $5^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ , rychlost ochlazování  $1^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ .

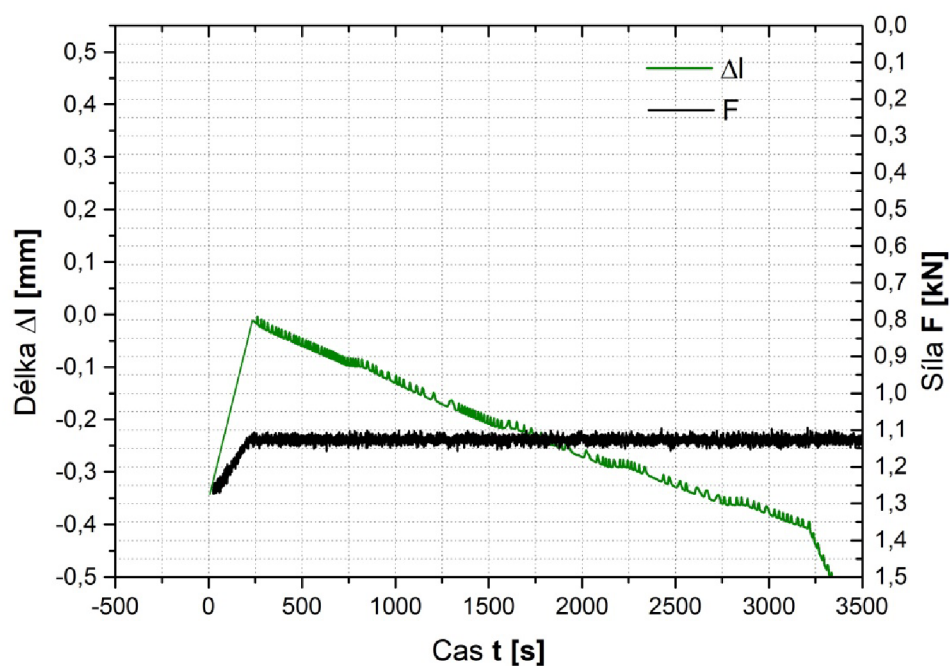
Na obrázku 36 je uveden programovaný a reálně změřený teplotní cyklus, včetně změření deformace vzorku při svařování pro materiál HΦ a na obrázku 37 pro materiál T4. Průběh přítláčné síly a délkové změny  $\Delta l$  materiálu je zobrazeno na obrázku 38 pro materiál HΦ a na obrázku 39 pro materiál T4.



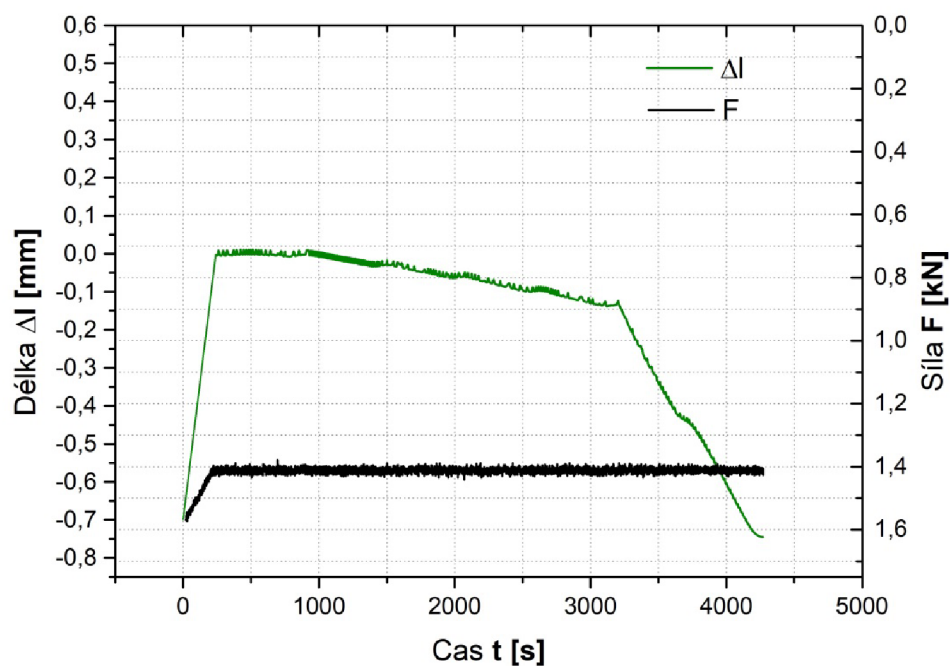
**Obrázek 36:** Programovaný a reálný teplotní cyklus včetně deformace vzorku  $\Delta l$  [mm] pro materiál HΦ\_f114[kgf]\_t45[min] [33]



**Obrázek 37:** Programovaný a reálný teplotní cyklus včetně deformace vzorku  $\Delta l$  [mm] pro materiál T4\_f147[kgf]\_t45[min] [33]

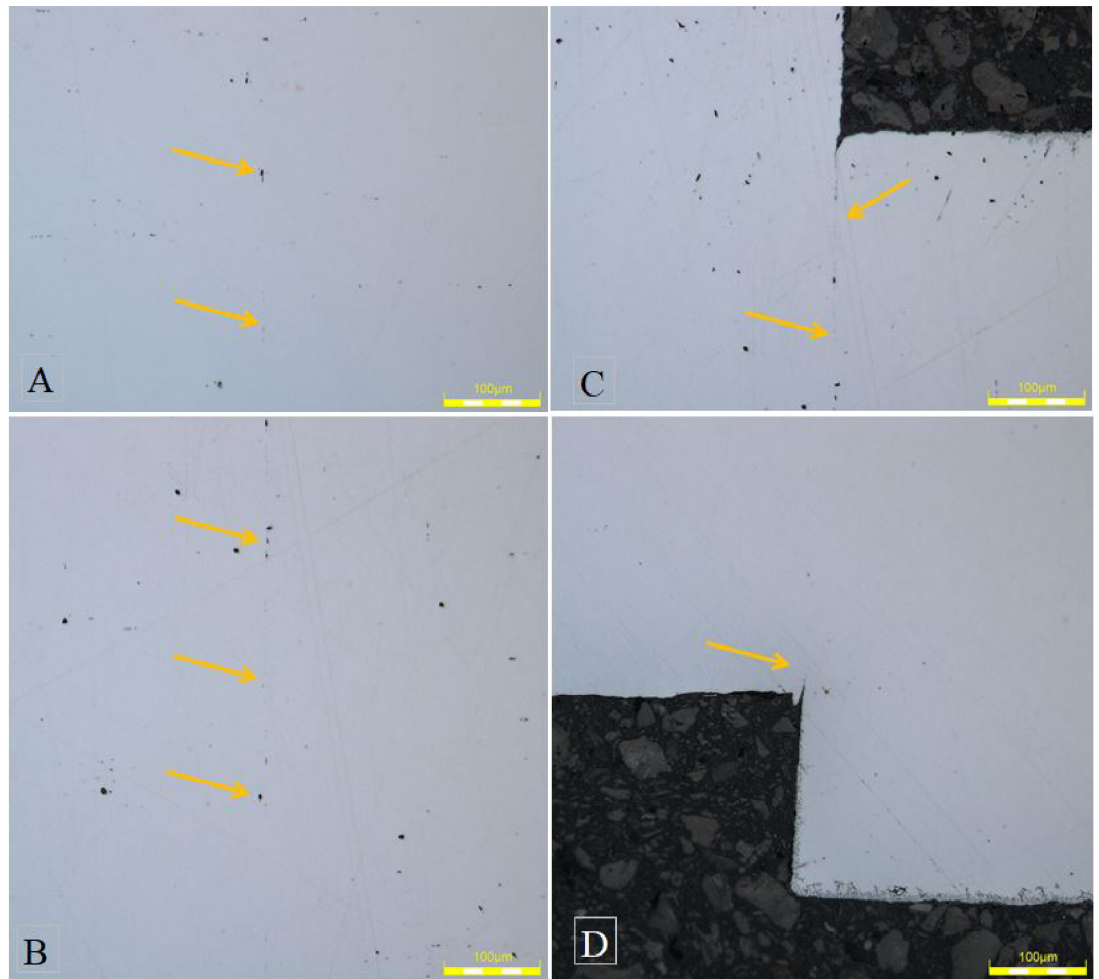


**Obrázek 38:** Průběh přítláčné síly s délkové změny  $\Delta l$  materiálu H $\Phi$  při teplotě  $T:1050[^\circ\text{C}]$  a přítláčné síle  $f:114[\text{kgf}]$ , čas svařování  $t:45[\text{min}]$  [33]

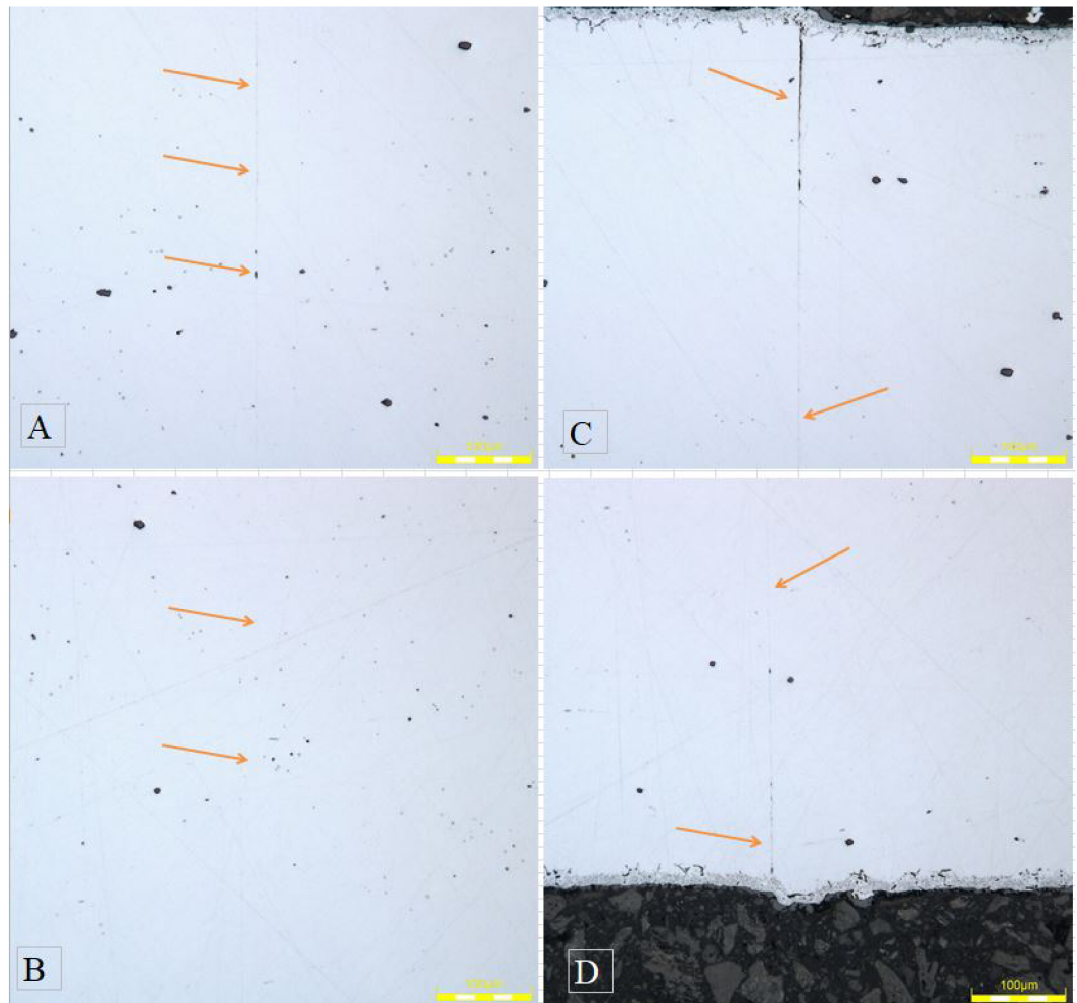


**Obrázek 39:** Průběh přítláčné síly s délkové změny  $\Delta l$  materiálu T4 při teplotě  $T:1050[^\circ\text{C}]$  a přítláčné síle  $f:147[\text{kgf}]$ , čas svařování  $t:45[\text{min}]$  [33]

Mikroskopické vyhodnocení bylo provedeno opět pomocí digitálního optického mikroskopu Olympus DSX510 a to při 200 násobném zvětšení. Ze snímků je vidět patrné zlepšení v oblasti svaru, ale i přesto je zřejmé, že difúze ještě neproběhla v celé ploše. Mikroskopické vyhodnocení druhé fáze optimalizovaných parametrů, je pro materiál HΦ ukázáno na obrázku 40 a pro materiál T4 na obrázku 41.



**Obrázek 40:** Vyhodnocení materiálu HΦ mikroskopem Olympus DSX510 při 500 násobném zvětšení. A - horní část vzorku, B - spodní část vzorku, C - horní okraj vzorku, D - spodní okraj vzorku [33]



**Obrázek 41:** Vyhodnocení materiálu T4 mikroskopem Olympus DSX510 při 500 násobném zvětšení. A - horní část vzorku, B - spodní část vzorku, C - horní okraj vzorku, D - spodní okraj vzorku [33]

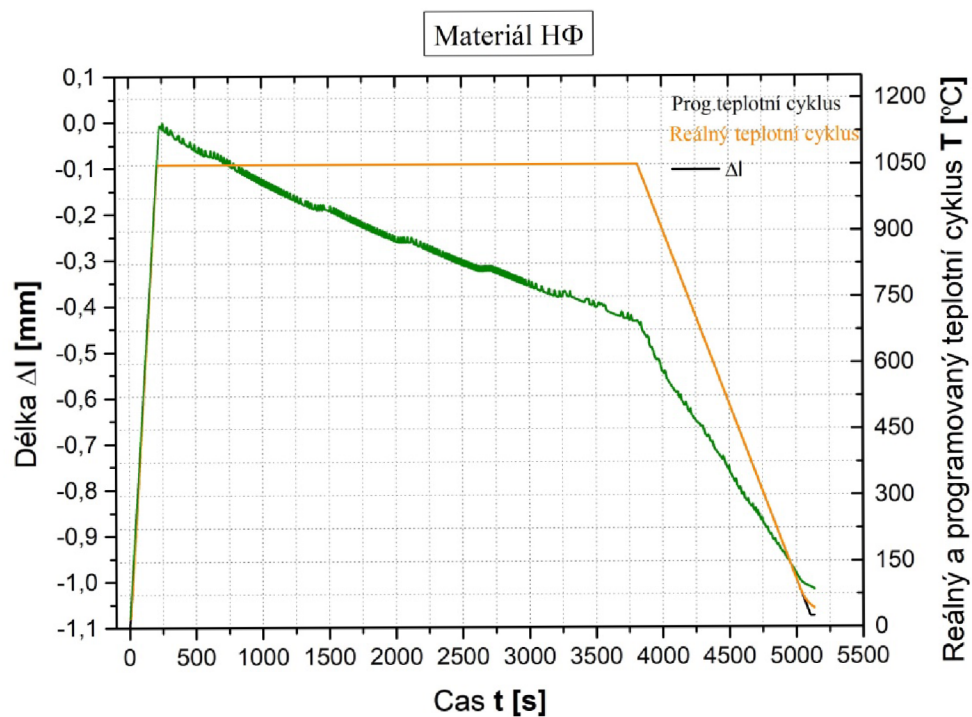
### 5.2.6 Finální optimalizace difúzních parametrů

Protože ani druhá fáze experimentů nepřinesla očekávaný výsledek, bylo třeba přistoupit k další úpravě experimentů. V této fázi se nabízely dvě varianty. První spočívala v dalším prodloužení času difúze, při druhé variantě by čas difúze zůstal zachován a zvýšila by se teplota difúze. Zároveň by muselo dojít ke snížení přítlačné síly, ve shodě se závislostmi uvedenými na obrázku 27 pro materiál H $\Phi$  a na obrázku 28 pro materiál T4. Měnit dva parametry je vždy složitější z pohledu očekávaného výsledku, a proto byla zvolena první varianta, při které byl prodloužen čas difúze (při teplotě 1050°C) na 60 minut.

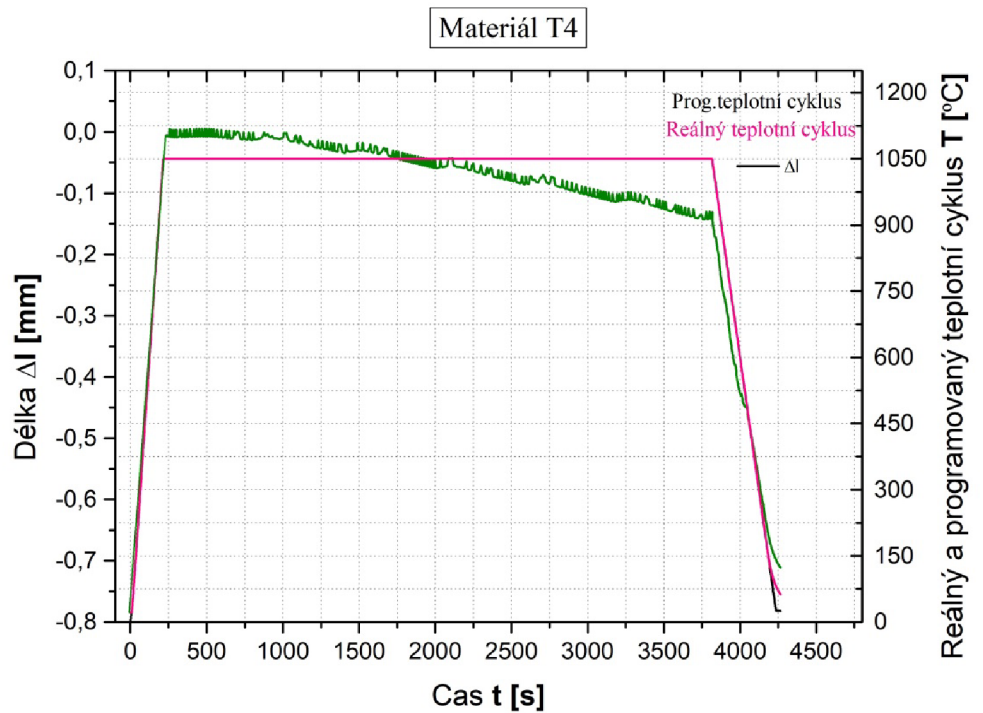
Na obrázku 42 je uveden programovaný a reálně změřený teplotní cyklus, včetně změření deformace vzorku při svařování pro materiál H $\Phi$  a na obrázku 43 pro



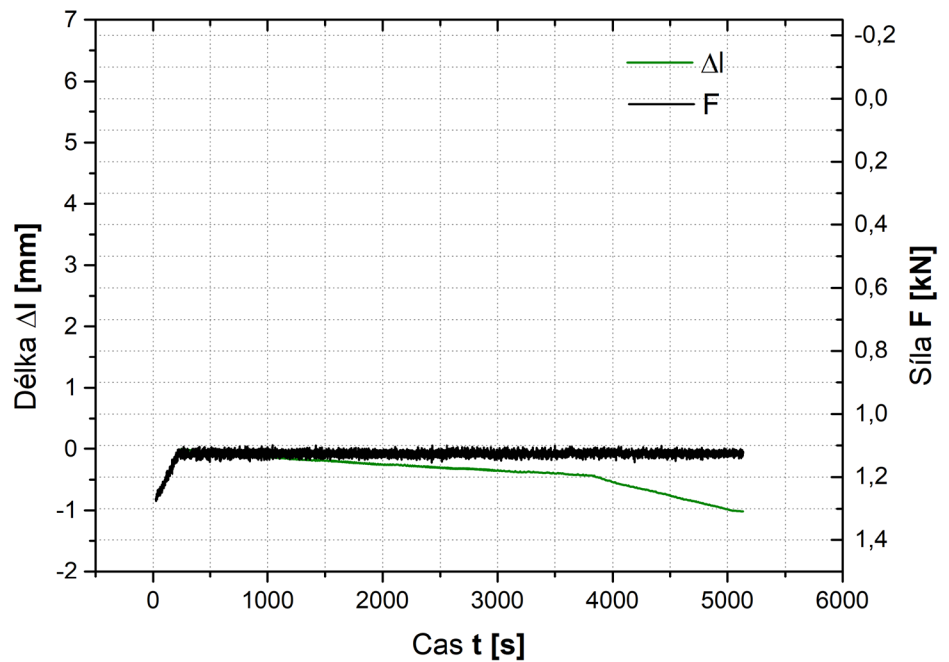
materiál T4. Průběh přítláčné síly a délkové změny  $\Delta l$  materiálu je zobrazeno na obrázku 44 pro materiál H $\Phi$  a na obrázku 45 pro materiál T4.



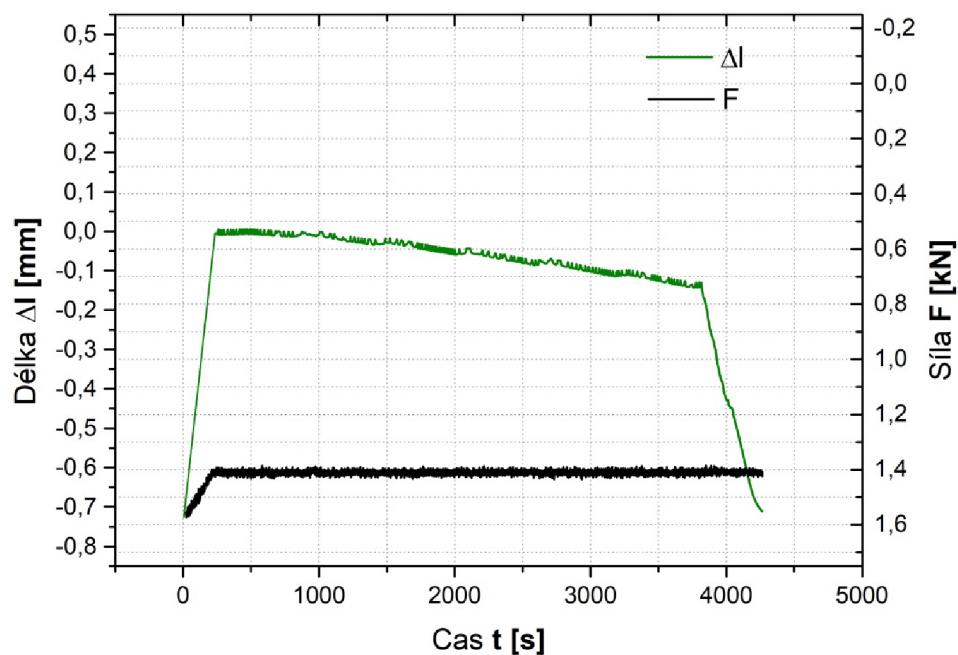
**Obrázek 42:** Programovaný a reálný teplotní cyklus včetně deformace vzorku  $\Delta l$  [mm] pro materiál H $\Phi$ \_f114[kgf]\_t60 [min] [33]



**Obrázek 43:** Programovaný a reálný teplotní cyklus včetně deformace vzorku  $\Delta l$  [mm] pro materiál T4\_f147[kgf]\_t60[min] [33]



**Obrázek 44:** Průběh přítláčné síly s délkové změny  $\Delta l$  materiálu H $\Phi$  při teplotě  $T:1050[^\circ\text{C}]$  a přítláčné síle  $f:114$  [kgf], čas svařování  $t:60$  [min] [33]

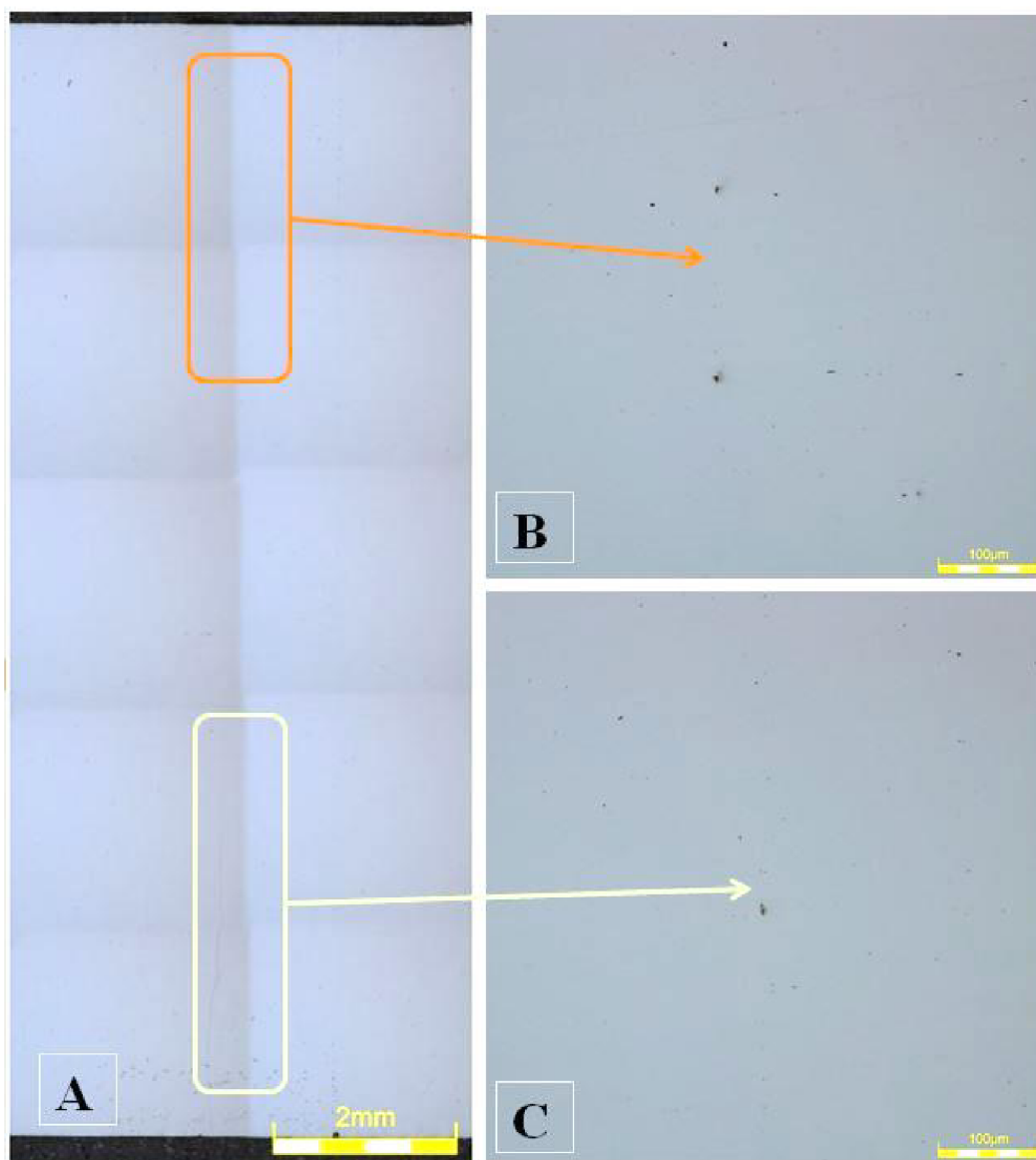


**Obrázek 45:** Průběh přítláčné síly s délkové změny  $\Delta l$  materiálu T4 při teplotě  $T:1050[^\circ\text{C}]$  a přítláčné síle  $f:147[\text{kgf}]$ , čas svařování  $t:60[\text{min}]$  [33]

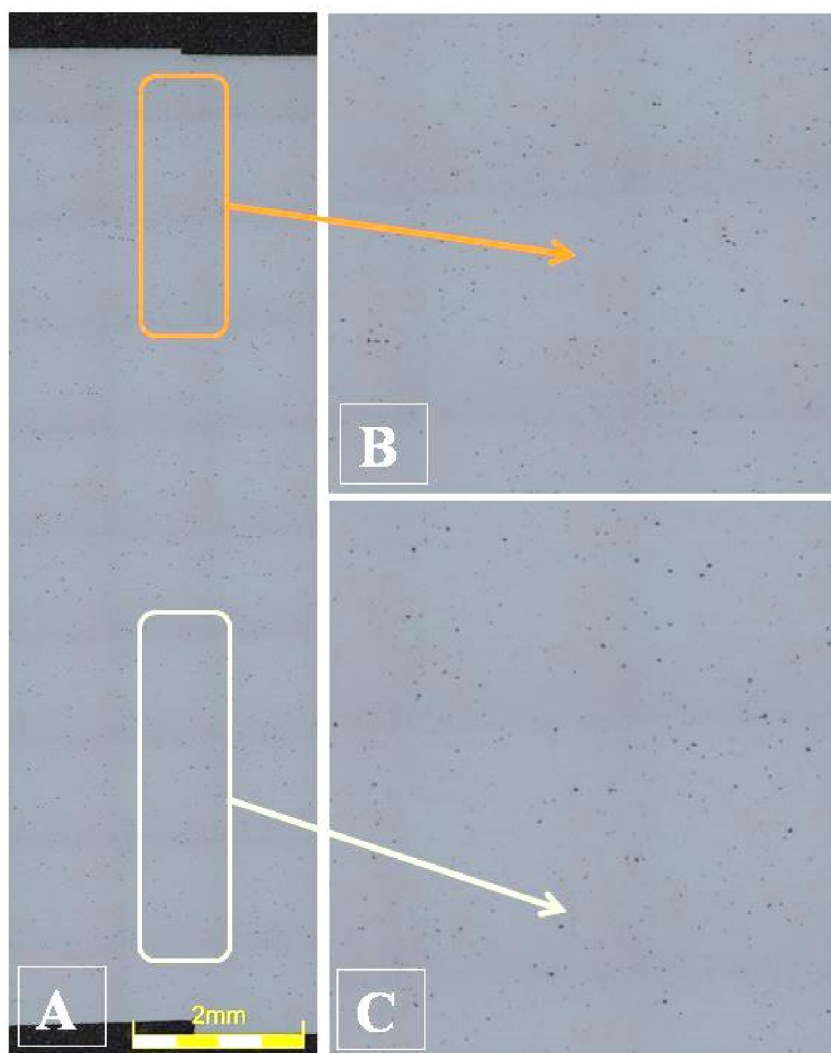
Po finální úpravě procesních parametrů a mikroskopickém vyhodnocení provedeném pomocí digitálního optického mikroskopu Olympus DSX510 se dá konstatovat, že difúze proběhla v celém průřezu a kavity a nespojitosti se vyskytovaly pouze sporadicky. Na obrázku 46 je ukázáno mikroskopické vyhodnocení difúzního spoje pro materiál H $\Phi$  při 200 a 500 násobném zvětšení a na obrázku 47 je ukázáno mikroskopické vyhodnocení difúzního spoje pro materiál T4.

Díky odladěným procesním parametrům tak bylo možné přistoupit k vytvoření difúzních svarů, určených pro výrobu zkušebních vzorků na statickou zkoušku tahem.





**Obrázek 46:** Vyhodnocení materiálu H $\Phi$  mikroskopem Olympus DSX510 při 200 a 500 násobném zvětšení. A – celý vzorek v průřezu při 200 násobném zvětšení, B - horní část vzorku při 500 násobném zvětšení, C - dolní část vzorku při 500 násobném zvětšení [33]

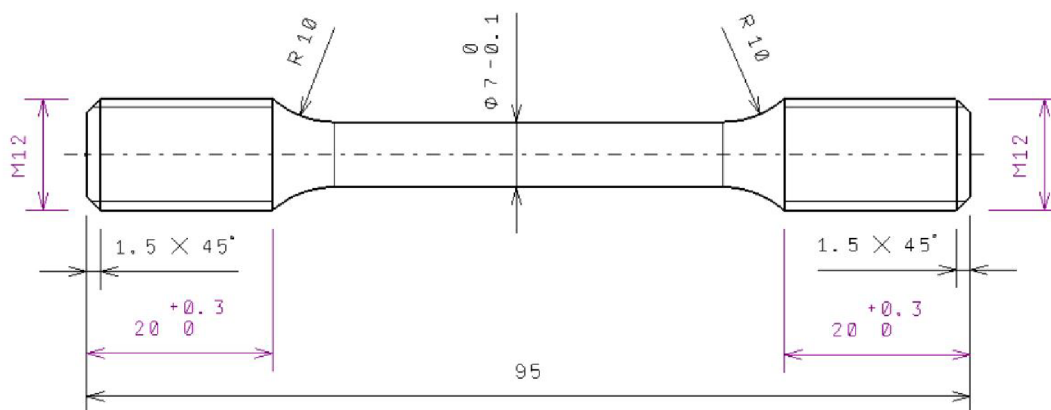


**Obrázek 47:** Vyhodnocení materiálu T4 mikroskopem Olympus DSX510 při 200 a 500 násobném zvětšení. A – celý vzorek v průřezu při 200 násobném zvětšení, B - horní část vzorku při 500 násobném zvětšení, C - dolní část vzorku při 500 násobném zvětšení [33]

### 5.2.7 Stanovení mechanických vlastností difúzních spojů

Pro výrobu difúzních svarů, určených k výrobě vzorků pro statickou zkoušku tahem, byly použity procesní parametry optimalizované v kapitole 5.2.6. Pro materiál HΦ se tak jednalo o ohřev rychlostí  $5^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$  na teplotu  $1050^{\circ}\text{C}$ , s následnou výdrží na teplotě po dobu 60 minut a ochlazováním rychlostí  $1^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ . Po celou dobu teplotního cyklu byla aplikována přitlačná síla 114 kgf (1119 N). Pro TRIP ocel T4 byl použit stejný teplotní cyklus, pouze bylo možné použít vyšší přitlačnou sílu 147 kgf (1,449 N).

Z vytvořených difúzních svarů byla ve shodě s obrázkem 48 vytvořena zkušební tělesa pro statickou zkoušku tahem.



**Obrázek 48:** Výkres zkušební tělesa pro statickou zkoušku tahem [33]

Statická zkouška tahem byla realizována na zkušebním zařízení TIRA Test 2300. Průběh zatěžující síly byl zaznamenán tenzometrickým snímačem KAF s rozsahem 100 kN a velikost prodloužení byla měřena extenzometrem MFX 500. Všechny snímače byly použity v souladu s normou ČSN EN ISO 6892-1. Naměřené mechanické hodnoty základního materiálu jsou uvedeny v tabulce 10.

**Tabulka 10:** Naměřené mechanické hodnoty základního materiálu

<b>HΦ</b>					
	D0	Rp0.2	Rm	Ag	A40mm
	[mm]	[MPa]	[MPa]	[%]	[%]
1	6,98	734,11	1014,72	3,32	6,35
2	7	717,4	1008,77	3,47	6,4
<b>T4</b>					
	D0	Rp0.2	Rm	Ag	A40mm
	[mm]	[MPa]	[MPa]	[%]	[%]
1	6,98	485,7	581,4	0,53	0,53
2	6,99	491,7	577,9	0,51	0,51

Zatímco k porušení vzorků HΦ došlo mimo oblast difúzního spoje a difúzní svar tak byl vytvořen v požadované kvalitě, u vzorků z materiálu T4 došlo k porušení v oblasti difúze. To bylo poněkud překvapující, protože z metalografických výbrusů na obrázku 41 se zdálo, že difúzní svar proběhl spojitě v celé ploše. Na obrázku 49 je ukázán vzorek difúzního svaru na materiálu HΦ po tahové zkoušce a na obrázku 50 je ukázán vzorek difúzního svaru na materiálu T4 po tahové zkoušce.

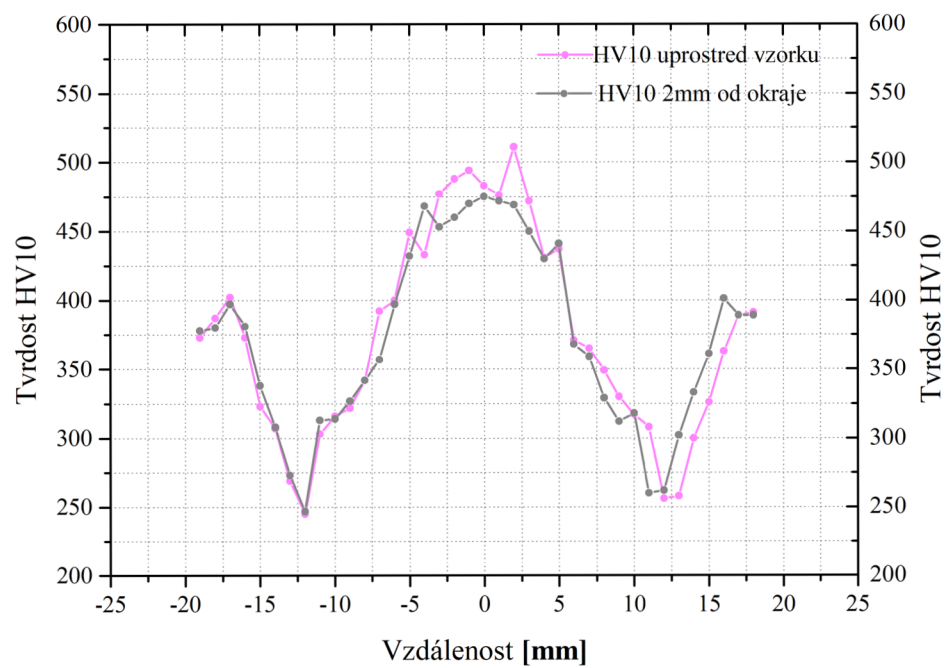


**Obrázek 49:** Vzorek difúzního svaru materiálu HΦ [33]



**Obrázek 50:** Vzorek difúzního svaru materiálu T4 [33]

U QP oceli HΦ došlo při tahové zkoušce k porušení vzorku mimo oblast difúzního spoje cca 12 mm od místa svařování. Místo porušení bylo identické pro oba vzorky a osově symetrické. Proto bylo rozhodnuto o proměření tvrdosti v oblasti spoje a v oblasti porušení vzorku ve výrazně větších vzdálenostech, než byly měřeny na běžných metalografických výbrusech. Výsledky měření tvrdosti HV 10 jsou uvedeny na obrázku 51.



**Obrázek 51:** Výsledky měření HV 10 materiálu T4 [33]

## 6. Diskuze výsledků

Diplomová práce byla zaměřena na nalezení vhodných procesních parametrů difúzního svařování u dvou typů homogenních spojů pro QP ocel označenou jako HΦ a TRIP ocel označenou jako T4. Materiály byly vyrobeny a pro experimentální činnost připraveny v Regionálním technologickém institutu RTI Plzeň. Prvním úkolem experimentální části bylo nalézt optimální vzájemný poměr teploty, při níž difúze probíhá a maximální možné přitlačné síly, při níž ještě nebude docházet k výrazným makrodeformacím. K tomu byly použity kaskádové testy. Celkově bylo provedeno 5 kaskádových testů pro každý materiál, na jejichž základě mohou být ve zvoleném teplotním intervalu 975 – 1125 °C vytvořeny závislosti hodnoty přitlačné síly. Závislosti byly vyjádřeny matematicky pomocí exponenciální funkce. Pro materiál HΦ je získaná exponenciální funkce uvedena v rovnici (8) a rovnice (9) uvádí získanou exponenciální funkci pro materiál T4.

$$y = 4418,692401e^{-0,005811x}$$
$$R^2 = 0,983171 \quad (8)$$

$$y = 15920,256039e^{-0,006786x}$$
$$R^2 = 0,993939 \quad (9)$$

Díky oběma rovnicím je možné, pro libovolnou teplotu v intervalu 975 – 1125 °C, získat správnou hodnotu přitlačné síly a takto zvolený poměr dvou základních veličin použít k celkové optimalizaci procesu difúzního svařování. Pro následnou optimalizaci procesních parametrů byla zvolena teplota 1050 °C, odpovídající 0,7 T<sub>m</sub> obou použitých materiálů. Na základě rovnice (8) proto byl QP oceli HΦ přiřazen doporučený přitlak 9,89 MPa, což znamená pro průměr vzorku 12 mm přitlačnou sílu 1,119 kN. Pro TRIP ocel T4 pak byl na základě rovnice (9) přiřazen doporučený přitlak 12,81 MPa, což znamená pro průměr vzorku 12 mm přitlačnou sílu 1,449 kN.

Pro první optimalizační krok byla zvolena doba difúze 30 minut, což je při svařování běžných ocelí zpravidla dostačující doba. Jak se však ukázalo, v tomto případě se sice vytvořily difúzní můstky, ale čas jako takový byl nedostatečný. Došlo tedy k prodloužení času o 50% na celkových 45 minut. Intenzita difúze se výrazně vylepšila, ale v místě spoje se stále vyskytovaly kavity a nespojitosti. Teprve další

prodloužení času na celkových 60 minut již vedlo ke vzniku difúzního spoje, u kterého se v místě výbrusu nevyskytovaly žádné nespojitosti, ani kavity. Použité procesní parametry tak mohly být brány jako optimalizované. Konkrétně se jednalo o následující parametry, viz tabulka 11:

**Tabulka 11:** Zvolené prvotní procesní parametry

Procesní parametry	Jednotky	Materiál	
		HΦ	T4
Rychlost ohřevu	[°C.s-1]	5	5
Svařovací teplota	[°C]	1050	1050
Přítlačná síla	[kN]	1,119	1,449
Doba svařování	[min]	60	60
Rychlost ochlazování	[°C.s-1]	1	1

ou

Posledním úkolem bylo posouzení, jak se difúzní svařování projevilo na mechanických vlastnostech spoje. Od každého materiálu byly vytvořeny dva difúzní spoje a z nich vyrobeny zkušební vzorky. Souhrnné výsledky mechanických zkoušek jsou uvedeny v tabulce 12, včetně porovnání se základním materiálem.

**Tabulka 12:** Souhrnné výsledky mechanických zkoušek

<b>HΦ</b>				
	Rp0.2	Rm	Ag	A40mm
	[MPa]	[MPa]	[%]	[%]
1	734,11	1014,72	3,32	6,35
2	717,4	1008,77	3,47	6,4
Základní materiál HΦ				
<i>Mez pevnosti v tahu <math>R_m = 1205 \pm 11</math> MPa</i>				
<i>Mez kluzu <math>R_m = 756 \pm 26</math> MPa</i>				
<i>Tažnost <math>A = 18,5 \pm 2,4</math> %</i>				
<b>T4</b>				
	Rp0.2	Rm	Ag	A40mm
	[MPa]	[MPa]	[%]	[%]
1	485,7	581,4	0,53	0,53
2	491,7	577,9	0,51	0,51
Základní materiál T4				
<i>Mez pevnosti v tahu <math>R_m = 919 \pm 24</math> MPa</i>				
<i>Mez kluzu <math>R_e = 478 \pm 30</math> MPa</i>				
<i>Tažnost <math>A = 28 \pm 1,9</math> %</i>				

Jak již bylo uvedeno v kapitole 5.2.7, u QP oceli HΦ došlo při tahové zkoušce k porušení vzorku mimo oblast difúzního spoje. Měření tvrdosti HV10 potvrdilo výrazné snížení tvrdosti ve vzdálenosti 12 mm od místa svařování. Pásmo změkčení bylo pravděpodobně způsobeno teplotním gradientem vznikajícím ve vzorku v průběhu difúzního svařování. Dlouhodobé vystavení teplotě okolo Ac1 pravděpodobně způsobilo popuštění v daném místě vzorku. To vysvětluje i dosažení nižších hodnot meze pevnosti difúzního spoje. Jak je zřejmé z obrázku 43 krčky a tedy i plastické deformace probíhaly pouze v pásmech změkčení vzorku. To byl důvod dosažení výrazně nižší hodnoty tažnosti.

U TRIP oceli T4 došlo k porušení v místě difúzního spoje, přestože výsledky metalografického vyhodnocení nic takového nenaznačovaly. Pevnost takového spoje dosáhla pouze na hodnotu 580 MPa. Bohužel již nebylo k dispozici více testovacích vzorků a nebylo tak možné přistoupit ke změně parametrů difúzního svařování. Proto bude v budoucnu nezbytné přistoupit k úpravě procesních parametrů. Pravděpodobně bude nutné zvýšit teplotu difúze, případně kombinovat difúzní svařování v přístroji Gleeble 3500 s následným pokračováním difúze ve vakuové peci.



## 7. Závěr

Cílem diplomové práce bylo nalezení vhodných procesních parametrů pro vytvoření kvalitního spojení dvou homogenních materiálu pomocí difúzního svařování. Teoretická část diplomové práce byla věnovaná popisu difúzního svařování, jeho problematice, výhodám a nevýhodám. Dále byly popsány QP a TRIP oceli a teplotně napěťový simulátor Gleeble 3500.

Experimentální část diplomové práce začíná představením základních informací o ocelích H $\Phi$  a T4 jak z pohledu struktury, tak z pohledu mechanických vlastností a způsobu výroby. Základní procesní veličiny difúzního svařování byly zjištěny pomocí kaskádových testů s následným stanovením teplotní závislosti maximální možné přitlačné síly. Teplota difúze byla zvolena 1050°C, což odpovídá 0,7T<sub>m</sub>. Čas byl postupně optimalizován na základě metalografického vyhodnocení, přičemž kritériem byl spoj bez nespojitostí a kavit. Finalizované svary byly podrobeny mechanickému testování.

Hlavní výsledky diplomové práce lze shrnout v následujících bodech:

- 1) Na základě kaskádových testů se podařilo získat teplotní závislost maximální možné přitlačné síly v intervalu teplot 975-1125°C pro oceli H $\Phi$  a T4. Díky matematickému popisu pomocí exponenciální funkce je možné použít optimalizované parametry pro libovolnou teplotu z uvedeného intervalu.
- 2) Pro difúzní spoj QP oceli H $\Phi$  byly získány následující optimalizované procesní parametry: difúzní teplota 1050 °C, přitlačná síla 1119 N, doba svařování 60 min.
- 3) Pro difúzní spoj TRIP oceli T4 byly získány následující optimalizované procesní parametry: difúzní teplota 1050 °C, přitlačná síla 1449 N, doba svařování 60 min.
- 4) Difúzní spoje realizované na teplotně-napěťovém simulátoru Gleeble vytvářejí ve vzorcích teplotní gradient, což je zpravidla výhodné. U oceli H $\Phi$  však díky teplotnímu gradientu došlo k výraznému změkčení ve vzdálenosti 12 mm od maximální teploty. Tu to nevýhodu však bude možné eliminovat v klasických zdrojích pro difúzní svařování.
- 5) U TRIP oceli T4 došlo k porušení v místě difúzního spoje, přestože výsledky metalografického vyhodnocení nic takového nenaznačovaly. Proto bude v budoucnu nezbytné přistoupit k úpravě procesních parametrů, pravděpodobně zvýšením teploty difúze.

## Použitá Literatura

- [1] Zdroj wikipedia.: *Historie svařování* [online]. 2020, 18.07.2020 Dostupné z: [https://cs.wikipedia.org/wiki/Historie\\_svařování](https://cs.wikipedia.org/wiki/Historie_svařování)
- [2] Ing. Jiří Koutný. *Historie svařování. Svar bazar* [online]. 2006, 14.06.2006 Dostupné z: <https://www.svarbazar.cz/phprs/view.php?cisloclanku=2006061401>
- [3] FOREJTOVÁ, Lucie, Ladislav KOLAŘÍK, Jan SUCHÁNEK, Marie KOLAŘÍKOVÁ a Tomáš PILVOUSEK. *Svařitelnost ocelí pro automobilový průmysl. MM Průmyslové spektrum* [online]. 2017, 03.08.2017 Dostupné z: <https://www.mmspektrum.com/clanek/svaritelnost-oceli-pro-automobilove-karoserie.html>
- [4] KLIBER, Jiří, Ondřej ŽÁČEK, Bohuslav MAŠEK, Hana STAŇKOVÁ, Pavel ŠUCHMANN, Stanislav NĚMEČEK. *Využití transformačně indukované plasticity (TRIP) v technologiích tváření oceli*. Docplayer [online]. 2005, 24.-26.2005 Dostupné z: <https://docplayer.cz/10555312-Vyuziti-transformacne-indukovane-plasticity-trip-v-technologiech-tvareni-oceli.html>
- [5] Zdroj wikipedia : *Svařování* [online]. 2020, 15.09.2020 Dostupné z: <https://cs.wikipedia.org/wiki/Svařování>
- [6] KOLAŘÍK, Ladislav, Marie KOLAŘÍKOVÁ, Karel KOVANDA a Petr VONDROUŠ. *Difúzní svařování. MM Průmyslové spektrum* [online]. 2012, 11.4.2012 Dostupné z: <https://www.mmspektrum.com/clanek/difuzni-svarovani.html>
- [7] MRŇA, Libor. *Difúzní svařování* [online]. 2020, 01.09.2020 Dostupné z: [http://ust.fme.vutbr.cz/svarovani/img/opory/hsv\\_specialni\\_metody\\_svarovani\\_difuzni\\_svarovani\\_mrna.pdf](http://ust.fme.vutbr.cz/svarovani/img/opory/hsv_specialni_metody_svarovani_difuzni_svarovani_mrna.pdf)
- [8] Zdroj wikiskripta : *1. Fickův zákon* [online].2020, 16.01.2017 Dostupné z: [https://www.wikiskripta.eu/w/1.\\_Fickův\\_zákon](https://www.wikiskripta.eu/w/1._Fickův_zákon)
- [9] FBI-VŠB-TU Ostrava, *Speciální metody svařování - Přenosové jevy* [online]. 2020, 01.09.2020 Dostupné z: [http://webcache.googleusercontent.com/search?q=cache:a\\_VK2iFbi7QJ:kf.vsb.cz/Kontakt/Hlavacova/af\\_vyuka/termodynamika\\_procesy.doc+&cd=8&hl=cs&ct=clnk&gl=cz](http://webcache.googleusercontent.com/search?q=cache:a_VK2iFbi7QJ:kf.vsb.cz/Kontakt/Hlavacova/af_vyuka/termodynamika_procesy.doc+&cd=8&hl=cs&ct=clnk&gl=cz)
- [10] PAVLÍK, Jakub, 2013. *Difuze v kovech*. Brno. Bakalářská práce. Fakulta strojní, ústav materiálových věd a inženýrství. Vysoké učení technické v Brně. Vedoucí bakalářské práce Eva Novotná

- [11] DOLEŽAL, Jan. *Difuzní svařování – 45*. Docplayer [online]. 2017, Dostupné z: <https://docplayer.cz/40425254-Difuzni-svarovani-45.html>
- [12] News Blog, NMC Media. *What are TRIP Steels?*. [online] 2018, 03.05.2018 Dostupné z: <http://www.nationalmaterial.com/what-are-trip-steels/>
- [13] WOJCIK, Rudolf, 2011. *Porovnání ocelí a technologií při výrobě automobilové karoserie*. Brno. Bakalářská práce. Fakulta strojní, ústav strojírenské technologie. Vysoké učení technické v Brně. Vedoucí bakalářské práce Ivo Dohnal
- [14] AIŠMAN, David. *Vliv tepelného zpracování na vlastnosti vysocepevné nízkolegované oceli*. [online] 2017. Dostupné z: <https://docplayer.cz/40593763-Vliv-tepelneho-zpracovani-na-vlastnosti-vysocepevne-nizkolegovane-oceli-david-aisman.html>
- [15] VOMÁČKA, Miroslav, 2011/2012. *Řízený vývoj mikrostruktury vícefázových ocelí*. Plzeň. Bakalářská práce. Fakulta strojní, materiálové inženýrství a strojírenská metalurgie. Západočeská univerzita v Plzni. Vedoucí bakalářské práce Ludmila Kučerová.
- [16] Zdroj Schinkmann s.r.o., *Svařovací metody*. [online] 2020. Dostupné z: <https://www.schinkmann.cz/svarovaci-metody>
- [17] POLÁK, Vojtěch, 2013. *Moderní trendy v technologii svařování technických materiálů*. Brno. Bakalářská práce. Agronomická fakulta, ústav techniky a automobilové dopravy. Mendelova univerzita v Brně. Vedoucí bakalářské práce Petr Dostál
- [18] Zdroj svarkalegko.com. *Диффузионная сварка / Difúzní svařování* [online] Dostupné z: [https://svarkalegko.com/tehonology/diffuzionnaya-svarka.html#Oblast\\_primeneniya](https://svarkalegko.com/tehonology/diffuzionnaya-svarka.html#Oblast_primeneniya)
- [19] KOUDELKOVÁ, Lenka, 2018. *Vliv předúprav a čistoty povrchu na adhezi nátěrových hmot*. Praha. Diplomová práce. Fakulta strojní, ústav strojírenské technologie. České vysoké učení technické v Praze. Vedoucí diplomové práce Jan Kudláček
- [20] Zdroj wikiskripta.eu, *Biochemika kapalin*. [online] 2018, 18.06.2018 Dostupné z: [https://www.wikiskripta.eu/w/Biomechanika\\_kapalin](https://www.wikiskripta.eu/w/Biomechanika_kapalin)
- [21] VRABEC, Zdeněk, 2014. *Vliv druhu materiálu a tvaru čelistí na teplotní gradient při ohřevu testovacích vzorků v přístroji Gleeble 3500*. Liberec. Fakulta strojní, strojírenská technologie. Technická univerzita v Liberci. Vedoucí práce Jaromír Moravec

- [22] MORAVEC, Jaromír, Josef BRADÁČ. ...rok... *Možnosti a využití teplotně – napěťového simulátoru gleeble při výzkumu technické zpracovatelnosti materiálů: Část ...* Liberec: Technická univerzita v Liberci, ...rok... ISBN ...
- [23] BEDNÁŘ, Jan, 2016. Liberec. Bakalářská práce. Fakulta strojní, strojní inženýrství. Technická univerzita v Liberci. *Možnosti využití přístroje Gleeble pro difúzní svařování homogenních a heterogenních svarů*. Vedoucí bakalářské práce Jaromír Moravec
- [24] KUČEROVÁ, Ludmila, JENIČEK, Štěpán, MACH, Josef, 2018. Plzeň. University of West Bohemia on Pilsen, Regional Technological Institute. Časopis METAL 2018, Květen 23-25.2018 Czech Republic, EU
- [25] Zdroj wikipedia.: *Struktura povrchu* [online]. 2020, 03.08.2020 Dostupné z: [https://cs.wikipedia.org/wiki/Struktura\\_povrchu](https://cs.wikipedia.org/wiki/Struktura_povrchu)
- [26] ŠEBEK, Jan, 2008. Brno. Diplomová práce. Agronomická fakulta, ústav techniky a automobilové dopravy. Mendelova zemědělská a lesnická univerzita v Brně. *Metody svařování těžko svařitelných kovů*. Vedoucí diplomové práce Vladimír Chrást
- [27] KUČEROVÁ, L., JANDOVÁ, A., OPATOVÁ, K. Metallography of AHSS steels with retained austenite. In *Microscopy and imaging science: practical approaches to applied research and education*. Spain : Formatex Research Center, 2017, s. 455-463. ISBN: 978-84-942134-9-6 Dostupné z: <https://docplayer.cz/20251884-Mendelova-zemedelska-a-lesnicka-univerzita-v-brne-agronomicka-fakulta.html>
- [28] KOLAŘÍK, Jan, KOLAŘÍKOVÁ, Marie. Praha. Fakulta strojní. ČVUT v Praze. Příspěvek o difúzním svařování. *Difúzní svařování v ochranné atmosféře s použitím přechodových mezivrstev*. [online] Dostupné z: [https://dk.upce.cz/bitstream/handle/10195/54206/KolarikL\\_DifuzniSvarovani\\_2013.pdf?sequence=1&isAllowed=y](https://dk.upce.cz/bitstream/handle/10195/54206/KolarikL_DifuzniSvarovani_2013.pdf?sequence=1&isAllowed=y)
- [29] VRBA, Jakub, 2016. Liberec. Bakalářská práce. Fakulta strojní, strojní inženýrství. Technická univerzita v Liberci. *Možnosti aplikace difúzního svařování u materiálu 10GN2MFA*. Vedoucí bakalářské práce Jaromír Moravec
- [30] Zdroj: dadyk.cz.: *Indukční ohřev* [online]. 2002, 20.04.2020 Dostupné z: <http://danyk.cz/induk.html>
- [31] CEBANU, Marina, 2017. Liberec. Bakalářská práce. Fakulta strojní, strojní inženýrství. Technická univerzita v Liberci. *Životnost kovárenského nářadí*

*v závislosti na teplotě a tlaku na kovacím lise TR 1600 PK Schuler ve firmě ŠKODA Auto a.s. Mladá Boleslav. Vedoucí bakalářské práce Pavel Solfronk*

[32] KUČEROVÁ, Ludmila, JENIČEK, Štěpán, MACH, Josef, 2018. Plzeň. University of West Bohemia on Pilsen, Regional Technological Institute. Časopis METAL 2018, Květen 23-25.2018 Czech Republic, EU

[33] Autor diplomové práce

[34] Převzato z: prezentace na webu docplayer.cz Dostupné z: <http://docplayer.cz/18241549-Karoserie-osobniho-automobilu-ing-petr-simon-skoda-auto-a-s-04-03-2015.html>

## Seznam obrázků

Obrázek 1: Způsoby difúzního svařování a) svařování stejných materiálů bez mezivrstvy b) svařování stejných materiálů s mezivrstvou c) svařování nestejných materiálů bez mezivrstvy d) svařování nestejných materiálů s mezivrstvou. [33] ....	13
Obrázek 2: Průběh difúze. [33] .....	14
Obrázek 3: Difúzní tok v modelu hranolu [10] .....	15
Obrázek 4: Závislost difuzivity na uhlíku v železe na obsahu uhlíku při teplotě 927 °C [10] .....	16
Obrázek 5: Změna koncentrace na čase [10] .....	16
Obrázek 6: Změna koncentrace na čase ve vzdálenosti x1 [10] .....	17
Obrázek 7: Ukázka bodů dotyků při difúzním svařování [33] .....	19
Obrázek 8: Druhy nečistot [33] .....	20
Obrázek 9: Ukázka funkce profilografu. A- měřená součást, B- profilograf [33] .....	21
Obrázek 10: Vliv drsnosti na pevnost svaru při svařování oceli 12 060 a 19 436 [29] .....	22
Obrázek 11: Proces difúzního svařování a) vznik počátečního kontaktu povrchů b) vzájemná difúze atomů a pohyb vakancí c) intenzivní difúzní pochod d) spojení dvou kovů [6] .....	23
Obrázek 12: Indukční ohřev materiálu na kovací teplotu [31] .....	26
Obrázek 13: Struktura TRIP oceli [12] .....	29
Obrázek 14: Porovnání mechanických vlastností vybraných ocelí. Nelegované nízkouhlíkové oceli (IF), dvojfázové oceli (DP), vícefázové oceli (CP), oceli využívající deformačně indukované martenzitické přeměny (TRIP) aj. [12] .....	30
Obrázek 15: Ukázka použití TRIP ocelí v automobilovém průmyslu Škoda Auto a.s. [34] .....	31
Obrázek 16: Schéma QP procesu v závislosti teploty na čase. Úplná austenizace na teplotě AT, chlazení(kalení)na teplotu QT, poté přerozdělování uhlíku na teplotě PT na pokojovou teplotu RT. [23] .....	33
Obrázek 17: Schematický diagram zobrazující posloupnost vývoje mikrostruktury z homogenního austenitu během QP procesu ( $C_i$ , $C_\gamma$ , $C_m$ představují obsah uhlíku v počáteční slitině, austenitu a martenzitu a jsou zobrazeny pro QT a PT) [23] .....	33
Obrázek 18: Teplotně napěťový simulátor Gleeble 3500 [33] .....	36
Obrázek 19: Mikrostruktura desek 42SiCr ( $H\Phi$ ), leptaná 3% Nital [24] .....	38

Obrázek 20: Struktura materiálu T4_Bainiticko-feritická struktura se zadrženým austenitem získaná termomechanickým zpracováním [24] .....	39
Obrázek 21: Ukázka upevnění termočlánku [33].....	40
Obrázek 22: Vzorek s navařenými termočlánky / Měděné čelisti / Rozpěrka [33]	41
Obrázek 23: Vlevo nahoře: znázornění zapojení termočlánků ve stroji / Upevněné vzorky před svařováním [33] .....	41
Obrázek 24: Ukázka programu QuikSim2 [33] .....	42
Obrázek 25: Výsledek kaskádového testu na materiálu HΦ při teplotě T: 975 [°C] a přítlačné síle f:86 [kgf] [33] .....	43
Obrázek 26: Výsledek kaskádového testu na materiálu T4 při teplotě T: 975 [°C] a přítlačné síle f:115 [kgf] [33] .....	44
Obrázek 27: Teplotní závislost meze kluzu v tlaku pro materiál HΦ [33] .....	45
Obrázek 28: Teplotní závislost meze kluzu v tlaku pro T4 [33].....	46
Obrázek 29: Programovaný a reálný teplotní cyklus včetně deformace vzorku Δl [mm] pro materiál HΦ_f115 [kgf]_t30 [min] [33].....	47
Obrázek 30: Programovaný a reálný teplotní cyklus včetně deformace vzorku Δl [mm] pro materiál T4_f144[kgf]_t30[min] [33].....	48
Obrázek 31: Průběh přítlačné síly s délkové změny Δl materiálu HΦ při teplotě T:1050[°C] a přítlačné síle f:114 [kgf], čas svařování t: 30[min] [33].....	48
Obrázek 32: Průběh přítlačné síly s délkové změny Δl materiálu T4 při teplotě T:1050[°C] a přítlačné síle f:147 [kgf], čas svařování t: 30[min] [33].....	49
Obrázek 33: Kotoučová pila, pila Brillant 220, vzorek po zkrácení [33] .....	49
Obrázek 34: Materiál HΦ :vyhodnocení mikroskopem Olympus DSX510 materiálu HΦ při 100 a 200 násobném zvětšení. Materiál HΦ: f 114 [kgf], T 1050 [°C], t 30[min] [33] .....	50
Obrázek 35 : Materiál T4 :Vyhodnocení mikroskopem Olympus DSX510 materiálu T4 při 100 a 200 násobném zvětšení. Materiál T4: f 147 [kgf], T 1050 [°C], t 30[min] [33] .....	51
Obrázek 36: Programovaný a reálný teplotní cyklus včetně deformace vzorku Δl [mm] pro materiál HΦ_f115[kgf]_t45[min] [33].....	52
Obrázek 37: Programovaný a reálný teplotní cyklus včetně deformace vzorku Δl [mm] pro materiál T4_f145[kgf]_t45[min] [33].....	52
Obrázek 38: Průběh přítlačné síly s délkové změny Δl materiálu HΦ při teplotě T:1050[°C] a přítlačné síle f:114 [kgf], čas svařování t: 45[min] [33].....	53



Obrázek 39: Průběh přítláčné síly s délkové změny $\Delta l$ materiálu T4 při teplotě $T:1050[^\circ\text{C}]$ a přítláčné síle $f:147[\text{kgf}]$ , čas svařování $t:45[\text{min}]$ [33].....	53
Obrázek 40: Vyhodnocení materiálu H $\Phi$ mikroskopem Olympus DSX510 při 500 násobném zvětšení. A - horní část vzorku, B - spodní část vzorku, C - horní okraj vzorku, D - spodní okraj vzorku [33].....	54
Obrázek 41: Vyhodnocení materiálu T4 mikroskopem Olympus DSX510 při 500 násobném zvětšení. A - horní část vzorku, B - spodní část vzorku, C - horní okraj vzorku, D - spodní okraj vzorku [33].....	55
Obrázek 42: Programovaný a reálný teplotní cyklus včetně deformace vzorku $\Delta l$ [mm] pro materiál H $\Phi$ _f115[kgf]_t60 [min] [33].....	56
Obrázek 43: Programovaný a reálný teplotní cyklus včetně deformace vzorku $\Delta l$ [mm] pro materiál T4_f115[kgf]_t60[min] [33].....	57
Obrázek 44: Průběh přítláčné síly s délkové změny $\Delta l$ materiálu H $\Phi$ při teplotě $T:1050[^\circ\text{C}]$ a přítláčné síle $f:114[\text{kgf}]$ , čas svařování $t:60[\text{min}]$ [33].....	57
Obrázek 45: Průběh přítláčné síly s délkové změny $\Delta l$ materiálu T4 při teplotě $T:1050[^\circ\text{C}]$ a přítláčné síle $f:147[\text{kgf}]$ , čas svařování $t:60[\text{min}]$ [33].....	58
Obrázek 46: Vyhodnocení materiálu H $\Phi$ mikroskopem Olympus DSX510 při 200 a 500 násobném zvětšení. A – celý vzorek v průřezu při 200 násobném zvětšení, B - horní část vzorku při 500 násobném zvětšení, C - dolní část vzorku při 500 násobném zvětšení [33].....	59
Obrázek 47: Vyhodnocení materiálu T4 mikroskopem Olympus DSX510 při 200 a 500 násobném zvětšení. A – celý vzorek v průřezu při 200 násobném zvětšení, B - horní část vzorku při 500 násobném zvětšení, C - dolní část vzorku při 500 násobném zvětšení [33].....	60
Obrázek 48: Výkres zkušebního tělesa pro statickou zkoušku tahem [33].....	61
Obrázek 49: Vzorek difúzního svaru materiálu H $\Phi$ [33].....	62
Obrázek 50: Vzorek difúzního svaru materiálu T4 [33].....	62
Obrázek 51: Výsledky měření HV 10 materiálu T4 [33].....	63
Obrázek 52: Příloha A 1 - Výsledek kaskádového testu na materiálu H $\Phi$ při teplotě $T:1012[^\circ\text{C}]$ a přítláčné síle $f:86[\text{kgf}]$ [33].....	78
Obrázek 53: Příloha A 2 - Výsledek kaskádového testu na materiálu H $\Phi$ při teplotě $T:1050[^\circ\text{C}]$ a přítláčné síle $f:86[\text{kgf}]$ [33].....	79
Obrázek 54: Příloha A 3 - Výsledek kaskádového testu na materiálu H $\Phi$ při teplotě $T:1087[^\circ\text{C}]$ a přítláčné síle $f:86[\text{kgf}]$ [33].....	79

Obrázek 55: Příloha A 4 - Výsledek kaskádového testu na materiálu HΦ při teplotě T: 1125[°C] a přítlačné síle f:86 [kgf] [33] .....	80
Obrázek 56: Příloha A 5 - Výsledek kaskádového testu na materiálu T4 při teplotě T: 1012[°C] a přítlačné síle f:115 [kgf] [33] .....	80
Obrázek 57: Příloha A 6 - Výsledek kaskádového testu na materiálu T4 při teplotě T: 1050[°C] a přítlačné síle f:115 [kgf] [33] .....	81
Obrázek 58 : Příloha A7 - Výsledek kaskádového testu na materiálu T4 při teplotě T: 1087[°C] a přítlačné síle f:115 [kgf] [33].....	81
Obrázek 59: Příloha A 8 - Výsledek kaskádového testu na materiálu T4 při teplotě T: 1125[°C] a přítlačné síle f:115 [kgf] [33] .....	82

## Seznam tabulek

Tabulka 1: Způsoby difúzního svařování a) svařování stejných materiálů bez mezivrstvy b) svařování stejných materiálů s mezivrstvou c) svařování nestejných materiálů bez mezivrstvy d) svařování nestejných materiálů s mezivrstvou.....	13
Tabulka 2: Příklad svařovaných materiálů a jejich technologických parametrů pro difúzní svařování.....	18
Tabulka 3: Střední aritmetická úchylka povrchu Ra [ $\mu\text{m}$ ].....	21
Tabulka 4: Výhody a nevýhody difúzního svařování.....	27
Tabulka 5: Oblast využití zařízení Gleeble 3500.....	36
Tabulka 6: Chemické složení oceli 42SiCr (H $\Phi$ ) [%].....	37
Tabulka 7: Chemické složení oceli CMnAlNb neboli T4.....	38
Tabulka 8: Výpočetní hodnoty pro materiál H $\Phi$ .....	45
Tabulka 9: Výpočetní hodnoty k materiálu T4.....	46
Tabulka 10: Naměřené mechanické hodnoty základního materiálu.....	61
Tabulka 11: Zvolené prvotní procesní parametry.....	65
Tabulka 12: Souhrnné výsledky mechanických zkoušek.....	65

## Seznam příloh

### A Obrázky vyhodnocení kaskádových testů

Příloha A 1 – Materiál HΦ \_ Výsledek kaskádového testu na materiálu HΦ při teplotě T: 975[°C] a přítlačné síle f:86 [kgf]

Příloha A 2 – Materiál HΦ \_ Výsledek kaskádového testu na materiálu HΦ při teplotě T: 1012[°C] a přítlačné síle f:86 [kgf]

Příloha A 3 – Materiál HΦ \_ Výsledek kaskádového testu na materiálu HΦ při teplotě T: 1087[°C] a přítlačné síle f:86 [kgf]

Příloha A 4 – Materiál HΦ \_ Výsledek kaskádového testu na materiálu HΦ při teplotě T:1125[°C] a přítlačné síle f:86 [kgf]

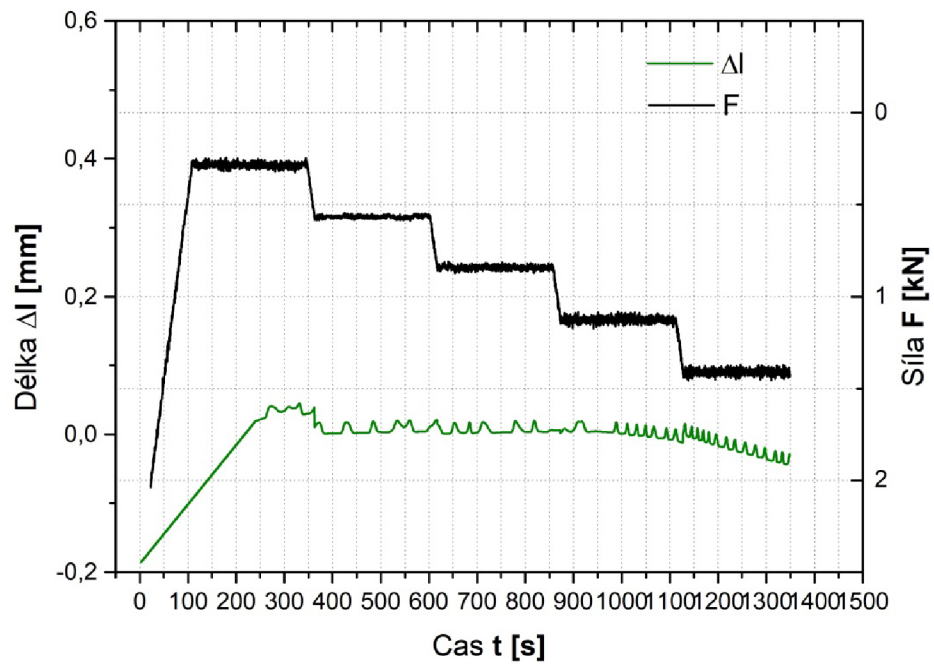
Příloha A 5 – Materiál T4 \_ Výsledek kaskádového testu na materiálu T4 při teplotě T: 975[°C] a přítlačné síle f:115 [kgf]

Příloha A 6 – Materiál T4 \_ Výsledek kaskádového testu na materiálu T4 při teplotě T: 1012[°C] a přítlačné síle f:115 [kgf]

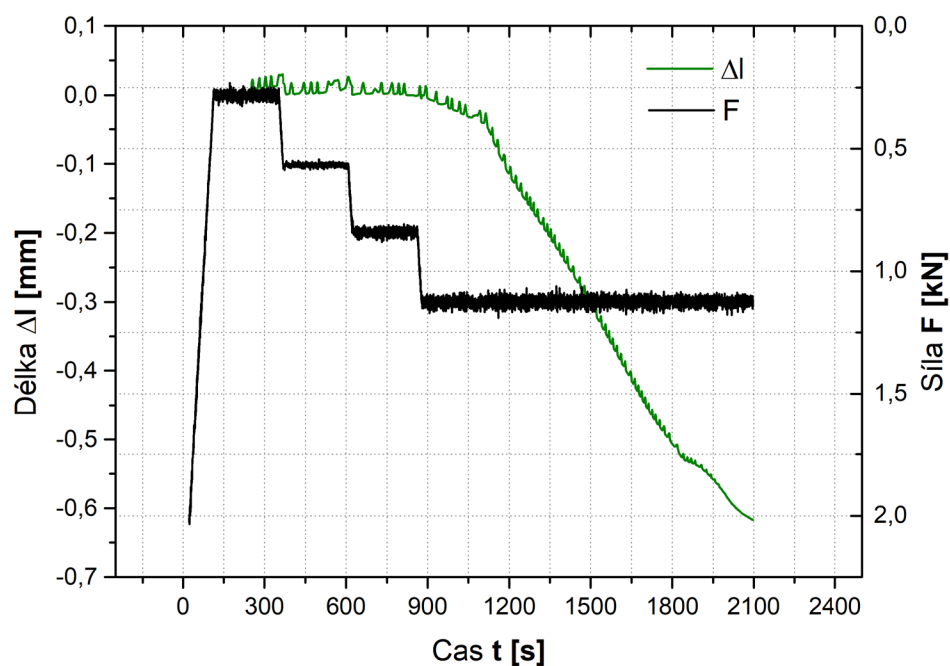
Příloha A 7 – Materiál T4 \_ Výsledek kaskádového testu na materiálu T4 při teplotě T: 1087[°C] a přítlačné síle f:115 [kgf]

Příloha A 8 – Materiál T4 \_ Výsledek kaskádového testu na materiálu T4 při teplotě T: 1125[°C] a přítlačné síle f:115 [kgf]

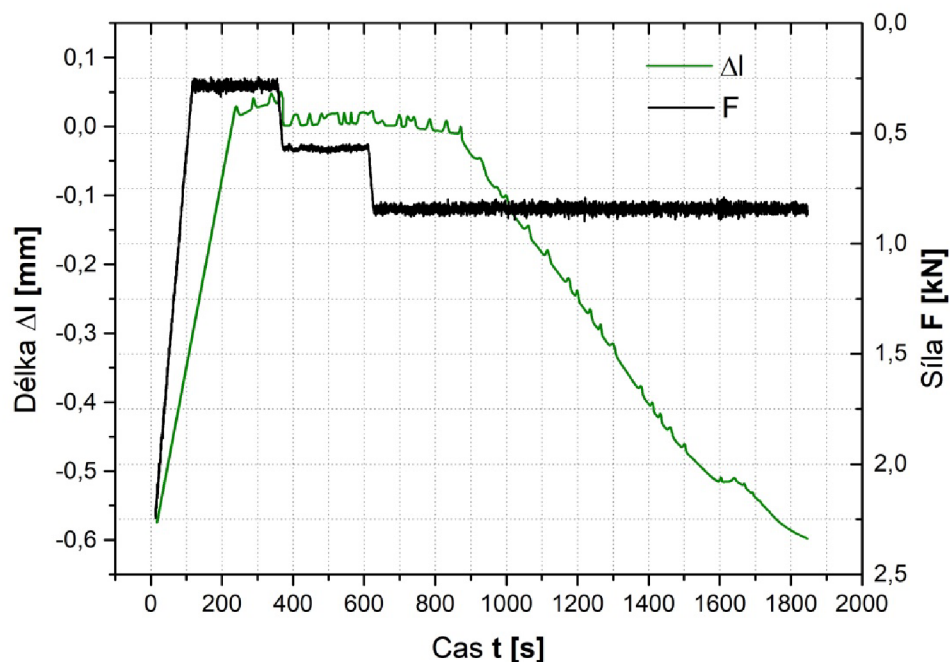
## A Obrázky grafů vyhodnocení kaskádových testů



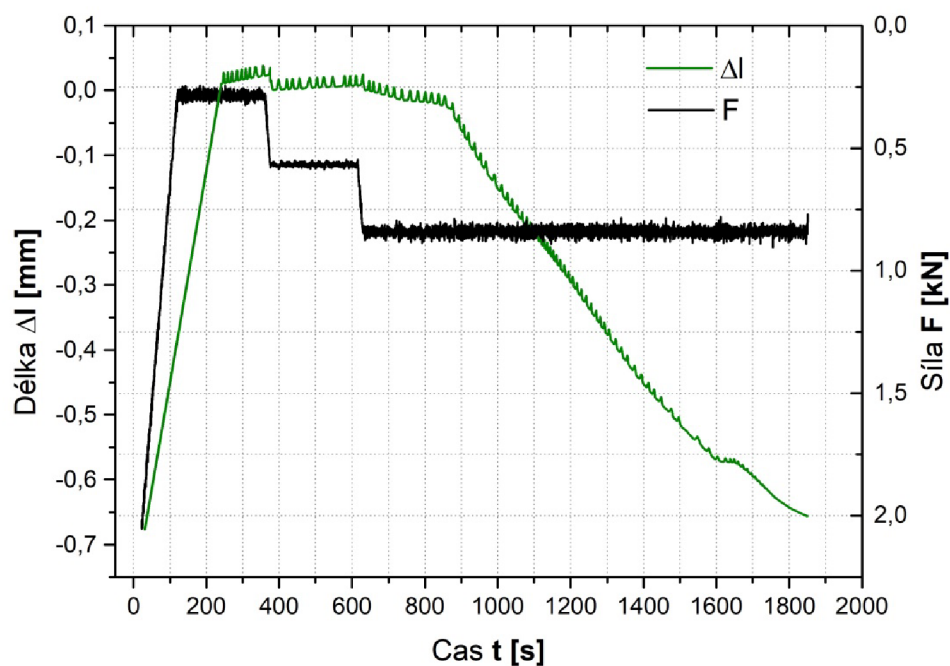
**Obrázek 52:** Příloha A 1 - Výsledek kaskádového testu na materiálu H $\Phi$  při teplotě T: 1012[°C] a přítlačné síle f:86 [kgf] [33]



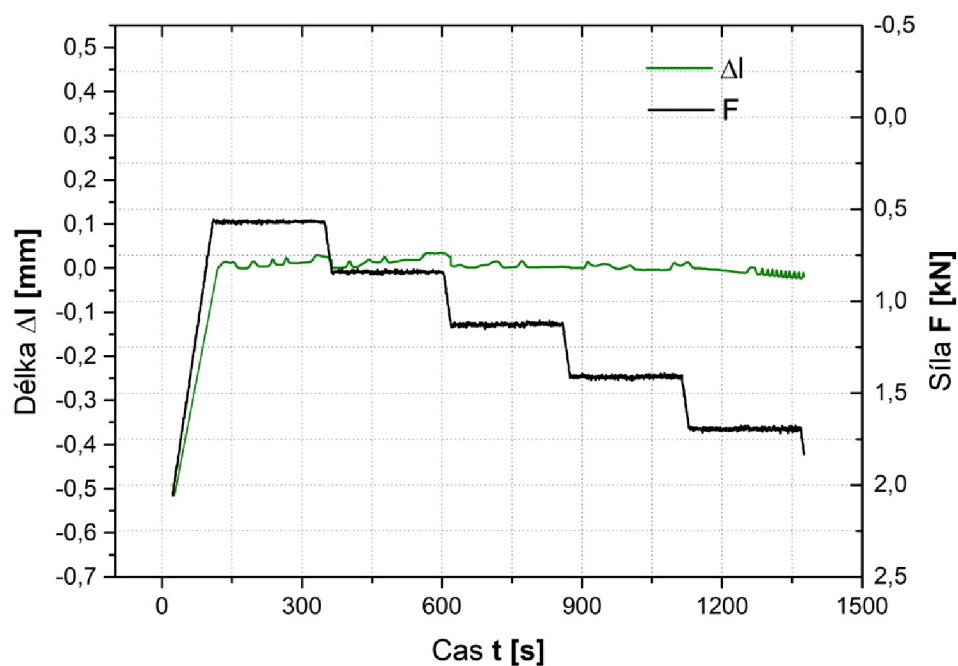
**Obrázek 53:** Příloha A 2 - Výsledek kaskádového testu na materiálu HΦ při teplotě T: 1050[°C] a přítlačné síle f:86 [kgf] [33]



**Obrázek 54:** Příloha A 3 - Výsledek kaskádového testu na materiálu HΦ při teplotě T: 1087[°C] a přítlačné síle f:86 [kgf] [33]

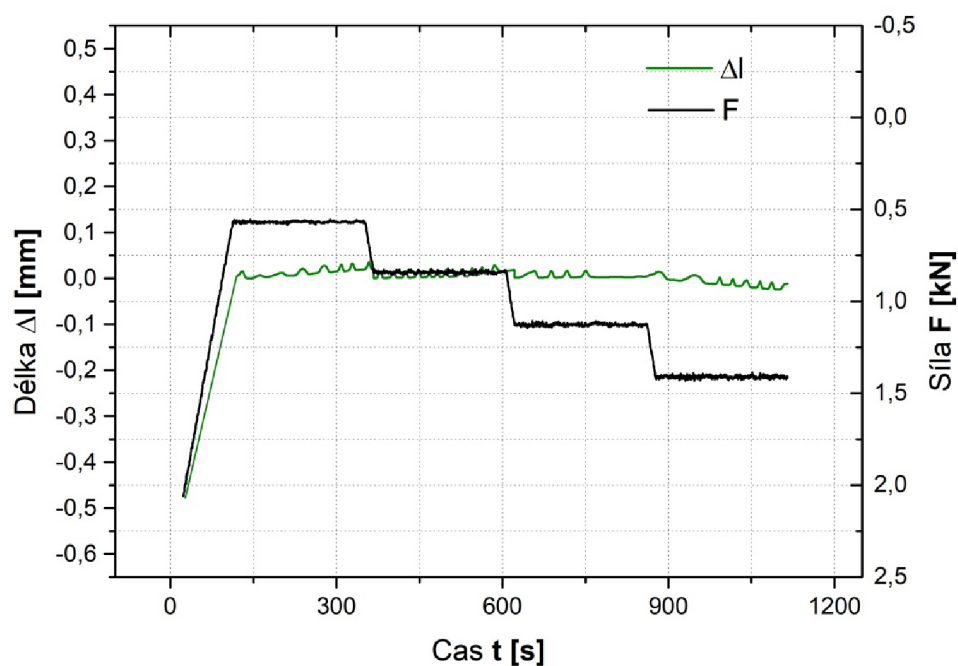


**Obrázek 55:** Příloha A 4 - Výsledek kaskádového testu na materiálu HΦ při teplotě T: 1125[°C] a přitlačné síle f:86 [kgf] [33]

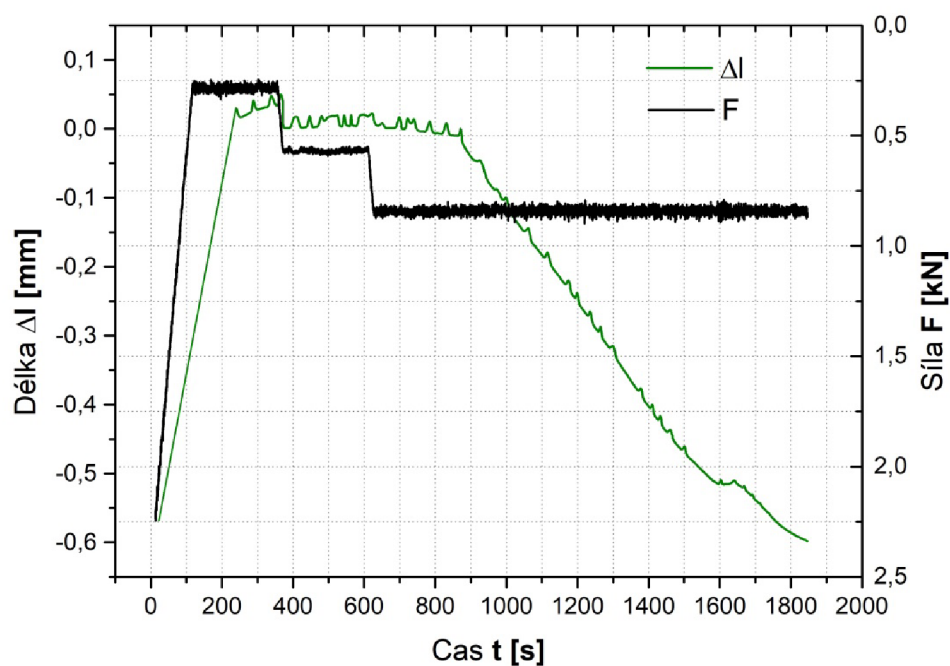


**Obrázek 56:** Příloha A 5 - Výsledek kaskádového testu na materiálu T4 při teplotě T: 1012[°C] a přitlačné síle f:115 [kgf] [33]

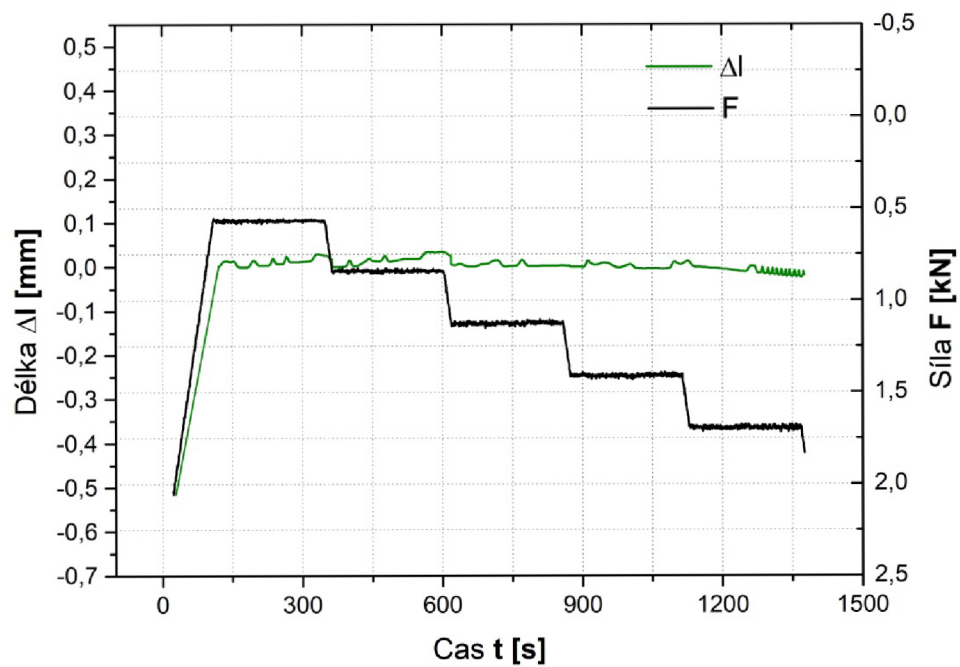




**Obrázek 57:** Příloha A 6 - Výsledek kaskádového testu na materiálu T4 při teplotě  $T: 1050[^\circ\text{C}]$  a přitlačné síle  $f: 115 [\text{kgf}]$  [33]



**Obrázek 58 :** Příloha A7 - Výsledek kaskádového testu na materiálu T4 při teplotě  $T: 1087[^\circ\text{C}]$  a přitlačné síle  $f: 115 [\text{kgf}]$  [33]



**Obrázek 59:** Příloha A 8 - Výsledek kaskádového testu na materiálu T4 při teplotě T: 1125[°C] a přítlačné síle f:115 [kgf] [33]