



## Diplomová práce

# Posouzení vlivu zbytkových napětí na únavovou životnost svarů z austenitické oceli X5CrNi18-10

*Studijní program:*

N0715A270015 Materiály a technologie

*Autor práce:*

**Bc. Daniel Klápště**

*Vedoucí práce:*

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

*Konzultant práce:*

Ing. Milan Pekárek  
Katedra strojírenské technologie

Liberec 2023



## Zadání diplomové práce

# Posouzení vlivu zbytkových napětí na únavovou životnost svarů z austenitické oceli X5CrNi18-10

<i>Jméno a příjmení:</i>	<b>Bc. Daniel Klápště</b>
<i>Osobní číslo:</i>	S21000222
<i>Studijní program:</i>	N0715A270015 Materiály a technologie
<i>Zadávací katedra:</i>	Katedra strojírenské technologie
<i>Akademický rok:</i>	2022/2023

### Zásady pro vypracování:

1. Seznamte se teoreticky s podstatou vzniku a rozložení napětí, k nimž dochází při svařování.
2. Seznamte se teoreticky se způsoby stanovení únavových vlastností materiálu.
3. Seznamte se způsoby stanovení hodnot vnitřního napětí ve vzorcích a s podstatou rentgenové difrakce a způsobem vyhodnocení.
4. Seznamte se s teplotně napěťovým simulátorem Gleeble 3500.
5. Navrhněte základní experimentální program. Stanovte Woehlerovu křivku základního materiálu.
6. Pomocí simulátoru Gleeble 3500 vytvořte ve vzorcích přesně definovaná napěťová pole. Ze vzorků vyrobte tělesa pro testování únavy a stanovte Woehlerovu křivku pomocí těchto vzorků.
7. Proveďte zhodnocení výsledků a jejich diskuzi.

*Rozsah grafických prací:* tabulky, grafy  
*Rozsah pracovní zprávy:* cca 50 stran  
*Forma zpracování práce:* tištěná/elektronická  
*Jazyk práce:* Čeština

### **Seznam odborné literatury:**

- [1] KRAUS, I. a N. GANEV. *Technické aplikace difrakční analýzy*. Skripta ČVUT, 2004.  
[2] 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.  
[3] KOUKAL, J., SCHWARZ, D. a J. HAJDÍK. *Materiály a jejich svařitelnost*. Ostrava: Český svářečský ústav, 2009. ISBN 978-80-248-2025-5.  
[4] TROJAN, K. *Strukturní charakteristiky svarů vytvořených pokročilými technologiemi*. Diplomová práce ČVUT – FJFI, 2015  
[5] NEUMANN, H. *Teorie svařování*. Liberec: Technická univerzita v Liberci, 2014. ISBN: 978-80-7494-171-9.  
[6] MUSIL, M., MORAVEC, J. a kol. *Výroba a aplikované inženýrství ve svařování*. Skripta IWE (International Welding Engineer). 2017.

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

*Konzultant práce:* Ing. Milan Pekárek  
Katedra strojírenské technologie

*Datum zadání práce:* 30. listopadu 2022

*Předpokládaný termín odevzdání:* 30. května 2024

L.S.

doc. Ing. Jaromír Moravec, Ph.D.  
děkan

doc. Ing. Iva Nováková, Ph.D.  
vedoucí katedry

V Liberci dne 30. listopadu 2022

## Prohlášení

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

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

## Posouzení vlivu zbytkových napětí na únavovou životnost svarů z austenitické oceli X5CrNi18-10

### Anotace

Cílem diplomové práce bylo posoudit vliv zbytkových napětí, vznikajících v TOO svarů, na změnu únavové životnosti vzorků vyrobených z austenitické oceli X5CrNi18-10. V teoretické části práce je nejprve obecně popsán princip vzniku napětí a deformací během procesu svařování, a s tím související podstata a tvar zbytkových napětí. Dále je pozornost věnována možnostem snižování napětí a metodám měření zbytkových napětí v materiálu. V neposlední řadě je v teoretické části zmíněna únava materiálu, její vznik a způsob testování. Závěr teoretické části je věnován rešerši stávajících poznatků vlivu zbytkových napětí na únavovou životnost. Experimentální část práce je zaměřena na aplikaci teplotně-napěťového cyklu, odpovídajícímu reálnému svařování, na speciální vzorky z materiálu X5CrNi18-10 na zařízení Gleeble 3500. Zbytková napětí vzniklá ve vzorcích jsou po tomto procesu změřena rentgenovou difrakční analýzou. V závěru experimentální části jsou vzorky podrobeny únavové cyklické zkoušce za účelem získání zejména oblasti časové pevnosti Wöhlerovy křivky. Výsledky jsou poté porovnány s dosaženými hodnotami časové pevnosti pro dodaný základní materiál.

**Klíčová slova:** Austenitická ocel X5CrNi18-10, rentgenová difrakce, zbytková napětí, Gleeble 3500, únavová životnost

# Assessment of the effect of residual stresses on the fatigue life of welds made of austenitic steel X5CrNi18-10

## Anotation

The aim of the thesis was to assess the effect of residual stresses, arising in HAZ of welds, on the change of fatigue life of specimens made of austenitic steel X5CrNi18-10. In the theoretical part of the thesis, the principle of stress and strain generation during the welding process and the related nature and shape of residual stresses are first described in general. Further attention is paid to the possibilities of stress reduction and methods of measuring residual stresses in the material. Later the theoretical part discusses material fatigue, its formation and the and the methods of testing. The final part of the literature research concludes with a review of existing knowledge on the influence of residual stresses on fatigue life. The experimental part of the thesis is focused on the application of a temperature-stress cycle, corresponding to real welding, to special samples of X5CrNi18-10 material on the Gleeble 3500 machine. The residual stresses generated in the samples after this process are measured by X-ray diffraction analysis. At the end of the experimental part, the specimens are subjected to fatigue cyclic testing to obtain the time-strength region of the Wöhler curve. The results are then compared with the obtained values of the time strength for the supplied base material.

**Key words:** Austenitic steel X5CrNi18-10, X-ray diffraction, residual stresses, Gleeble 3500, fatigue life

## **Poděkování**

V první řadě, a především z velké části, bych rád poděkoval vedoucímu své diplomové práce doc. Ing. Jaromíru Moravcovi, Ph.D. Poděkovat bych chtěl zejména za jeho velkou trpělivost při poskytování cenných rad během konzultací, za jeho ochotu, čas a úsilí, které mi během zpracování této práce věnoval. Poděkovat bych chtěl také svým konzultantům Ing. Milanovi Pekárkovi a Ing. Šárce Bukovské, kteří mi taktéž věnovali cenné rady, a především se mi věnovali během experimentů. V neposlední řadě bych rád poděkoval své rodině, přítelkyni a přátelům, kteří mě během celého studia a při zpracovávání této práce podporovali.

## Obsah

Seznam použitých zkratk a symbolů.....	10
1 Úvod .....	12
2 Teoretická část.....	13
2.1 Definice napětí a deformací vznikajících při procesu svařování .....	13
2.2 Klasifikace napětí vznikajících při svařování .....	14
2.3 Podstata a tvar zbytkových napětí vznikajících při svařování .....	16
2.4 Možnosti snižování zbytkových napětí .....	21
2.5 Metody měření zbytkových napětí v materiálu.....	23
2.5.1 Mechanické metody.....	24
2.6 Fyzikální metody .....	25
2.7 Rentgenová difrakční analýza .....	27
2.7.1 Braggova podmínka, výpočet mřížkové deformace a napětí .....	28
2.8 Teplotně-napěťový simulátor Gleeble 3500.....	31
2.8.1 Snímání dat – měření teploty.....	32
2.8.2 Teplotní gradienty .....	34
2.9 Únava materiálu .....	36
2.9.1 Cyklické zatížení .....	36
2.9.2 Proces únavy materiálu.....	38
2.9.3 Wöhlerova křivka .....	40
2.10 Rešerše stávajících poznatků v oblasti vlivu zbytkových napětí na únavové životnosti.....	43
3 Experimentální část .....	48
3.1 Základní materiál X5CrNi18-10 .....	48
3.2 Příprava vzorků pro experiment.....	50
3.3 Měření zbytkových napětí po aplikaci teplotních cyklů .....	56
3.4 Únavové cyklické zkoušky.....	59
3.4.1 Příprava vzorků pro experiment .....	59



3.4.2 Testování únavové životnosti .....	60
4 Vyhodnocení a diskuze výsledků .....	68
5 Závěr.....	71
Zdroje a literatura.....	73

## Seznam použitých zkratek a symbolů

$A_{40}$	Celková tažnost	[%]
$A_g$	Homogenní tažnost	[%]
$E$	Youngův modul pružnosti v tahu	[MPa]
$F$	Zatěžující (působící) síla	[N]
$I$	Intenzita odraženého záření	[W/m <sup>2</sup> ]
$I_0$	Intenzita dopadajícího záření	[W/m <sup>2</sup> ]
$N$	Počet zatěžujících cyklů	[-]
$N_C$	Počet cyklů výrazné meze únavy	[-]
$N_N$	Počet cyklů časové meze únavy	[-]
$T$	Aktuální teplota vzorku	[°C]
$T_c$	Doba trvání jednoho cyklu	[s]
$T_0$	Počáteční teplota vzorku	[°C]
$R$	Asymetrie cyklu	[-]
$R_e$	Mez kluzu v tahu	[MPa]
$R_m$	Mez pevnosti v tahu	[MPa]
$R_{p0,2}$	Smluvní mez kluzu	[MPa]
$X$	Délka mezi okraji kontaktů s vysokoteplotními čelistmi	[mm]
$d$	Vzdálenost mřížkových rovin ve stavu bez napětí	[mm]
$d_0$	Vzdálenost mřížkových rovin napjatého krystalu	[mm]
$dhkl$	Vzdálenost atomových mřížkových rovin typu (hkl)	[mm]
$l_0$	Původní délku vzorku	[mm]
$n$	Celočíselný násobek (řád difrakce)	[-]
$\Delta l$	Změna délky	[mm]
$\Delta T$	Změna teploty	[°C]
$\alpha$	Lineární součinitel teplotní roztažnosti	[1/K]
$\varepsilon$	Poměrné prodloužení	[-]
$\varepsilon_{\varphi\psi}$	Mřížková deformace	[-]
$\theta$	Braggův úhel	[°]
$\theta_0$	Braggův úhel ve stavu bez napětí	[°]
$(\theta - \theta_0)$	Úhlový posun interferenčního maxima	[°]
$\lambda$	Tepelná vodivost materiálu	[W/m·K]

$\lambda_z$	Vlnová délka elektromagnetického záření	[mm]
$\mu$	Poissonovo číslo	[-]
$\sigma$	Napětí vznikající uvnitř materiálu	[MPa]
$\sigma_1$	Zbytková napětí I. druhu	[MPa]
$\sigma_2$	Zbytková napětí II. druhu	[MPa]
$\sigma_3$	Zbytková napětí III. druhu	[MPa]
$\sigma_{11}$	Napětí ve směru os souřadnicového systému	[MPa]
$\sigma_{22}$	Napětí ve směru os souřadnicového systému	[MPa]
$\sigma_{33}$	Napětí ve směru os souřadnicového systému	[MPa]
$\sigma_a$	Amplituda napětí	[MPa]
$\sigma_c$	Mez únavy	[MPa]
$\sigma_c^*$	Mez únavy skutečné součásti	[MPa]
$\sigma_d$	Dolní napětí	[MPa]
$\sigma_h$	Horní napětí	[MPa]
$\sigma_{ij}$	Složky tenzoru napětí	[MPa]
$\sigma_m$	Středního napětí	[MPa]
$\sigma_N$	Časová mez únavy	[MPa]
$\sigma_x$	Napětí vznikající ve směru svařování	[MPa]
$\sigma_\varphi$	Složky napětí	[MPa]
$\varphi$	Směr měření napětí $\sigma_\varphi$ vzhledem k ose $x_{11}$	[°]
$\psi$	Úhel mezi osou $x_{33}$ (normálou) a směrem deformace $\varepsilon_\varphi$	[°]
MKP	Metoda konečných prvků	
NCÚ	Nízkocyklová únava	
RTG	Rentgenové záření	
TIG	Svařování wolframovou elektrodou	
TOO	Tepelně ovlivněná oblast	
TZ	Tepelné zpracování	
VCÚ	Vysokocyklová únava	
XRD	Rentgenová difrakce	

## 1 Úvod

Strojní součásti, a tedy i materiály, ze kterých jsou součásti vyráběny, jsou vystavovány různorodým typům namáhání, a to ve všech odvětvích průmyslu. Prostředí a podmínky, kterým jsou strojní součásti často vystavovány, jsou taktéž různorodé. Může se jednat o namáhání součástí působením teploty, vlhkosti či tlaků, nebo se může jednat o kombinaci těchto vlivů. Velmi důležitým parametrem při samotném dimenzování součásti je také druh vnějšího zatížení, díky kterému může docházet ke vzniku vnitřních silových účinků v kritických nebo dokonce nosných průřezech. V některých případech jsou součásti namáhány určitými vlivy v závislosti na čase, například tzv. časově proměnným dynamickým namáháním. U takto působícího druhu namáhání může být trvanlivost strojní součásti velkou neznámou. V případě důkladně provedených testů a analýz však může být dopředu stanovena trvanlivost součásti, na základě které může docházet k výměně dílu ještě před samotnou poruchou funkčních vlastností.

Mezi běžné technologické procesy výroby součástí je řazeno také svařování nejrozličnějších typů materiálů. Tyto procesy však s sebou nesou opět různá rizika ovlivňující především mechanické vlastnosti materiálu. Během svařování totiž ve svaru a jeho blízkém okolí vznikají napětí různých velikostí a charakterů, která po samotném procesu mohou zůstat v součásti, a to ve formě tahových či tlakových zbytkových napětí. V určitých případech právě charakter zbytkových napětí může mít na vlastnosti materiálu kladné dopady, ve většině případů je tomu ale naopak. S tím je nutné při navrhování dílů počítat a díly geometricky a případně i technologicky upravovat, dle způsobu a místa zatěžování.

Austenitické korozivzdorné oceli, především pak ocel X5CrNi18-10, patří mezi často používané materiály, převážně díky své odolnosti proti korozi v přirozeném okolním prostředí bez významných koncentrací kyselin a chloridů. Bývají využívány napříč všemi průmyslovými odvětvími, zejména však v potravinářském a farmaceutickém průmyslu. Co se týče svařování, ocel je bez vážných problémů svařitelná, avšak oproti klasickým ocelím mají austenitické oceli nižší hodnoty součinitele tepelné vodivosti a vyšší hodnoty součinitele teplotní roztažnosti. V případě těchto materiálů proto zpravidla dochází ke svařování s vysokou tuhostí upnutí. To má však za následek minimální dilatace svařence, a tedy vznik zbytkových napětí v těchto materiálech. Otázku, kterou si pokládá tato diplomová práce je, jakým stylem se tato napětí mohou podílet na změně únavových vlastností.

## 2 Teoretická část

Teoretická část práce se zabývá problematikou zbytkových napětí, která vznikají při svařování. Kapitoly teoretické části jsou proto věnovány základnímu rozdělení napětí a metodám jejich snižování. Zvláštní pozornost je věnována rentgenové difrakční analýze a teplotně-napěťovému simulátoru Gleeble. Metody jsou využity v experimentální části této práce. Závěr teoretické části je věnován únavě materiálu a rešerši zaměřené na posouzení vlivu zbytkových napětí na únavovou životnost svarů.

### 2.1 Definice napětí a deformací vznikajících při procesu svařování

Při svařovacím procesu jsou doprovodnými jevy napětí a deformace, které vznikají superpozicí teplotních a deformačních účinků na základním materiálu. Při tavném svařování vzniká v základním materiálu při ohřevu a ochlazení nestacionární teplotní pole. To pak společně s tuhostí upnutí, případně s vlastní tuhostí dílu, vyvolává v materiálu příslušnou odezvu ve formě dočasných nebo trvalých zbytkových napětí. U metod tlakového svařování pak probíhají zejména deformační procesy působením vnějších sil. Vzniku napětí a deformací však nelze úplně zabránit, ale vhodnými technologickými zásahy, konstrukčním řešením nebo kombinací obou variant je možné napětí a deformace výrazně ovlivnit [1].

Na základě fyzikálních podstat jsou pro vznik a velikost napětí i deformací rozhodující následující faktory [2]:

- Nestacionární teplotní pole a strmost teplotních gradientů v základním materiálu.
- Objemová teplotní roztažnost materiálu, s tím spojený lineární součinitel teplotní roztažnosti materiálu.
- Mechanické vlastnosti základního materiálu (mez kluzu, Youngův modul pružnosti).
- Změny struktury v TOO a ve svarovém kovu spoje, které jsou spojené s objemovými změnami.
- Tuhost svaru, tuhost upnutí.

Znalost všech těchto faktorů má velký význam pro správnou konstrukci a technologii výroby svařence. Vhodnou kombinací je tak možné zabránit případným deformacím během svařování nebo dokonce i během vlastního používání součástí.

## 2.2 Klasifikace napětí vznikajících při svařování

Napětí, která vznikají ve svaru a v jeho bezprostřední blízkosti se označují jako napětí aktivní. Díky tuhosti upnutí svařence, nebo vlastní tuhosti dílu, dochází k přenášení napětí do dalších částí svařované součásti a vznikají reakce na aktivní napětí, které se nazývají napětí reaktivní [2, 3].

### Dle příčiny vzniku napětí v materiálu je možné rozlišovat [3]:

- Napětí teplotní, které vzniká v důsledku nerovnoměrného ohřevu a chladnutí materiálu.
- Napětí strukturní charakterizují fázové transformace vlivem jejich časového posunu v jednotlivých částech tělesa nebo se jedná o důsledek vzniku nových struktur v jednotlivých částech tělesa. Charakteristickým jevem těchto napětí je objemová změna.

### Napětí vznikající při svařování je možné dělit dle doby existence na [2]:

- Dočasná (přechodná), která se vyznačují tím, že ve svařenci působí pouze po určitou dobu, kdy existuje příčina, která vedla k jejich vzniku.
- Trvalá, která zůstávají v materiálu i po ukončení svařovacího procesu, který jej vyvolal.

### Dělení napětí podle směru působení vzhledem k ose svaru:

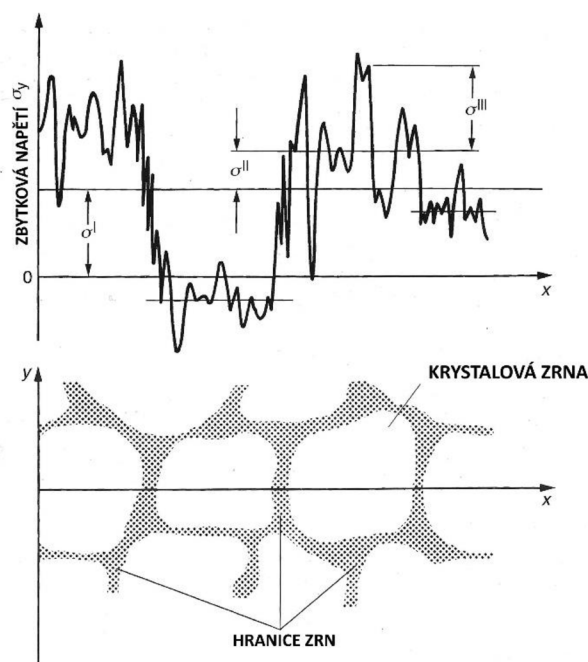
- Napětí podélná působí ve směru svařování.
- Napětí příčná jsou napětí působící ve směru kolmém na osu svařování.
- Napětí ve směru tloušťky materiálu.

Zbytková napětí, viz obr. 2.1, tedy v materiálu existují bez vnějšího působení sil a momentů. Vnitřní síly a momenty spojené se zbytkovým napětím jsou v rovnováze. Zbytková napětí jsou klasifikována dle různých kritérií, např. podle příčiny vzniku nebo podle objemu, ve kterém zbytková napětí působí na:

**Zbytková napětí I. druhu** (makroskopická zbytková napětí) jsou přibližně homogenní v makroskopických oblastech (v mnoha krystalcích – zrnech) a dosahují velikosti řádově alespoň milimetry. Při zásahu do silové a momentové rovnováhy tělesa, v němž existují zbytková napětí I. druhu, dochází vždy k určitým změnám, kdy napětí jsou poté odpovědná za makroskopické změny tvaru a případně i za vznik trhlin [4, 5].

**Zbytková napětí II. druhu** (mikroskopická zbytková napětí, velikost přibližně 1,00 mm až 0,01 mm) mají rozměrově stejný charakter jako jednotlivé krystaly a v těchto oblastech jsou tedy homogenní. Silová a momentová rovnováha nastává již u objemů tvořených větším počtem zrn a porušení rovnováhy nemusí vést ke změnám tvaru tělesa [1, 4].

**Zbytková napětí III. druhu** (submikroskopická zbytková napětí, velikost přibližně  $1 \cdot 10^{-2}$  mm až  $1 \cdot 10^{-6}$  mm) působí v oblastech srovnatelných s meziatomovými vzdálenostmi. Rovnováhy docilují pouze ve větších oblastech v rámci jednoho zrna. Nejsou však odpovědná za tvarové změny tělesa, ale mohou být příčinou mřížkových poruch (bodové, čárové, plošné) [1, 4, 5].



**Obr. 2.1** Schematické znázornění zbytkových napětí jednofázového polykrystalického materiálu ( $\sigma_1$  – zbytková napětí I. druhu,  $\sigma_2$  – zbytková napětí II. druhu,  $\sigma_3$  – zbytková napětí III. druhu) [1]

Zbytková napětí I. druhu  $\sigma_1$  představují na tomto schématu střední hodnotu zbytkových napětí působících v mnoha krystalech. Zbytková napětí II. druhu charakterizují odchylky mezi  $\sigma_1$  a středními hodnotami zbytkových napětí jednotlivých krystalů. Zbytková napětí III. druhu odpovídají hodnotám zbytkových napětí kolem hodnoty  $\sigma_2$  [4]. Celková hodnota zbytkového napětí odpovídá superpozici všech tří hodnot, tedy odpovídá vztahu 2.1:

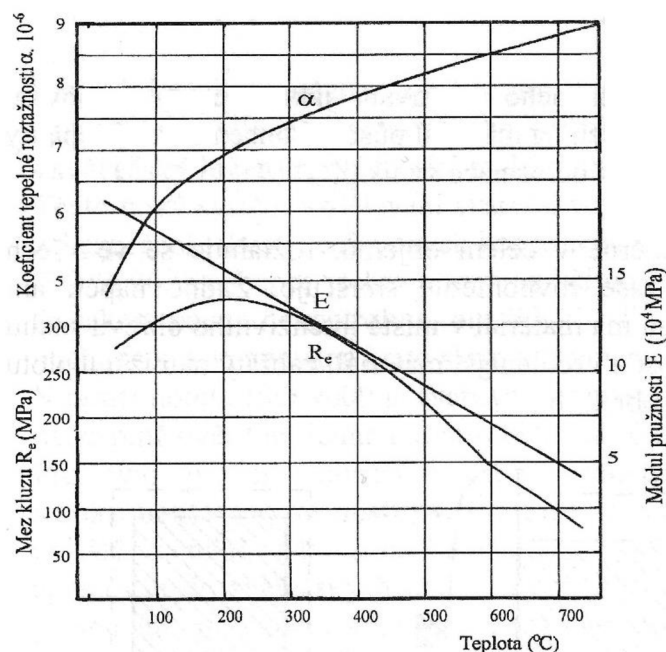
$$\sigma = \sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3 \text{ [MPa]} \quad (2.1)$$

### 2.3 Podstata a tvar zbytkových napětí vznikajících při svařování

Často jsou zbytková napětí nazývána jako tepelná napětí a jsou způsobena nehomogenní tepelnou roztažností materiálu. Zpravidla jsou prezentována jako čistě elastická deformace, která mizí spolu se změnou teploty, kterou byla způsobena. Z tohoto důvodu napětí takto vznikající nejsou řazena mezi zbytková napětí. Tam, kde existují strmé teplotní gradienty, vedou tato napětí k plastickým deformacím a po odstranění teplotních rozdílů zbytková napětí zůstávají v materiálu [1].

Platí, že napětí v materiálu vzniká vlivem nehomogenity lokální deformace a pokud by deformace proběhla stejnoměrně v celém objemu, zbytková napětí by nevznikala.

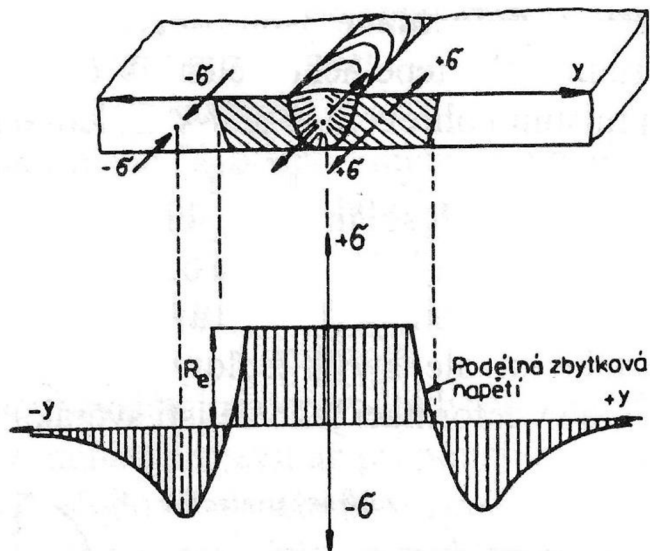
Během svařovacího procesu stoupají v TOO teploty až k 1500 °C, a právě tyto teploty ovlivňují velikost napětí vznikajících v materiálu. Napětí vznikající v materiálu může růst až na hodnoty meze kluzu, která s rostoucí teplotou klesá, viz obr. 2.2. Mez kluzu u běžné uhlíkové oceli je nad teplotou 600 °C již velmi nízká, přibližně  $0,2 \cdot$  původní hodnota  $R_e$ . To má za následek, že se účinkem teplotních napětí ocel snadno plasticky deformuje. Kolem svaru vzniká zóna zplastizovaného materiálu, ve které se materiál zahřátý na vyšší teploty napěchovává na vzdálenější a méně ohřátý materiál. Svarová lázeň protavená do určité hloubky, která je většinou tvořena promíšeným základním materiálem a materiálem přídatným, má nulovou pevnost a dá se v ní lokalizovat nejvyšší teplota [2, 6].



**Obr. 2.2** Vliv teploty na materiálové vlastnosti vybrané oceli ( $R_e$  – mez kluzu v tahu,  $E$  – modul pružnosti v tahu,  $\alpha$  – lineární součinitel teplotní roztažnosti) [6]



Po dosažení maximální teploty probíhá proces chladnutí, kdy zplastizovaná a napěchovaná oblast základního materiálu vlivem napětí, které je na úrovni meze kluzu, postupně stahuje oblast teplejšího svarového kovu. Díky chladnutí postupně roste hodnota meze kluzu, avšak úbytek materiálu, který vznikl na základě smrštění svarového kovu a napěchovaného okolního základního materiálu se projeví vnitřním napětím s hodnotou meze kluzu v oblasti svaru, viz obr. 2.3 [6].



**Obr. 2.3** Zbytková napětí v okolí svarového kovu a v určité vzdálenosti od něho [6]

Důsledkem toho dojde k uvolňování vnějších deformací (např. podélné smrštění a úhlové deformace). V určitých případech však dojde k působení vnitřního zbytkového napětí (to, které se neuvolnilo a zůstalo v materiálu), které se může plastickou deformací uvolňovat v průběhu provozu součástí. V případě materiálu s nižší zásobou plasticity, např. při nízké provozní teplotě, rázovém zatížení nebo v případě vnitřních vad, může dojít k překročení meze pevnosti, následné tvorbě trhlin až do samotného selhání materiálu – do vzniku lomu [6].

Teplotně-fyzikální vlastnosti materiálu a tepelný tok zdroje tepla určují parametry procesu sdílení tepla a charakter teplotního pole. Tudiž významný vliv na velikost vznikajícího napětí a deformaci má teplotní závislost meze kluzu  $R_e$ , tepelná vodivost  $\lambda$  a především lineární součinitel teplotní roztažnosti  $\alpha$  [3].

Pokud bude uvažována volně uložená tyč jako vzorek, velikost teplotní dilatace během rovnoměrného ohřevu nebo ochlazování tohoto vzorku, je možné vyjádřit vztahem 2.2:

$$\Delta l = l_0 \cdot \alpha \cdot \Delta T = l_0 \cdot \alpha \cdot (T - T_0) \text{ [mm]} \quad (2.2)$$

kde značí:  $\Delta l$  – změnu délky vzorku [mm],  
 $l_0$  – původní délku vzorku [mm],  
 $\alpha$  – lineární součinitel teplotní roztažnosti materiálu vzorku [1/K],  
 $T$  – konečnou teplotu vzorku [°C],  
 $T_0$  – původní teplotu vzorku [°C].

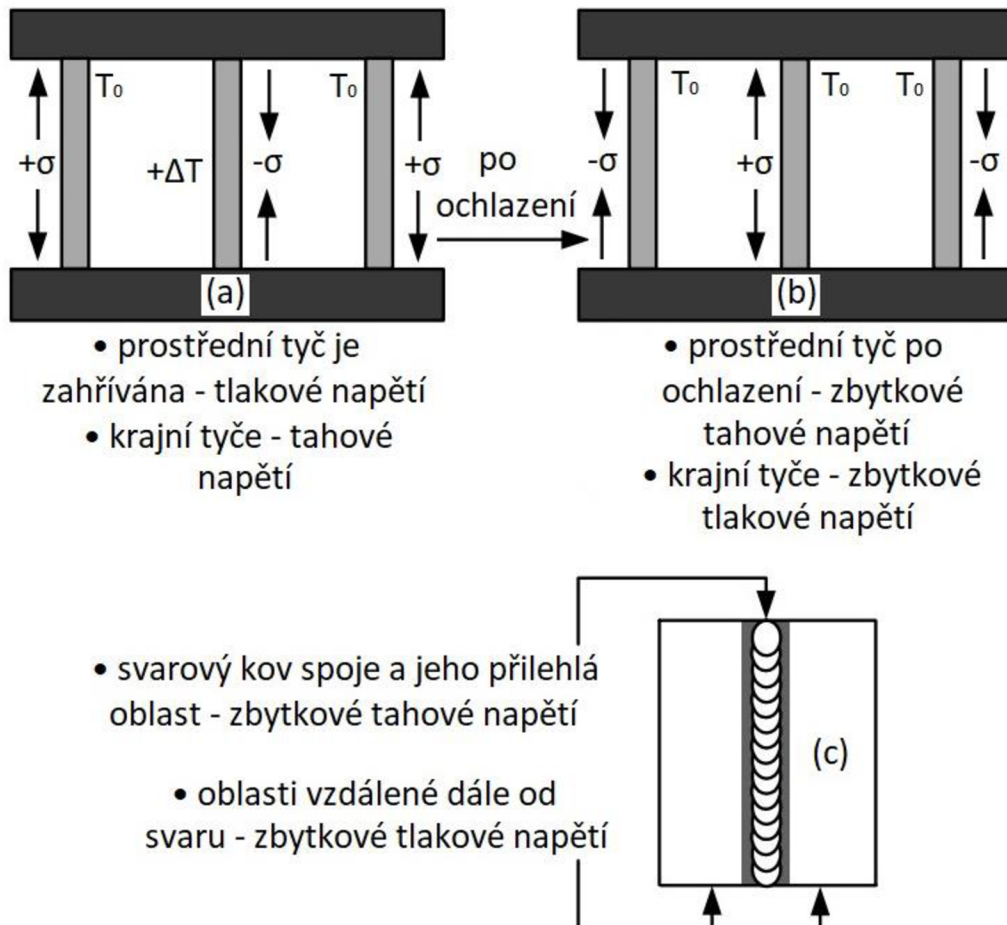
V mnoha případech však nastává situace, kdy je aplikováno tuhé upnutí, které znemožňuje teplotní dilataci vzorku a ve vzorku tak začne vznikat napětí, které lze ve zjednodušené formě dle Hookeova zákona vyjádřit vztahem 2.3:

$$\sigma = -\varepsilon \cdot E = -\frac{\Delta l}{l_0} \cdot E = -\alpha \cdot E \cdot \Delta T \text{ [MPa]} \quad (2.3)$$

kde značí:  $\sigma$  – napětí vznikající ve vzorku [MPa],  
 $\varepsilon$  – poměrné prodloužení vzorku [-],  
 $E$  – modul pružnosti v tahu materiálu vzorku [MPa].

Vlivem tuhého upnutí při kladné změně teploty vznikne ve vzorku záporné napětí, které je reprezentováno znaménkem minus. Tedy napětí tlakové.

Vznik zbytkových napětí je možné vysvětlit pomocí zahřívání a ochlazování součástí, které mají určité omezení, viz obr. 2.4. V tomto případě, pro představu zbytkových napětí, mohou být součásti reprezentovány pomocí tří identických ocelových tyčí, které jsou spojeny pevnými deskami z obou stran. Na všech třech tyčích je možné zpočátku naměřit pokojovou teplotu. Pokud ale dojde k zahřátí prostřední tyče, která bude mít snahu dilatovat, pevné desky, kterými je spojena se zbývajícími tyčemi, její tepelné roztažnosti zamezí. Ve střední tyči tak začnou vznikat tlaková napětí, většinou dokud není dosaženo meze kluzu v tlaku při dané teplotě. Mez kluzu představuje horní mez napětí, při kterém nevznikají ještě plastické deformace, tudíž pokud by došlo k překročení meze kluzu, tyč by se plasticky deformovala. V krajních tyčích bude vznikat napětí tahové vlivem potlačení dilatace. Tahové napětí bude mít přibližně poloviční hodnotu [3, 7].

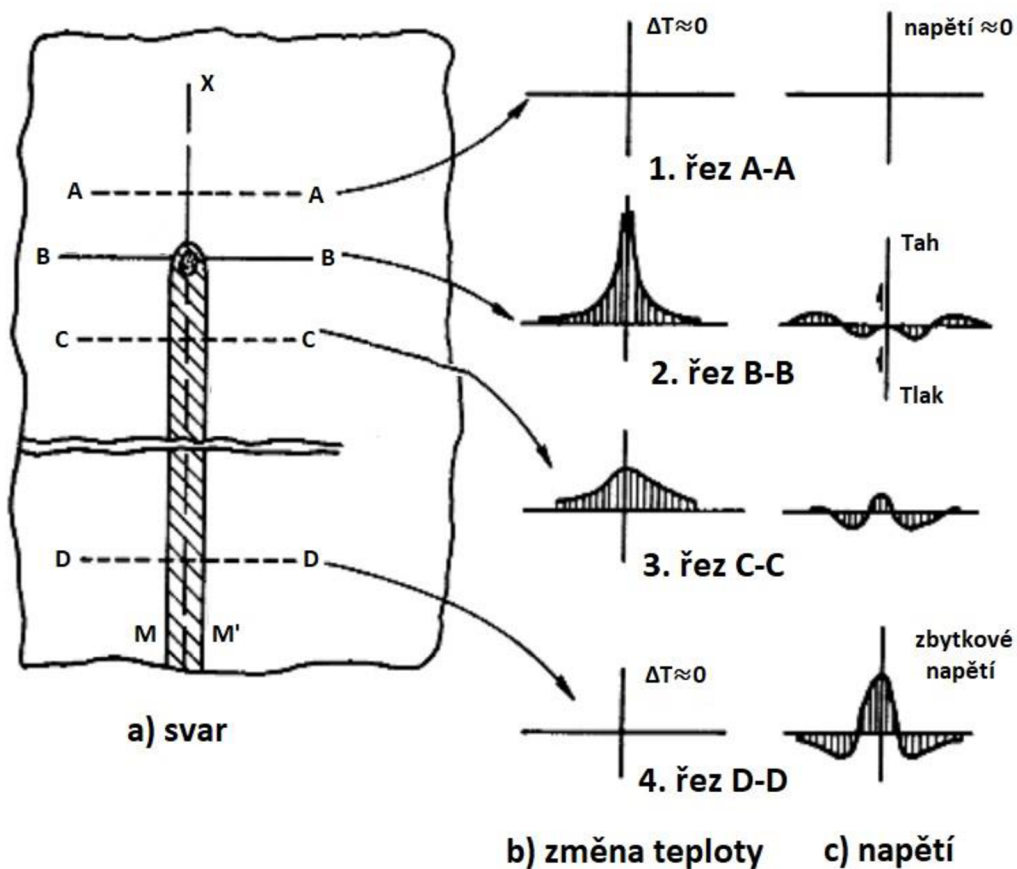


**Obr. 2.4** Teplotně indukované napětí (a) během zahřívání, (b) během chlazení, (c) zbytkové napětí v součásti po svaření [7]

Když se ohřev zastaví a dojde k ochlazení prostřední tyče, její kontrakce bude omezena bočními tyčemi. Tlaková napětí se v prostřední tyči budou postupně snižovat a vlivem vzniklé plastické deformace, během procesu zahřívání, se v tyči začnou vytvářet tahová napětí, která budou dosahovat hodnot meze kluzu v tahu. Při pokojové teplotě tedy bude ve střední tyči působit zbytkové napětí tahové, které bude odpovídat hodnotě meze kluzu v tahu. V bočních tyčích bude nakonec tlakové namáhání a napětí bude odpovídat polovině tahového napětí ve střední tyči [7].

Tento proces je analogický s procesem svařování. Svarový kov a přilehlá část ke svarovému kovu představuje střední tyč a oblasti dále od svaru jsou reprezentovány bočními tyčemi. Důvodem je roztahování a smršťování svarového kovu společně s přilehlým základním materiálem, které je omezeno místy dále od svarového kovu. V důsledku toho, po ochlazení svaru na pokojovou teplotu, budou existovat zbytková tahová napětí ve svarovém kovu a části TOO a na ně budou navazovat napětí tlaková, která se budou se zvětšující vzdáleností snižovat.

Obr. 2.5 je schematické znázornění změny teploty  $\Delta T$  a napětí ve směru svařování  $\sigma_x$  během procesu svařování. Vyobrazená šipka znázorňuje směr svařování a šrafovaná oblast (M-M'), ve které je prováděn svar/návar, je oblast, kde dochází k plastické deformaci. Řez A-A je oblast, ve které se nachází pouze základní materiál bez značného ovlivnění zdrojem tepla. Dá se tedy říci, že  $\Delta T$  je přibližně nulové, a tedy nenastane zde žádné napětí. Řez B-B protíná okamžitou polohu zdroje tepla a teplotnímu poli v rovině povrchu desky odpovídá příslušný graf. Je zřejmé, že teplota v ose návaru je velmi vysoká, čemuž odpovídá i napětí vzniklé v této oblasti. V oblasti, kde již návar proběhl a probíhá jeho chladnutí (řez C-C), teplotní gradient odpovídá hodnotám nižším. Avšak gradient teplotních napětí se začíná výrazně měnit a pomalu vzniká oblast s tahovým napětím. V oblasti D-D, kde již došlo k vyrovnání teploty s okolím ( $\Delta T = 0 \text{ } ^\circ\text{C}$ ), jsou zřejmá napětí, která mají určitý charakter. V ose návaru se jedná o tahová napětí a dále od svaru jsou lokalizována napětí tlaková. V tomto případě se jedná právě o zbytková napětí, která v materiálu působí i při teplotě okolí [3, 7].



Obr. 2.5 Změny teploty a napětí během svařování, znázornění průběhu zbytkového napětí po ochlazení na teplotu okolí [3]

## 2.4 Možnosti snižování zbytkových napětí

Zbytková svarová napětí, se kterými jsou spojené deformace svařovaných konstrukcí, nejsou závislá pouze na materiálových vlastnostech svařovaného materiálu, mezi které se řadí např. mez kluzu v tahu  $R_e$ , mez pevnosti v tahu  $R_m$  nebo Youngův modul pružnosti  $E$ , ale jsou také ovlivněny celkovým řešením a pracovním postupem zhotovení celkové konstrukce. Jsou proto souhrnným vlivem působení materiálu, technologie a konstrukce, tedy stejnými faktory, které určují svařitelnost, viz kapitola 2.1. Každá konstrukce však musí být řešena s ohledem na postup svařování [2, 3].

Charakter, velikost a druh vnitřních napětí tedy výrazně závisí na celé řadě technologických i konstrukčních faktorů, mezi které mohou patřit [2]:

- Nastavené parametry svařovacího procesu (hodnota vneseného tepla na jednotku délky svaru).
- Metody svařování a samotný postup vytváření svaru – tvorba housenek.
- Teplotní režim během procesu svařování.
- Druh základního a přídatného materiálu.
- Tloušťka základního materiálu – tuhost materiálu.
- Druh, velikost a rozmístění svarů.
- Konstrukční řešení oblasti svaru – tuhost upnutí.

Každým zásahem do svarového napětí dojde k ovlivnění svarové deformace, to lze však konstatovat i obráceně. Při uvážení výše zmíněných faktorů je možné snižovat vznikající napětí již během samotného svařovacího procesu, a to následovně [3]:

- Příčná napětí je možné snížit při svařování volných neupnutých dílů.
- Díky vyššímu přívodu energie na jednotku délky je možné snížit podélná napětí, avšak napětí příčná se zvyšují.
- Svařování dílů předem deformovaných v opačném směru, než je deformace vzniklá od svařování.
- Předpětí nebo ohřev sníží aktivní a reaktivní napětí.
- Předehřevem svařovaných dílů – snížení makroskopických napětí i zbytkové deformace.
- Vhodně zvolený postup a pořadí kladení svarových housenek a vrstev.

Ke snížení jednotlivých elementárních deformací (příčné, podélné, úhlové) mohou být využívány následující zásahy, které vzešly ze zkoumání v praxi. Pro snížení příčných deformací je doporučováno tuhé upnutí, zmenšení průřezu svaru nebo snížení množství tepla na jednotku délky svaru. Snížení podélných deformací může probíhat svařováním s menším tepelným příkonem, kladením většího počtu menších housenek nebo svařováním s malým závarem. Tuhé upnutí, vhodné postupy kladení housenek a co nejmenší počty housenek (což však vede ke zvětšení podélných deformací) jsou vhodné zásahy pro snížení úhlových deformací [2, 3].

Tato opatření mohou vést k určitému snížení svarových napětí, avšak nelze jim úplně zabránit. Z výše uvedeného je zřejmé, že je lze v určité míře snižovat, ale nelze je odstranit zcela. Mezi často používané metody spadá žihání ke snížení vnitřního pnutí (celkový nebo pouze lokální ohřev svařence). Aplikovat lze i mechanické způsoby, mezi které patří prokování svaru nebo snížení napětí vibracemi. Ke snížení zbytkových napětí je možné využít tzv. záměrné přetížení svařované konstrukce, kdy ke snížení napětí dojde po překročení meze kluzu v tahu, a to místní plastickou deformací [3].

**Žihání ke snížení vnitřního napětí** je druh tepelného zpracování, při kterém nedochází k překrytalizaci. Napětí v materiálech nevzniká pouze u technologií využívající teplo, jako je svařování, slévání, obrábění či rovnání za tepla. S napětím se lze setkat i při rovnání za studena. Důležitým parametrem je žihací teplota, která se pohybuje pod překrytalizační teplotou  $A_{c1}$ , často v rozmezí 550 až 650 °C. Dolní hranicí je taková teplota, při které již dochází k poklesu meze kluzu, což je důležitým jevem pro odbourání napětí vlivem místní plastické deformace. Dalšími velmi důležitými parametry je rychlost ohřevu a rychlost ochlazování. Je nutné zabránit tomu, aby během těchto dějů nevzniklo nové vnitřní pnutí. Pomalé a rovnoměrné prohřátí v celém průřezu je důležité do teploty 200 °C převážně pro výrobky s nízkou plasticitou nebo se zkřehlými oblastmi (svařence). Při teplotách 600 až 650 °C by měla probíhat výdrž na teplotě (často postačuje výdrž 1 až 2 hodiny). Úroveň zbytkových napětí však určuje poslední fáze žihání, kterou je právě ochlazování. To by mělo být opět pomalé (uvádí se rychlost mezi 50 až 100 °C/h). Při žihání ocelových svarků bývá doba výdrže většinou 4 min na 1 mm tloušťky materiálu v místě svaru (nejméně však 20 min) a ochlazování probíhá v peci [3, 8, 9].

**Snížení napětí vibracemi** je stále častěji využívaná metoda pro velké strojní součásti, protože ve srovnání s běžně používaným žiháním na snížení pnutí nedochází k ekonomickým ztrátám. Dochází ke zkrácení času a často dochází i ke snižování spotřebované energie. To vše má za následek snížení celkových výrobních nákladů.

Svařované konstrukce jsou při této metodě snižování zbytkového napětí uvedeny do jednoho či více rezonančních nebo subrezonančních stavů použitím vibrátorů. Při této metodě dochází vlivem snižování zbytkového napětí ke stabilizaci rozměrů svaru. Díky vibracím dochází ke snižování, resp. uvolňování napětí v mikroskopických objemech materiálu, kdy tato mikronapětí tvoří značnou část makroskopických napětí. Vlivem plastické deformace, která vzniká v mikroskopických objemech materiálu, dochází právě v těchto oblastech ke snižování napětí. Relaxace napětí probíhá interakcí dislokací a elementárními skluzy v zrnech. Během toho však mohou vznikat mikroskopické deformace v tahu i tlaku, kdy hodnota těchto deformací je malá a malé jsou také rozměrové změny svařence. Celková vnitřní pnutí, relaxací zbytkových napětí vibrační metodou, poté dosahují hodnot nižších až o 40 %. Díky šetření nákladů je tato metoda čím dál více využívána [2, 3].

**Snížení napětí mechanickým prokováním** je metoda založená na prokování jednotlivých vrstev svaru v počáteční fázi ochlazování. Tedy probíhá ihned po vytvoření svarové housenky. Prokování má za cíl vnést do materiálu tlaková napětí, díky nimž dochází ke snižování napětí tahových, která během svařování v materiálu vznikla. Vyvolává povrchovou a podpovrchovou deformaci, která v daných místech snižuje právě tato tahová napětí. Většinou se prokování provádí ručně kladivem [3].

## 2.5 Metody měření zbytkových napětí v materiálu

V dnešní době je k dispozici velký počet experimentálních postupů pro zjištění stavu napjatosti jak na modelech, tak i na reálných součástech. Důležité je brát na vědomí, v jakých místech by mělo probíhat měření. V některých případech je nutné provést měření napětí pouze v tenkých povrchových vrstvách (např. slinuté karbidy), naopak pro jiné materiály jsou důležitá místa hlouběji pod povrchem. V případě této diplomové práce je dobré si uvědomit, pro která místa bude nutné měření provést. Metody umožňují měřit nejen vložená, ale i zbytková napětí. Často jsou metody měření děleny podle toho, do jaké míry je vyžadováno zasáhnout do celistvosti studovaného vzorku. Zbytková napětí lze v tomto případě měřit [4, 10]:

- Nedestruktivními technikami – Při měření součásti nedochází k jejímu poškození (např. pomocí rentgenové nebo neutronové difrakce, optickými, magnetickými nebo ultrazvukovými metodami).
- Polodestruktivními technikami – Znehodnocení zkoumané součásti nastane pouze v tom objemu součásti, který je určen ke zkoumání a ihned po měření dojde k jeho odstranění (např. vrtání otvorů a zaznamenání uvolněného napětí pomocí tenzometrických růžic).
- Destruktivními technikami – Jsou založeny na měření deformací, které jsou vyvolány odstraněním části objemu měřené součásti.

Některé zdroje uvádějí také dělení podle principu metod. Jedná se o metody mechanické, fyzikální a chemické. V případě této diplomové práce by bylo vhodné zmínit vybrané metody využitelné pro svařované díly. Například chemické metody využívají změn vyvolaných chemickými procesy. Např. metoda difúze vodíku do povrchových vrstev je častou metodou využívanou pro kontrolu broušeného povrchu. Proto budou zmíněny spíše metody mechanické a fyzikální.

### 2.5.1 Mechanické metody

V mnoha případech jde o metody, které představují destruktivní nebo polodestruktivní techniky. Metody jsou založeny na uvolňování napětí vlivem deformace (tzv. relaxace), která je realizována pomocí odebrání části materiálu. Jedná se o deformace elastické, díky kterým je možné sledovat lineární závislost mezi projevenou deformací a uvolněným zbytkovým napětím. Uvolněná napětí jsou měřena pomocí tenzometrů, které mohou mít různé uspořádání pro správné zachycení napětí. Lze jimi určit pouze makroskopická zbytková napětí, a to jen jejich průměrnou velikost vždy postupně po průřezu odebrané části [5].

Obecně se příprava vzorku, pro mechanické metody, skládá z několika kroků. Nejprve dojde k odstranění části materiálu nebo k jeho rozdělení na více částí. V tomto případě však dochází k vytvoření nových zbytkových napětí. Následuje samotné měření deformace nebo délkového přetvoření (pomocí tenzometrické růžice) odpovídající změně napjatosti. Závěrem se vyhodnotí velikost a směry hlavních zbytkových napětí pomocí analytických metod, metodou MKP (metodou konečných prvků) nebo experimentálně [11].



**Odvrtávací metoda** je jednou z polodestruktivních metod měření zbytkových (makroskopických) napětí. Při narušení celistvosti vyvrtáním malého otvoru, obvykle průměru 1 až 4 mm do hloubky zhruba rovné průměru otvoru, na povrchu vzorku, dochází k uvolnění zbytkového napětí. Relaxace napětí způsobí deformace v okolí vyvrtaného otvoru, které jsou měřeny tenzometrickou růžicí, která je nalepena na povrchu vzorku. Instalovány jsou tak, že jejich osy tvoří průsečík, ve kterém dochází k samotnému odvrtávání. Metoda probíhá po krocích, kdy na konci každého kroku dojde k provedení měření uvolněných napjatostí. Tímto způsobem je získáno rozložení zbytkových napětí v daném místě do určité hloubky. Takto získané informace se dále vyhodnocují a výsledkem je určení rozložení zbytkových napětí. Původní zbytková napětí v materiálu jsou stanovena na základě výsledků měření, které jsou upravovány pomocí tzv. kalibračních koeficientů. V průsečíku os tenzometrů se předpokládá homogenní zbytková napjatost a hlavní napětí kolmé na povrch vzorku bude mít nulovou hodnotu ve všech odvrtávaných vrstvách. Dále se uvažuje, že před i po odvrtání je ve zkoumané oblasti lineárně elastická napjatost [5].

## 2.6 Fyzikální metody

Spadají do kategorie nedestruktivních metod určování makroskopických zbytkových napětí. Měřené fyzikální veličiny se mění v závislosti na stavu napjatosti materiálu. Jsou tedy založeny na vztahu mezi fyzikálními nebo krystalografickými parametry a zbytkovým napětím. Mezi vlastnosti, které mohou být napětím ovlivněny, patří např. vlastnosti akustické, magnetické, optické nebo difrakční. Difrakční metody jsou založeny na měření mřížkových deformací polykrystalických materiálů, a to buď pomocí rentgenové nebo neutronové difrakce. Rentgenová difrakční analýza je metoda, kterou bylo zbytkové napětí měřeno v experimentální části této diplomové práce. Proto bude tato analýza popsána v samostatné kapitole [11].

**Akustická metoda** využívá efektu anizotropie vnitřního tlumení. Pokud bude materiál bez napětí, bude mít vnitřní napětí hodnotu stejnou ve všech směrech. Pokud se však bude jednat o materiál s napětím, prostředí bude anizotropní. Výsledkem měření jsou vždy střední hodnoty zbytkových napětí z celého „prozvučeného“ materiálu, a proto je nemožné rozlišit napětí I., II. a III. druhu [4].

**Ultrazvuková metoda** je založena na principu akusticko-elastického jevu. Vlivem mechanických napětí dochází ke změně elastických vlastností materiálu a zároveň k ovlivnění rychlosti šíření elastických vln, které materiálem procházejí. Dochází zde k měření rychlosti šíření ultrazvukové vlny, která je ovlivněna stavem napjatosti. Kalibrace je vyžadována pro každý druh materiálu. Pro celkové určení stavu napjatosti je nutné provést ve zkoumaném vzorku měření ve více směrech (v podélném i příčném směru). Obdobný princip využívá metoda akustické emise, která je však více využívána pro sledování šíření defektů [12].

**Magnetoelastická metoda (Barkhausenův jev)** využívá tzv. Barkhausenův magnetický šum. Na intenzitu tohoto šumu má vliv přítomnost a rozložení pružných napětí, kdy zároveň dochází k ovlivnění orientace jednotlivých domén při následné magnetizaci. Důsledkem toho je, že u materiálů feromagnetických (např. železo, kobalt, nikl) oblasti s tahovými napětími, ve kterých je směr magnetizace rovnoběžný se směrem zatížení, se vlivem magnetizace zvětšují a oblasti kolmé na směr magnetizace zmenšují, až úplně zanikají. V případě tlakových napětí je efekt opačný a oblasti, ve kterých je směr magnetizace kolmý na směr zatížení, se zvětšují. Měřením intenzity šumu lze stanovit zbytková napětí včetně směru hlavních napětí [12].

**Difrakční metody** patří mezi nejvyužívanější metody pro měření zbytkových napětí. Hlavními zástupci této skupiny jsou rentgenové a neutronové difrakční analýzy. Metody jsou založeny na analýze difraktovaného záření, které je výsledkem náhodně orientovaných systémů meziatomových rovin. Pomocí částicových paprsků určují mřížkovou deformaci krystalických materiálů měřením tzv. Braggových úhlů. Jedná se o nedestruktivní metody a je tedy možné měřený předmět nadále využívat. Důležité však je si uvědomit, do jaké hloubky je možné zbytková napětí měřit. Rozdílem mezi rentgenovou a neutronovou difrakcí je právě hloubka měření. Pro rentgenovou difrakci je typická hloubka vyšetřování 1 až 50  $\mu\text{m}$ , naopak neutronovou difrakci je možné využívat pro vyšetřování napětí ve větších hloubkách, a to až do 100 mm pod povrchem materiálu, viz tab. 2.1 [5, 13].

METODA	Odvrtávací	Magnetoelastická	Rentgenová	Neutronová
<b>MOŽNOST APLIKACE</b>	Rovinná homog. napjatost na povrchu	Feromagnetický materiál, rovinná napjatost	Izotropní homog. materiál, polykrystalický, rovinná napjatost	Izotropní homog. materiál, polykrystalický, prostorová napjatost
<b>DRUHY MĚŘENÝCH ZBYTKOVÝCH NAPĚTÍ</b>	I. druhu	I., II. i III. druhu	I. a II. nebo III. druhu	I. a II. nebo III. druhu
<b>MĚŘENÝ PARAMETR</b>	Povrchové deformace	Amplituda Barkhausenova šumu	Změna meziatomových vzdáleností	Změna meziatomových vzdáleností
<b>HLOUBKA VYŠETŘENÍ</b>	0,02 až 15,00 mm	0,1 až 1,0 mm	1 až 50 $\mu\text{m}$	Do 100 mm

*Tab. 2.1 Porovnání aplikovatelnosti a vhodnosti metod měření zbytkových napětí [13]*

## 2.7 Rentgenová difrakční analýza

Rentgenová difrakční analýza (rentgenografická analýza) je navrženou metodikou pro měření zbytkových napětí v této diplomové práci. Metoda využívá difrakci rentgenového záření na krystalech mřížky. Má široké uplatnění a lze ji využít pro popis krystalové mřížky jako takové, kde výstupem může být celková strukturní analýza, která dokáže přesně určit druhy atomů, jejich vzájemný poměr a uspořádání v dané buňce krystalu. V porovnání s běžnými spektrálními metodami (např. optické metody) je možné získat obsáhlejší údaje o geometrii atomů daných kovů. V metalurgii je možné tuto metodu využít i pro měření průměrných velikostí jednotlivých zrn polykrystalických kovů, kdy tato velikost ovlivňuje mechanické vlastnosti materiálů [14].

Měření zbytkového napětí v polykrystalických materiálech metodou rentgenové difrakce (XRD) je známo jako jedno z nejvýkonnějších nedestruktivních měření v praxi. Vlivem vyvolaných napětí v materiálu dochází k deformaci krystalové mřížky a ke změně vzdáleností atomových mřížkových rovin. Na základě difrakce rentgenových paprsků, ke kterým dochází na krystalech je možné tyto vzdálenosti měřit. Vzdálenosti jsou poté přepočteny na napětí. Přesněji řečeno, pokud dojde k dopadu monochromatického rentgenového paprsku na elasticky deformovanou krystalovou mřížku tak, že bude splněna tzv. Braggova podmínka, pak platí, že se změna vzdálenosti atomových mřížkových rovin projeví změnou tzv. Braggova úhlu. A právě Braggova podmínka je základní teorií XRD, která určuje vztah mezi vzdáleností atomové mřížkové roviny a difrakčním úhlem [15, 16].

### 2.7.1 Braggova podmínka, výpočet mřížkové deformace a napětí

Kapitola je věnována Braggově podmínce, viz rovnice 2.4, a základnímu přepočtu deformace mřížkových parametrů na zbytková napětí [17].

$$n \cdot \lambda = 2 \cdot d_{hkl} \cdot \sin \theta \quad [-] \quad (2.4)$$

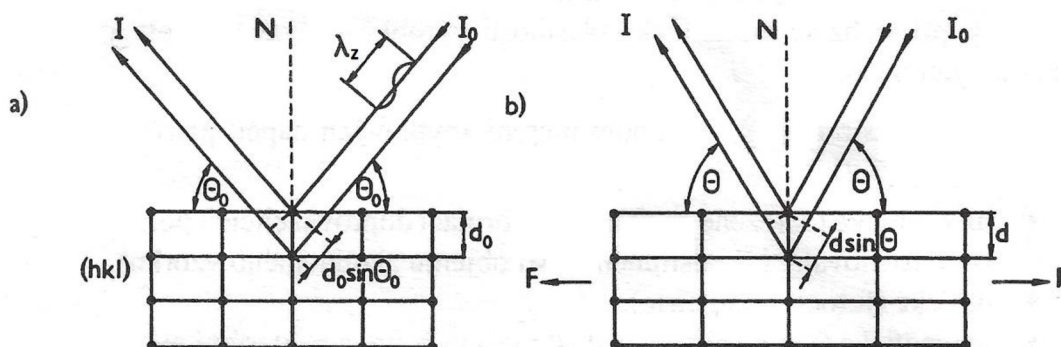
kde značí:  $n$  – celočíselný násobek [-],

$\lambda_z$  – použitou délku záření [mm],

$d_{hkl}$  – vzdálenost atomových mřížkových rovin typu (hkl) [mm],

$\theta$  – Braggův úhel [°].

Vlivem mechanického napětí, které může působit v materiálu jako zbytkové, dochází ke změně mezivrstevní vzdálenosti  $d$ , a zároveň i ke změně úhlové polohy  $\theta$ , viz obr. 2.6. [17, 18].



**Obr. 2.6** Ukázka vzdáleností mřížkových rovin ve stavu bez napětí a ve stavu napjatého krystalu vlivem působícího zatížení  $F$  ( $I$ ,  $I_0$  představují intenzitu dopadajícího a difraktovaného svazku RTG záření; a) stav bez napětí, b) stav napjatého krystalu [17]

Pokud se do rovnice pro mřížkovou deformaci dosadí hodnoty pro stav bez napětí a pro stav, kdy došlo ke změnám vlivem zatížení  $F$ , viz obr. 2.6, získá se vztah 2.5 [17, 18]:

$$\varepsilon = \frac{d - d_0}{d_0} = -\cot \theta_0 \cdot (\theta - \theta_0) \quad [-] \quad (2.5)$$

kde značí:  $d$  – vzdálenost mřížkových rovin ve stavu bez napětí [mm],

$d_0$  – vzdálenost mřížkových rovin napjatého krystalu [mm],

$\theta_0$  – Braggův úhel ve stavu bez napětí [°],

$(\theta - \theta_0)$  – úhlový posun interferenčního maxima [°].

Pro další postup je nutné zavést soustavu souřadnic, která bude spojena se vzorkem, viz obr. 2.7, a zároveň pokud dojde k označení a zavedení  $\sigma_{ij}$  složek tenzoru napětí působícího na objemový element vzorku podle podmínky lineární teorie elasticity, viz obr. 2.8, lze mřížkovou deformaci  $\varepsilon_{\varphi\psi}$ , charakterizovanou v libovolném směru úhly  $\varphi$  a  $\psi$ , vyjádřit pomocí vztahu 2.6 [17, 18]:

$$\varepsilon_{\varphi\psi} = \frac{1}{2} S_2 \cdot (\sigma_{11} \cdot \cos^2 \varphi + \sigma_{12} \cdot \sin^2 \varphi + \sigma_{22} \cdot \sin^2 \varphi - \sigma_{33}) \cdot \sin^2 \psi + \frac{1}{2} S_2 \cdot (\sigma_{13} \cdot \cos \varphi + \sigma_{23} \cdot \sin \varphi) \cdot \sin 2\psi + \frac{1}{E} \cdot \sigma_{33} + S_1 \cdot (\sigma_{11} + \sigma_{22}) [-] \quad (2.6)$$

kde 
$$\frac{1}{2} S_2 = \frac{\nu+1}{E}, \quad S_1 = \frac{-\nu}{E}$$

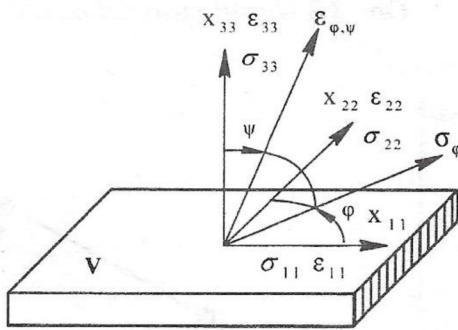
kde značí: E – Youngův modul pružnosti [MPa],

$\nu$  – Poissonovo číslo [-],

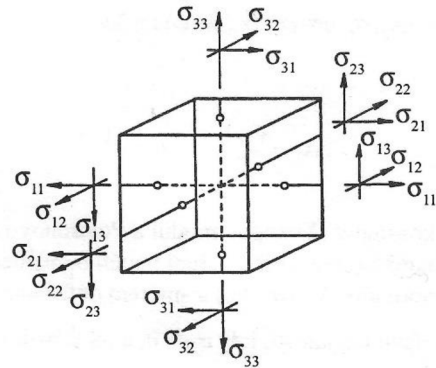
$\sigma_{11}, \sigma_{22}, \sigma_{33}$ , – napětí ve směru os souřadnicového systému [MPa],

$\varphi$  – směr měření napětí  $\sigma_{\varphi}$  vzhledem k ose  $x_{11}$  [°],

$\psi$  – úhel mezi osou  $x_{33}$  (normálou) a směrem deformace  $\varepsilon_{\varphi}$  [°].



Obr. 2.7 Souřadnicový systém vzorku [17]



Obr. 2.8 Napětí objemového elementu [17]

Při dvojosém stavu napjatosti platí, že  $\sigma_{i3} = 0$  a napětí bude odpovídat vztahu 2.7 [17, 18]:

$$\sigma_{\varphi} = \sigma_{11} \cdot \cos^2 \varphi + \sigma_{12} \cdot \sin 2\varphi + \sigma_{22} \cdot \sin^2 \varphi [MPa] \quad (2.7)$$

Po substituci bude vztah pro mřížkovou deformaci lineární závislostí mezi mřížkovou deformací  $\varepsilon_{\varphi\psi}$  a  $\sin^2 \varphi$ , vyjádřen vztahem 2.8 [17, 18]:

$$\varepsilon_{\varphi\psi} = \frac{1}{2} S_2 \cdot \sigma_{\varphi} \cdot \sin^2 \psi + S_1 \cdot (\sigma_{11} + \sigma_{22}) [-] \quad (2.8)$$

Derivací vztahu 2.7 podle  $\sin^2\psi$  dojde k získání směrnice přímky  $\varepsilon_{\varphi\psi}(\sin^2\psi)$ , která je dána elastickými konstantami - Youngovým modulem E, Poissonovým číslem  $\nu$  a působícím napětím  $\sigma_\varphi$  [17, 18]:

$$\frac{\partial \varepsilon_{\varphi\psi}}{\partial \sin^2 \psi} = 1/2 S_2 \cdot \sigma_\varphi [-] \quad (2.9)$$

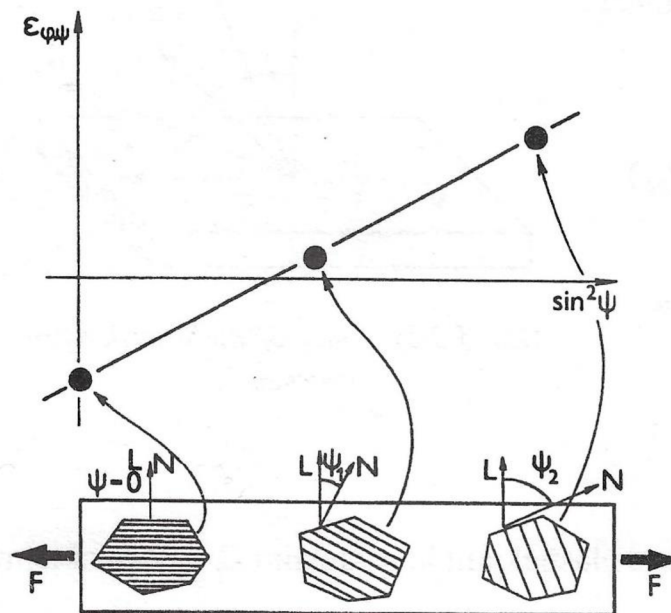
Dojde-li ke ztotožnění mřížkové deformace  $\varepsilon$  s deformací  $\varepsilon_{\varphi\psi}$  získá se základní rovnice rentgenografického měření napětí dle tzv. metody  $\sin^2\psi$ , viz rovnice 2.10 [17, 18]:

$$\varepsilon_{\varphi\psi} = -\cot \theta_0 \cdot (\theta - \theta_0) = 1/2 S_2 \cdot \sigma_\varphi \cdot \sin^2 \psi + S_1 \cdot (\sigma_{11} + \sigma_{22}) [-] \quad (2.10)$$

Z Braggovy rovnice 2.4 a 2.9 je možné získat výsledný vztah pro výpočet složky napětí  $\sigma_\varphi$ , viz rovnice 2.11 [17, 18]:

$$\sigma_\varphi = -\frac{1}{1/2 S_2} \cdot \cot \theta_0 \cdot \frac{\partial \theta_{\varphi\psi}}{\partial \sin^2 \psi} [MPa] \quad (2.11)$$

Shrnutím veškerého početního postupu výše lze konstatovat, že rentgenografické stanovení složky  $\sigma_\varphi$  tzv. metodou „ $\sin^2\psi$ “ vyžaduje přesně znát úhlovou závislost  $\varepsilon_{\varphi\psi}$  interferenčních linií, která je získána díky difrakci na vhodných atomových mřížkových rovinách (hkl) v azimutální rovině  $\varphi$ , která je konstantní při různých hodnotách úhlu  $\psi$ . Princip této metody je schematicky vyobrazen na obr. 2.9 [17].



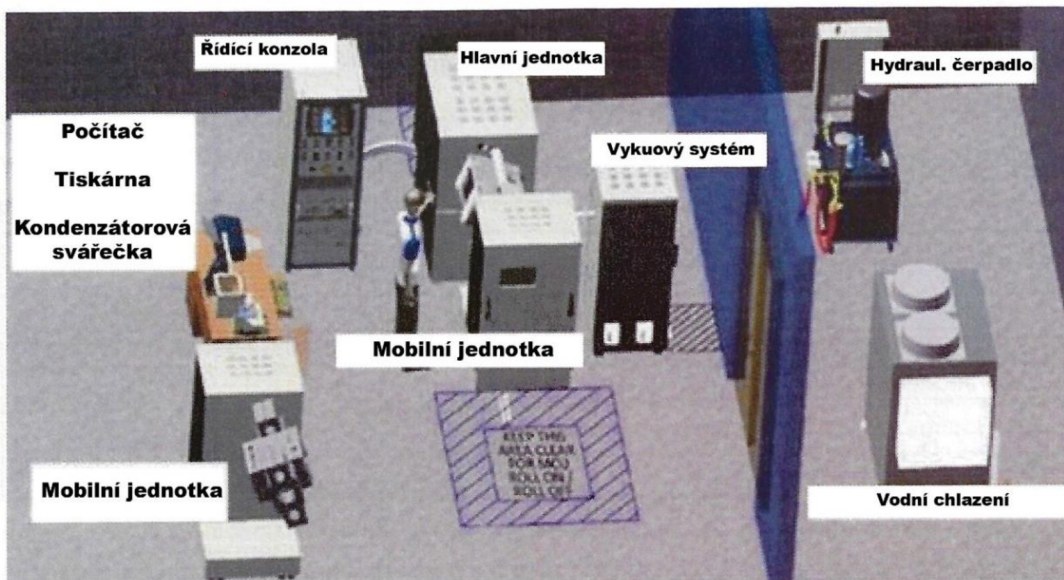
Obr. 2.9 Princip měření metodou  $\sin^2\psi$  [17]

## 2.8 Teplotně-napěťový simulátor Gleeble 3500

Zařízení Gleeble je plně integrovaný digitální termoregulační a mechanický testovací systém, který umožňuje studovat za pomoci široké škály testů teplotně mechanické a metalurgické stavy kovových materiálů za vyšších teplot. Přístroje lze využít nejen pro simulace svařování, ale lze s ním simulovat např. kontinuální lití, objemové tváření, tepelné zpracování nebo tváření a válcování za tepla [19, 20].

Teplotně-napěťový simulátor Gleeble 3500 je využíván ke studiu dějů, které mohou probíhat u většiny kovových materiálů. Zařízení může vyvinout maximální síly v tahu nebo tlaku až 100 kN, a to při testování vzorků s různou geometrií. Pro testování jsou vhodné vzorky do průměru 20 mm nebo s plochou průřezu do 400 mm<sup>2</sup>. Tyto parametry jsou však závislé na konstrukci zařízení, a především na přípravcích, které jsou do stroje společně se vzorkem vkládány [19].

Gleeble 3500 se skládá ze tří hlavních jednotek, viz obr. 2.11, mezi které patří ovládací a zároveň řídicí panel, hlavní jednotka (s hydraulikou a transformátorem pro ohřev) a vlastní testovací zařízení, ve kterém probíhá simulace. Během testování mohou být zvoleny různé rychlosti ohřevu a ochlazování vzorku. Systém je schopen ohřívat vzorky rychlostí až 10 000 °C/s. Ohřev je v tomto případě zajištěn elektrickým odporem, který zajistí vysoké rychlosti ohřevu a zároveň přesnou regulaci teplotních cyklů. Rychlosti ochlazování mohou dosahovat také vysokých hodnot, a to až 6 000 °C/s. Odvod tepla může být zajištěn buď volně, tedy pouhým vedením tepla přes použité čelisti, nebo může probíhat řízeně pomocí stlačeného vzduchu, inertního plynu nebo vody. Čelistmi je možné pohybovat maximální rychlostí 1 m/s, a to až do maximálního rozevření čelistí, které je 100 mm. Tvar a materiál vysokoteplotních upínacích čelistí výrazně ovlivňuje výsledný teplotní gradient ve vzorku. Důležitým parametrem je v tomto případě kontakt mezi upínacími čelistmi a vzorkem [19].



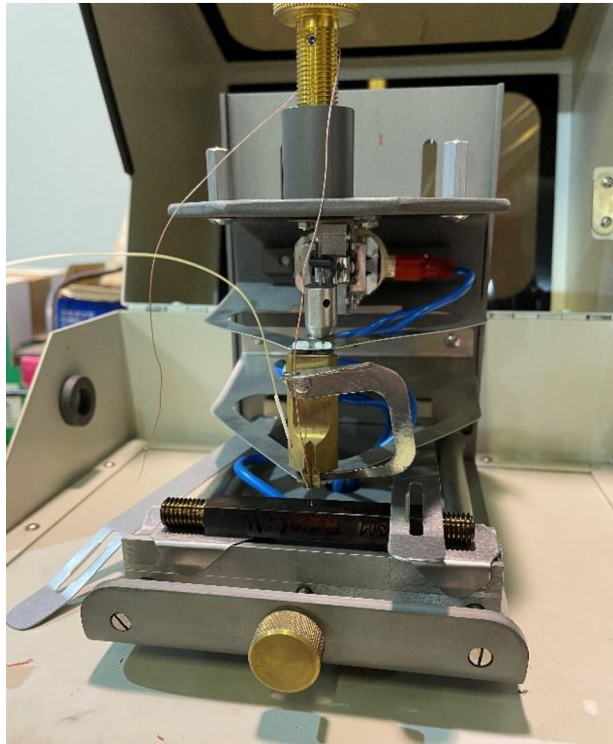
*Obr. 2.11 Rozmístění základních částí zařízení Gleeble 3500 na pracovišti [19]*

Velmi důležitým přídavným zařízením je vakuový systém. Ten zajišťuje nejen ochranu vzorku před oxidací během vysokých teplot, ale také chrání celé vnitřní vybavení testovací komory. Čerpadlo vakuového systému dokáže vytvořit hrubé vakuuum do hodnot  $10^{-1}$  Torr, avšak difúzní čerpadlo umožňuje po dostatečné době získat vakuuum větší jak  $10^{-3}$  Torr. Vakuový systém je však konstruován tak, že při teplotách nad  $1200\text{ °C}$  zajistí zpětné plnění inertním plynem. Při takto vysokých teplotách již k ochraně nepostačuje pouze vakuuum [19].

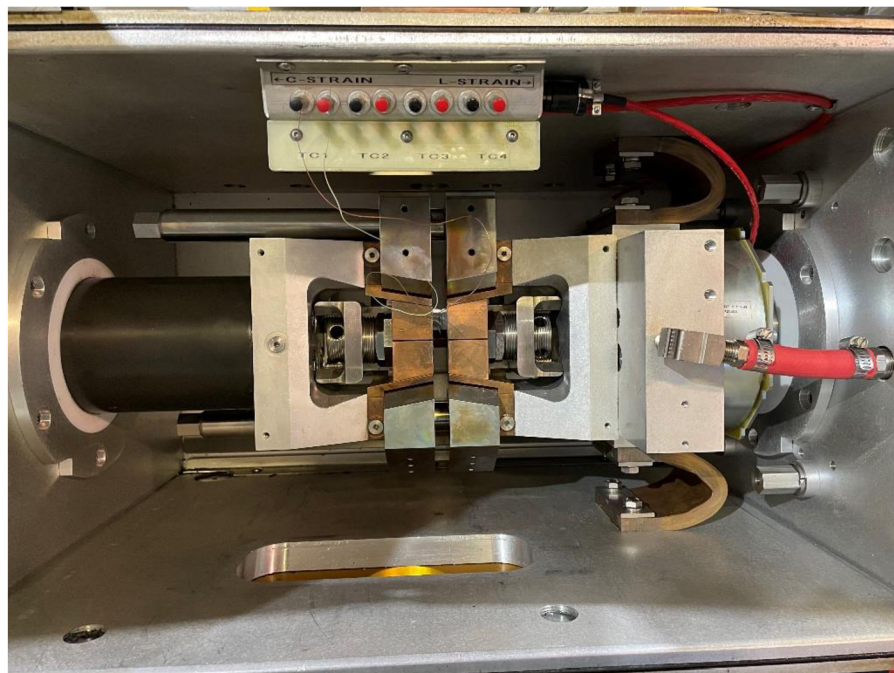
### 2.8.1 Snímání dat – měření teploty

Průběh teploty ohřevu a ochlazování lze sledovat dvěma způsoby. Jedním ze způsobů je využití běžných termočlánků, které jsou na vzorek připevněny pomocí kondenzátorové svářečky, viz obr. 2.12. Druhým způsobem je měření teploty pomocí pyrometru. Na přístroji Gleeble 3500 se nacházejí kanály pro získání údajů o teplotě, viz obr. 2.13. Ve většině případů se doporučuje aplikace termočlánků namísto pyrometrů. Termočlánky se totiž vyznačují svou rychlou odezvou na změnu teploty. Na základě rozsahu teplot je možné použít různé typy termočlánků (typ K, R, S, B a další). Často se používají termočlánky průměru 0,2 mm (drátky tohoto průměru). Jsou přivařovány přímo do středu materiálu a slouží k řízení teplotních cyklů. Mezi nejvíce používané termočlánky při testech patří termočlánky typu K (provozní rozsah  $0\text{--}1250\text{ °C}$ ) na bázi NiCr-NiAl a termočlánky typu S nebo R (teplotní rozsah  $0\text{--}1450\text{ °C}$ ), které jsou na bázi PtRh-Pt. Termočlánky typu B se používají v rozsahu teplot  $0\text{--}1700\text{ °C}$  [19].





*Obr. 2.12 Kondenzátorová svářečka na termočlánky*



*Obr. 2.13 Kontakty pro připojení mechanických či teplotních snímačů; v tomto případě zapojen jeden termočlánek*

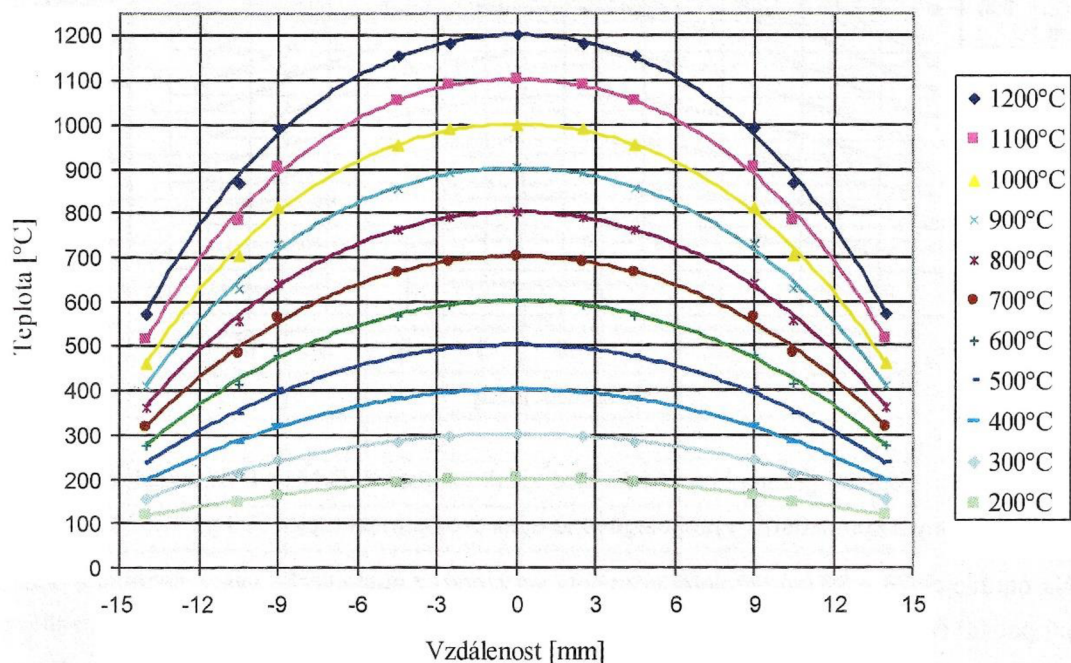
### 2.8.2 Teplotní gradienty

Během simulace svařovacích procesů dochází k velkým teplotním gradientům, které jsou ovlivněny především materiálem testovaného vzorku, teplotním a elektrickým odporem vzorku, délkou vzorku, tvarem a materiálem vysokoteplotních upínacích čelistí a také tzv. volnou délkou. Z hlediska principu ohřevu je za volnou délku vzorku brána délka mezi okraji kontaktů s čelistmi, viz obr. 2.14 (parametr X). Při samotném testování se sleduje spíše délka vzorku mezi čelistmi, na obr. 2.14 označeno jako volná délka vzorku. Volná délka je závislá na použitém druhu čelistí. Je možné použít několik typů čelistí, které mohou být s plným nebo částečným kontaktem. V dnešní době jsou jako materiál čelistí používány nejčastěji měď (Cu 99 %) a austenitická vysokolegovaná ocel X5CrNi18-8. Teplotní vodivost je velmi rozdílná v případě těchto dvou materiálů. Je tedy možné díky rozdílnému materiálu čelistí pro stejný vzorek a stejný tvar čelistí získat značně odlišný teplotní gradient [19].



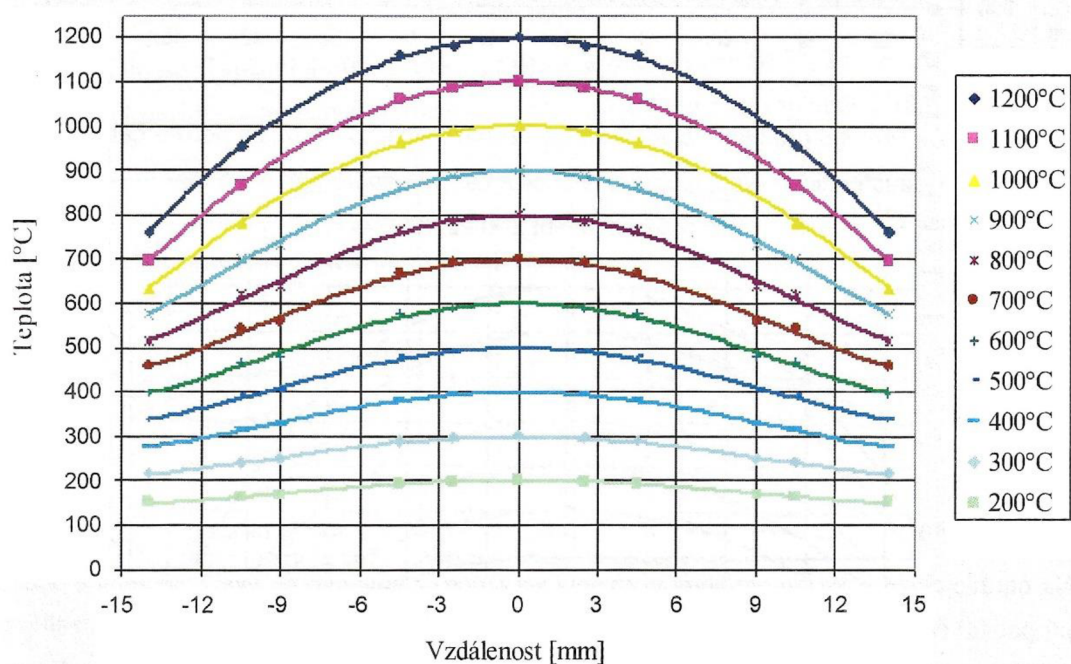
**Obr. 2.14** Volná délka vzorku při upnutí součásti [19]

Právě zmíněný tvar a materiál čelistí má významný vliv na teplotní gradient ve vzorku. Z tohoto důvodu byly provedeny různé experimenty, které porovnávají na základě např. rozdílných materiálů čelistí, strmost teplotních gradientů, viz obr. 2.15 a obr. 2.16.



**Obr. 2.15** Teplotní gradient na volné délce vzorku z oceli X5CrNi18-8, měděné čelisti s plným kontaktem pro rozmezí teplot 200 až 1200 °C [19]

Při porovnání obr. 2.15 a obr. 2.16 je zřejmé, že při použití čelistí z vysokolegované oceli dochází spíše ke zrovnomnění teplotního gradientu ve vzorku. V případě měděných čelistí je dosaženo strmějších teplotních gradientů, které jsou z hlediska této diplomové práce žádanější.



**Obr. 2.16** Teplotní gradient na volné délce vzorku z oceli X5CrNi18-8, čelisti s plným kontaktem z vysokolegované oceli pro rozmezí teplot 200 až 1200 °C [19]

## 2.9 Únava materiálu

Nosný průřez nebo kritický průřez součásti je velmi důležitým parametrem pro samotné dimenzování součástí. Vlivem působení vnějšího zatížení může docházet v těchto průřezích k vnitřním sílovým účinkům. V případě jednoho silového účinku vzniká prosté napětí, v případě působení několika účinků napětí kombinované [21].

Z hlediska prostého napětí se jedná o pět základních napětí, mezi která patří napětí tahová  $\sigma_t$ , tlaková  $\sigma_d$  a ohybová  $\sigma_o$ , která představují napětí normálová a jejich směr je tedy kolmý k rovině průřezu. Smyková napětí  $\tau_s$  a napětí v krutu  $\tau_k$  jsou napětími tečnými, pro které je charakteristický směr působení v rovině průřezu [21].

Součást zatěžována staticky je ta, která je zatěžována neměnnou silou nebo momentem. V opačném případě je součást zatěžována dynamicky. Poté proces, při kterém dochází ke vzniku a šíření trhlin při tzv. časově proměnlivém dynamickém (cyklickém) zatěžování, je nazýván jako únava materiálu. Obecně lze říci, že hlavním parametrem je čas  $t$ , případně počet zatěžujících cyklů  $N$  v případě periodického zatěžování. Mezním stavem je při zatížení součásti časově proměnným dynamických namáháním stav, při kterém dochází k poruše funkčních vlastností součástí. Tato porucha se projeví tzv. únavovým lomem. Zajímavostí však je, že maximální hodnota, která reprezentuje cyklické zatížení součásti, nenabývá hodnot, které by způsobily únavový lom během jednoho cyklu. Jedná se o hodnoty menší, než je mez kluzu daného materiálu součásti [22, 23].

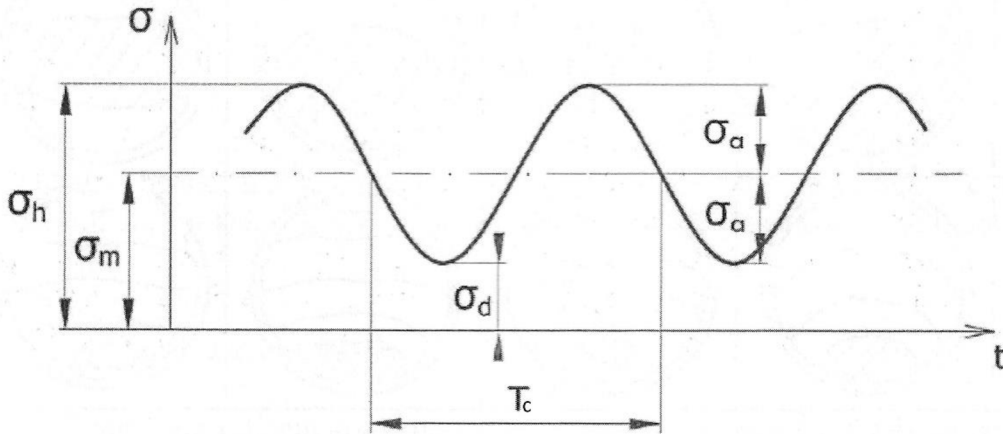
### 2.9.1 Cyklické zatížení

Cyklické zatížení, označováno také jako dynamické zatížení, je takové, pro které platí, že se v čase mění jeho velikost, směr nebo smysl. Pro strojní součásti je obvyklé, že se v nich takové zatížení vyskytuje velmi často. Časově proměnné zatížení v čase může být klasifikováno buď jako deterministické nebo náhodné (stochastické). Deterministické zatížení může být neperiodické nebo periodicky se opakující v čase. Periodické děje se vyznačují konstantními hodnotami maximálního napětí (též označováno jako horní napětí  $\sigma_h$ ) a minimálního napětí (dolní napětí  $\sigma_d$ ). Hodnoty těchto dvou napětí jsou velmi důležité pro návrh a kontrolu součásti při cyklickém zatížení. Jsou důležité pro získání amplitudy napětí  $\sigma_a$ , která je dána vztahem 2.12, a hodnoty středního napětí  $\sigma_m$ , které lze stanovit pomocí vztahu 2.13. Napětí  $\sigma_m$  lze v tomto případě chápat jako předpětí. V určitých případech je ještě uváděna asymetrie cyklu, která je dána vztahem 2.14. Zmíněná napětí jsou vyobrazena na pulsujícím průběhu, viz obr. 2.17 [21, 24].

$$\sigma_m = \frac{\sigma_h + \sigma_d}{2} \text{ [MPa]} \quad (2.12)$$

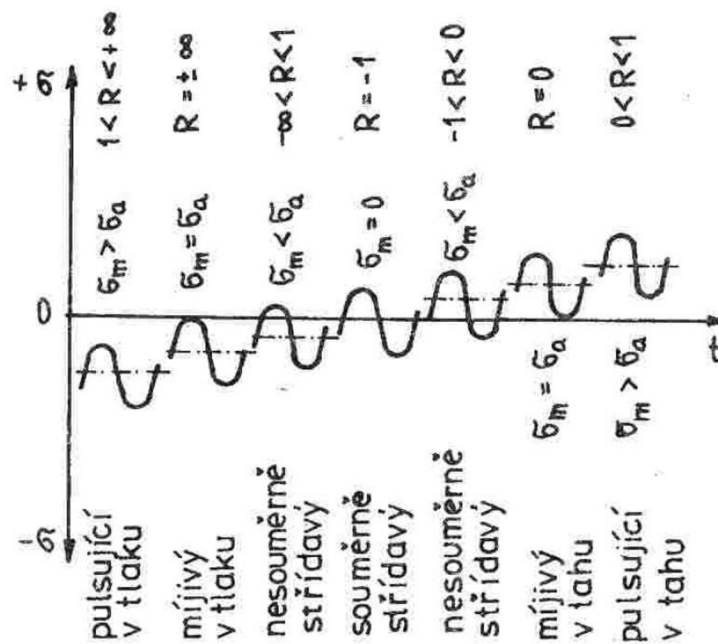
$$\sigma_a = \frac{\sigma_h - \sigma_d}{2} \text{ [MPa]} \quad (2.13)$$

$$R = \frac{\sigma_d}{\sigma_h} \text{ [1]} \quad (2.14)$$



**Obr. 2.17** Základní charakteristiky zátěžného cyklu znázorněny na pulsujícím cyklu ( $T_c$  – doba trvání jednoho cyklu) [24]

Zatěžování u dynamického namáhání je reprezentováno tzv. zátěžným cyklem a jeho opakováním je získáván zátěžný proces. Na základě hodnoty středního napětí lze zátěžné cykly rozdělit na pulsující tahové nebo tlakové, mívivé, nesymetricky střídavé a symetricky střídavé, viz obr. 2.18.



**Obr. 2.18** Zátěžné cykly pro různé hodnoty středního napětí  $\sigma_m$  [22]

### 2.9.2 Proces únavy materiálu

Cyklická namáhání jsou příčinou vzniku nevratných plastických deformací, které jsou rozhodujícím faktorem poškození při proměnlivém zatěžování. Projevují se v počátku procesu změnou mechanických vlastností součásti v zatěžovaném makroobjemu, následuje vznik únavových trhlin v lokalizovaných oblastech, a nakonec dochází k šíření trhlin v plastické zóně, která před čelem těchto trhlin vzniká. Výsledkem sledování vzniku únavových trhlin mohou být postupy, které vedou k vytvoření větší odolnosti proti vzniku únavových lomů, a to za pomoci např. úpravy struktury materiálu součásti [25].

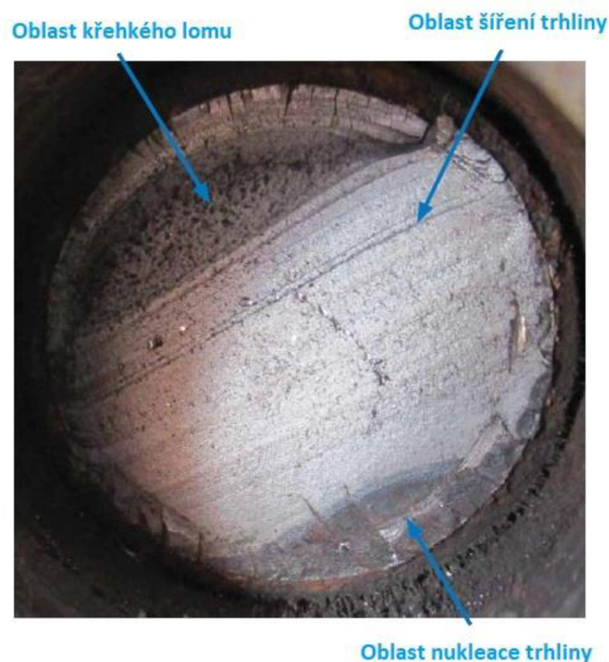
Od počátku dynamického zatěžování je únavové poškození nevratným dějem a je často viditelné až v pokročilé fázi procesu. Porušení materiálu na začátku cyklického namáhání není zpočátku viditelné pouhým okem. První trhliny je však možné očekávat již ve velmi malé hloubce v povrchových vrstvách materiálu. K trhlíně nejdříve dochází pod úhlem  $45^\circ$  vzhledem k povrchu součásti a její rozměr je dán mikrostrukturou materiálu (tzv. mikrotrhlina) [24].

V druhé etapě se trhliny šíří již v rozměrech makrostruktury (makrotrhlina). Trhlina zde postupuje kolmo na směr největšího normálového napětí, a to v rozměrech, které odpovídají velikosti zrn materiálu. Jak již bylo zmíněno dříve, trhlina se dále šíří skrze plastické zóny, které jsou v těsné blízkosti špičky trhliny. Dojde-li však ke stavu, kdy je průřez natolik slabý, že již není schopen přenést ani statické zatížení, dojde k tzv. křehkému lomu. Povrch trhliny je během opakovaného rozevírání a zavírání obrušován a bývá hladký. Skutečný vzhled lomu vypovídá o určitých vlastnostech namáhané součásti. Lze stanovit způsob namáhání dle tvaru hladké části lomové plochy a lze odhadnout dle vyhlazení povrchu únavové části lomu, počet cyklů do lomu [24, 26].

Od začátku až do konce zatěžování se během únavových procesů jedná o nevratné děje. Takovýto proces je poté možné rozdělit do několika stádií [25, 27, 28]:

- Stádium změny mechanických vlastností.
- Stádium vzniku únavových trhlin.
- Stádium šíření trhlin.
- Stádium únavového lomu.

V prvním stádiu zatěžování dochází ke změnám struktury materiálu. Dochází k nim v celém objemu součásti, neboť dochází ke změně hustoty a orientace nebo uspořádání mřížkových poruch. To se projevuje cyklickým změkčováním a zpevňováním. S dalšími následujícími cykly dochází v povrchových vrstvách k nárůstu napětí, které má za následek vznik počátečních mikrotrhlin. Nukleace těchto mikrotrhlin může vznikat v tzv. únavových pásech skluzem dislokací, a to buď na hranici zrn nebo na rozhraní mezi základním materiálem a nekovovým vměstkem. Vzniklé mikrotrhliny do této doby vnikají do hloubky několika desetin milimetrů a poté růst přestávají. Mikrotrhliny takto dále postupují po povrchu materiálu a po určitém čase dochází k jejich spojování na větší povrchové trhliny, které již značně zasahují více do hloubky pod povrch materiálu. V této fázi dochází k šíření pouze tzv. magistrální trhliny, která se šíří materiálem stále více do hloubky, ve směru kolmém na směr hlavního napětí. Trhlina se dále chová tak, jak ji dovoluje plastická zóna, která vzniká na jejím čele. Názorný příklad lomové plochy je vyobrazen na obr. 2.19 [25, 28].



**Obr. 2.19** Lomová plocha [29]

Dle rozsahu a míry plastické deformace lze rozlišovat nízkocyklovou a vysokocyklovou únavu. Nízkocyklová únava (NCÚ) představuje cyklickou plastickou deformaci probíhající v makroskopickém objemu. Zátěžné cykly pro NCÚ se pohybují v rozmezí  $10^2$  až  $10^5$  cyklů. U vysokocyklové únavy (VCÚ) se těleso nachází ve stavu makroskopicky elastickém (pod mezí kluzu). Zátěžné cykly jsou v tomto případě vyšší jak  $10^5$  cyklů [23].

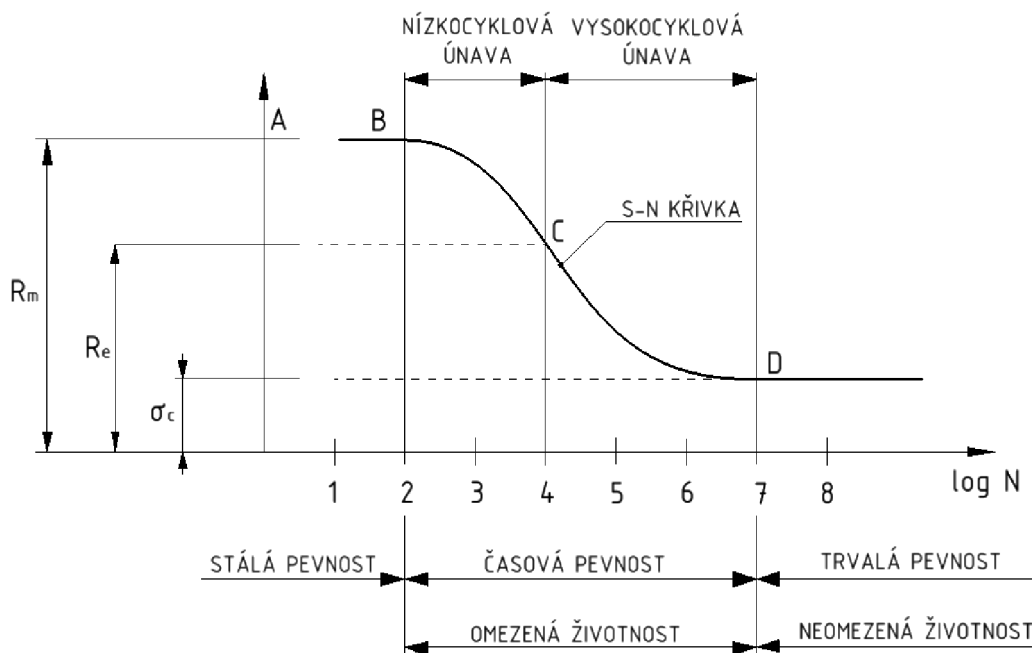
### 2.9.3 Wöhlerova křivka

Výsledkem únavových zkoušek, které poskytují přehled o únavových vlastnostech součástí, jsou únavové křivky. Dle typů vzorků a charakteru zatěžování se mohou používat různé typy křivek, pro které jsou rozhodující vždy určité parametry [22]:

- Křivky v souřadnicích zatížení – Počet kmitů do poruchy. Používají se především pro zkoušky členitých objektů s řízenou zatěžující silou, kdyby určování napětí v daném místě reálné součásti bylo nejednoznačné. Tyto křivky nemají obecnou platnost a lze je tedy porovnávat pouze s výsledky, které byly provedeny za naprosto shodných podmínek.
- Křivky v souřadnicích napětí – Počet kmitů do poruchy. Jsou označovány za únavové křivky napětí nebo jako tzv. Wöhlerovy křivky. Jejich konstrukce je založena na amplitudě napětí  $\sigma_a$  při dané střední hodnotě napětí  $\sigma_m$ . Napětí u členitých součástí je přesně vztaženo na dané místo výpočtem nebo analýzou napětí.
- Křivky získané při tvrdém zatěžování v souřadnicích amplitudy či rozkmitu poměrné deformace – počet kmitů, případně půlkmitů do poruchy. Jedná se o tzv. únavové křivky deformace.

Křivka, která je v nejjednodušším případě tvořena střídavým souměrným napětím, které je plně určeno svou amplitudou  $\sigma_a$ , je nazývána jako Wöhlerova křivka. Pro tahové a tlakové zatížení je v tomto případě postupováno tak, že zkušební tyč je od meze pevnosti  $R_m$ , která je rovna právě amplitudě napětí  $\sigma_m$ , postupně zatěžována klesající amplitudou, a to až do mezního počtu cyklů  $N$ , při kterém dochází k únavovému lomu. Jedná se tedy o křivku, která je závislá na amplitudě  $\sigma_a$  a na počtu cyklů  $N$  a je možné ji v určité formě vyobrazit tak, jak je ukázáno na obr. 2.20. Často je v literatuře nazývána jako S-N křivka. Z diagramu je zřejmé, že pro maximální amplitudu  $\sigma_a = \sigma_c$  střídavého souměrného napětí, zkušební tyč vydrží nekonečně mnoho cyklů. Počet cyklů byl experimentálně stanoven v případě ocelí na hranici  $10^7$  cyklů. Hodnota, která tento počet cyklů vydrží, je tedy označována jako  $\sigma_c$  a nazývá se základní mez únavy. Během použití jiného typu zatížení, než střídavého souměrného, je třeba uvést střední hodnotu napětí  $\sigma_m$  nebo velikost asymetrie cyklu  $R$  při němž mez únavy byla stanovena [21, 22].





**Obr. 2.20** Oblasti únavy Wöhlerovy křivky (S-N křivky) [24]

Únava materiálu je tedy podle obr. 2.18 rozdělena na tři základní oblasti [22]:

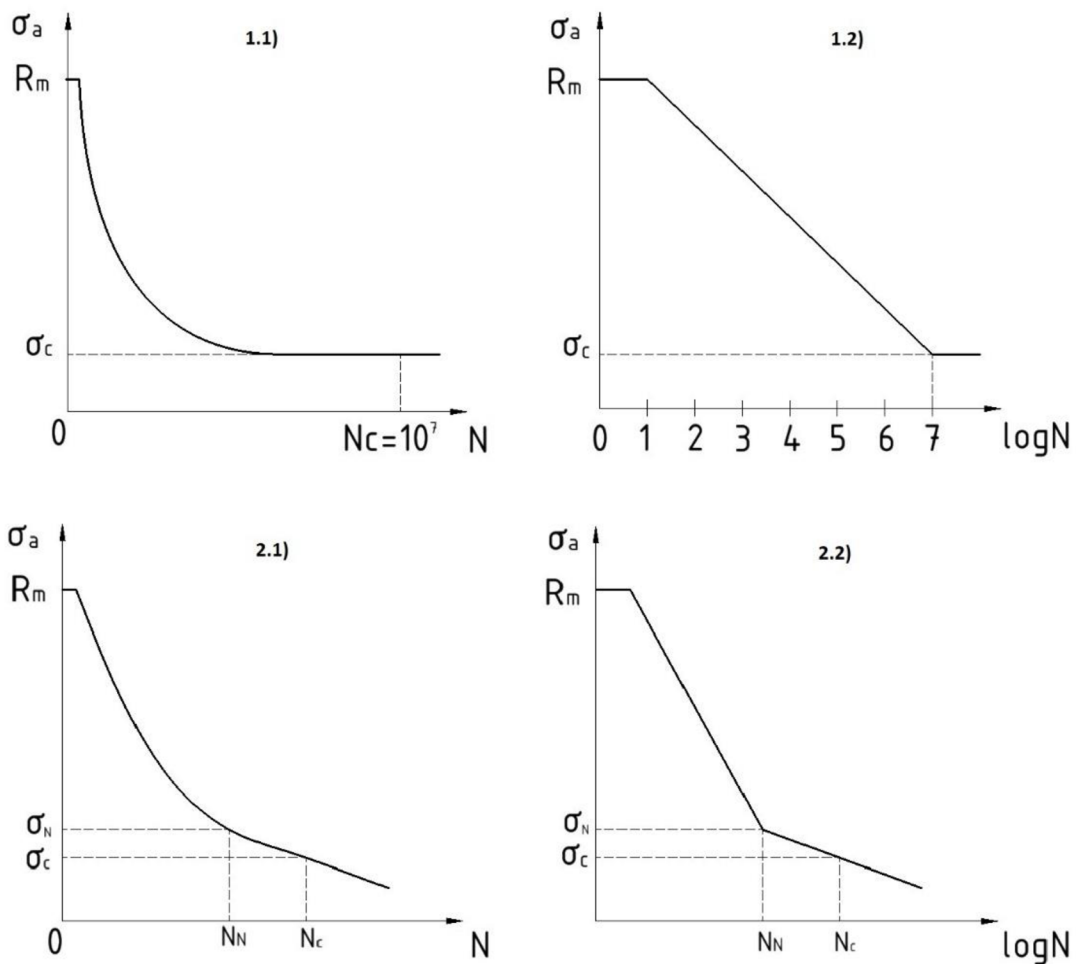
- Oblast kvazistatického lomu – Oblast, ve které dochází k porušení součásti již při prvních výkmitech zatížení. V některých případech se porušení může objevit až po několika desítkách cyklů. V této části se nejedná o únavový lom, protože lomová plocha roste velmi rychle a má znaky především tvárného lomu. Stejně tak jak je tomu při statickém porušení.
- Oblast nízkocyklové únavy (NCÚ) – Jak bylo psáno dříve, spadá do životností v rozmezí  $10^2$  až maximálně  $10^5$  cyklů. Napětí v součásti jsou tak velká, že dochází ke vzniku cyklické plastické deformace materiálu. U takto nízkocyklového lomu je možné na mikroskopu sledovat hrubší strukturu s interkrystalickým průběhem lomu, a to s velmi výraznými stopami po plastické deformaci.
- Oblast vysokocyklové únavy (VCÚ) – Životnost je již vyšší než  $10^5$  cyklů. Pokud nastane únavový lom, má hladký vzhled s transkrystalickou strukturou bez velkých známek po plastické deformaci. Tato část je snadno odlišitelná od zbylé části lomové plochy, ve které došlo v závěru zkoušky k náhlému statickému lomu s určitým podílem plastických deformací.

Hodnota meze únavy  $\sigma_c$  zkušební vzorku však bývá od meze únavy skutečné součásti, označována jako  $\sigma_c^*$ , zpravidla odlišná. Skutečnost je potvrzená praktickými poznatky a je snadno vysvětlitelná poškozením součásti dynamickým napětím. Tedy na základě vzniku a šíření trhliny nosným průřezem, který může být ovlivněn různými vlastnostmi [21].

Vznik a šíření průběhového lomu může být ovlivněno jakostí povrchu součásti, protože hrubý a dokonale neopracovaný povrch působí jako iniciátor vzniku trhliny. Stejně tak u součástí, u kterých se předpokládá velký objem materiálových nehomogenit a nečistot, je zvýšená pravděpodobnost vzniku a šíření trhlin. Větší povrch, kde vzniká a odkud se šíří trhlina, také zvyšuje možnost výskytu poškození součásti únavovým lomem [21].

Během zkoušení únavy materiálu má zkušební tyč ve zkoumané oblasti konstantní průřez. Avšak skutečná součást může mít mnohem komplikovanější tvar, který může mít dokonce náhlou změnu tvaru, která v nosném průřezu bude působit jako koncentrátor vzniku trhliny. Takové místo se u součástí nazývá vrub a v určitých případech se může jednat o konstrukční prvek jako je osazení, zápich, drážka pro pero nebo pro kolík [21].

Tvar Wöhlerovy křivky se liší na základě toho, jaké jsou použity hodnoty os souřadnicového systému a měřítko souřadnicových os. Tvar se především mění podle druhu zkoušeného materiálu. Souřadnice jednotlivých bodů zkoušky mohou být zapisovány v logaritmicko-lineárních nebo logaritmických souřadnicích. Na obr. 2.21 jsou vyobrazeny tři druhy křivek, kde typ 1.1) a 1.2), odpovídá většině uhlíkových ocelí a jedná se o Wöhlerovu křivku s tzv. výraznou mezí únavy, které přísluší počet cyklů  $N_c$ . Rozdílem u těchto dvou křivek jsou pouze zápisy hodnot, které jsou vynášeny na osy. V případě typu 1.1) a 2.1), jsou hodnoty v logaritmicko-lineárních souřadnicích, v případě typu 1.2) a 2.2), jsou v logaritmických souřadnicích. Druh materiálu se projeví na tvaru křivky, viz 2.1). Tento typ diagramu je typický pro slitiny hliníku a pevnostní legované oceli, které nemají konstantní mez únavy. Pro takovéto materiály je definována časová mez únavy  $\sigma_N$ , které odpovídá počet cyklů  $N_N$  [22].



Obr. 2.21 Tvary Wöhlerových křivek; 1 - uhlíkové oceli; 2 - slitiny hliníku [22]

## 2.10 Rešerše stávajících poznatků v oblasti vlivu zbytkových napětí na únavové životnosti

Na základě provedené rešerše bylo zjištěno, že výzkum zaměřený na svařování korozivzdorných ocelí je orientován zejména na posouzení vlivu svařovacího cyklu na změnu mechanických vlastností, hrubnutí zrna, náchylnost k trhlinám za horka, případně na stanovení množství delta feritu ve struktuře. V menší míře se pak jedná o posouzení vlivu svařování na úroveň zbytkových vlastností [30, 31, 32], případně na únavovou životnost [33, 34, 35]. Existují také studie, které k podrobnému posouzení vlivu svařování využívají teplotně-napěťové simulátory [36, 37, 38, 39]. Z pohledu zaměření diplomové práce byla rešerše věnována především posouzení možnosti využití teplotně-napěťových cyklů a na posouzení vlivu zbytkových napětí na únavovou životnost.

Teplotně-napěťové simulátory jsou při výzkumech využívány převážně pro simulaci různých typů struktur. V případě Zuopeng Zhao a kol. bylo zkoumáno na simulátoru Gleeble šíření únavových trhlin a únavová životnost simulované TOO (tepelně ovlivněné oblasti), a to na duplexní oceli pod označením X80, která je využívána pro potrubní vedení [40]. V tomto případě při různých charakterech mikrostruktury. Naopak v případě experimentu Jacek Gořka a Tomasz Kik byl k simulaci laserového a hybridního svařování na materiálu S700MC využit simulační software SYSWELD, který prezentuje výsledky numerických analýz [41].

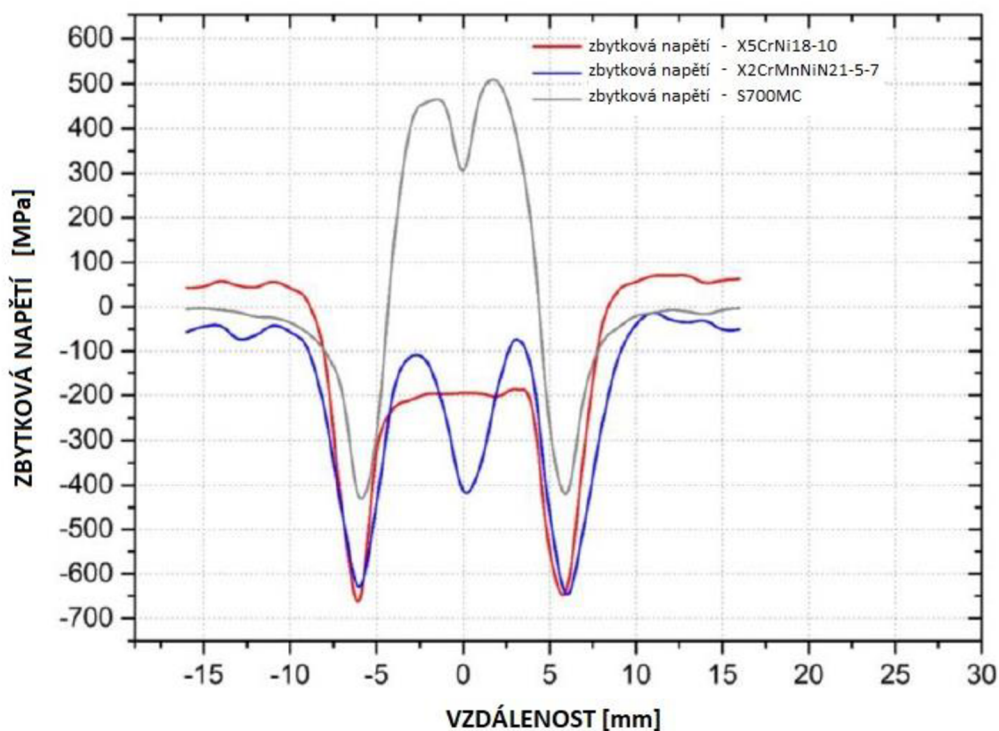
Pro stanovení zbytkových napětí lze využít destruktivní či nedestruktivní metody měření. Zbytková napětí je možné měřit na povrchu vzorku nebo lze určit gradient napětí pod povrchem materiálu. Nedestruktivní měření se provádí převážně metodou rentgenové difrakční analýzy (XRD) [18, 32, 42, 43, 44]. Více do hloubky je možné zbytková napětí zkoumat pomocí neutronové difrakce [45, 46, 47, 48]. Často využívanými jsou také metody destruktivní, mezi které patří např. odvrtávací metoda [49] nebo metoda postupného řezání [30].

Pro korozivzdornou austenitickou ocel 1.4401 dle ISO 10027-2 (také jako AISI 316L) byl proveden výzkum, ve kterém Wenchun Jiang a kol. [50] posuzovali roli zbytkových napětí na únavovou životnost. Byly vytvořeny speciální vzorky z tohoto materiálu, které byly svařeny pomocí metody TIG. Farzaneh Samadi a kol. provedli výzkum na vysokopevnostní oceli pod názvem Bisalloy 80 [38]. Autoři vyhodnocují zbytková napětí a únavovou životnost svarových spojů typu T. V tomto případě je zkoumán vliv vícevrstvých svarů na únavovou životnost svarových spojů. Z hlediska výzkumů na materiálu 1.4301 byla v případě M. E. Somervuori a kol. řešena problematika spíše korozní únavy [52]. Byl proveden výzkum korozní únavy bodově svařovaných austenitických korozivzdorných ocelí 1.4301 a 1.4318 v 3,5% roztoku NaCl.

Z pohledu únavy se jedná o výzkumy, které jsou prováděny převážně na reálných svarech. V případě G. Pattersson a Z. Barsoum [53], byl proveden výzkum na svařované konstrukci nosníku nespécifikovaného materiálu kloubového tahače. Naopak u výzkumu Sanghoom Kim a kol. [54], došlo k měření únavové životnosti v TOO svaru na oceli HSB800 ( $R_m = 800$  MPa), která je běžně využívána při stavbě mostů a budov. TOO byla v tomto případě simulována na vzorku daného tvaru, a to pomocí teplotně-napěťového simulátoru Gleeble.

Podrobněji je možné představit výzkum provedený přímo na Technické univerzitě v Liberci Šárkou Bukovskou, Jaromírem Moravcem a kol., který se zabývá posouzením vlivu svařování (v tomto případě teplotně-napěťovými cykly) na zbytková napětí v austenitických korozivzdorných ocelích. Jak již bylo zmíněno dříve, zbytková napětí, která v materiálech zůstávají po technologickém zpracování, představují nebezpečí v místech tzv. lokálních napěťových špiček. V reálných případech toto nebezpečí vzniká v TOO, ve které jsou hodnoty zbytkových napětí největší. Problém však nastává při zkoumání TOO, neboť se jedná o oblast velmi úzkou. Teplotně-napěťové děje však dokáží naprosto přesně simulovat zbytková napětí v TOO a díky této metodice je možné napětí zkoumat v TOO na 6,5x delší části vzorku. Proto byly aplikovány na vzorky z oceli X5CrNi18-10 dle ISO 100027-1 (1.4301 dle ISO 10027-2) teplotní cykly, které odpovídaly reálnému svařování. Zbytková napětí poté byla měřena pomocí XRD metody a závěrem byl výzkum doplněn o experimenty, u kterých byl sledován vliv žihání na snížení zbytkových napětí. Výsledky byly porovnávány s předchozími výzkumy, které byly vytvořeny pro duplexní ocel X2CrMnNiN21-5-1 a feriticko-perlitickou ocel S700MC [55].

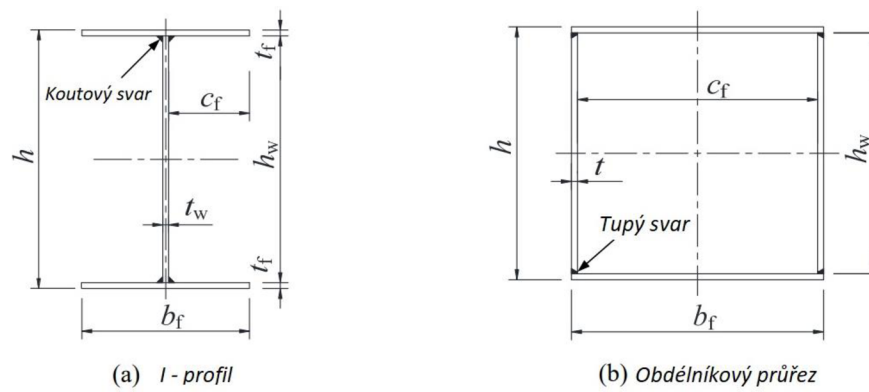
Hodnoty zbytkových napětí byly analyzovány metodou XRD, díky které došlo k detekci napěťových špiček mimo, ale i uvnitř TOO. Z obr. 2.22 je zřejmé, že oproti klasickým konstrukčním ocelím jsou u plně austenitické oceli průběhy zbytkových napětí zcela v oblasti tlaku. Důvodem jsou rozdílné materiálové vlastnosti, především tepelná vodivost a objemová roztažnost daných materiálů [55].



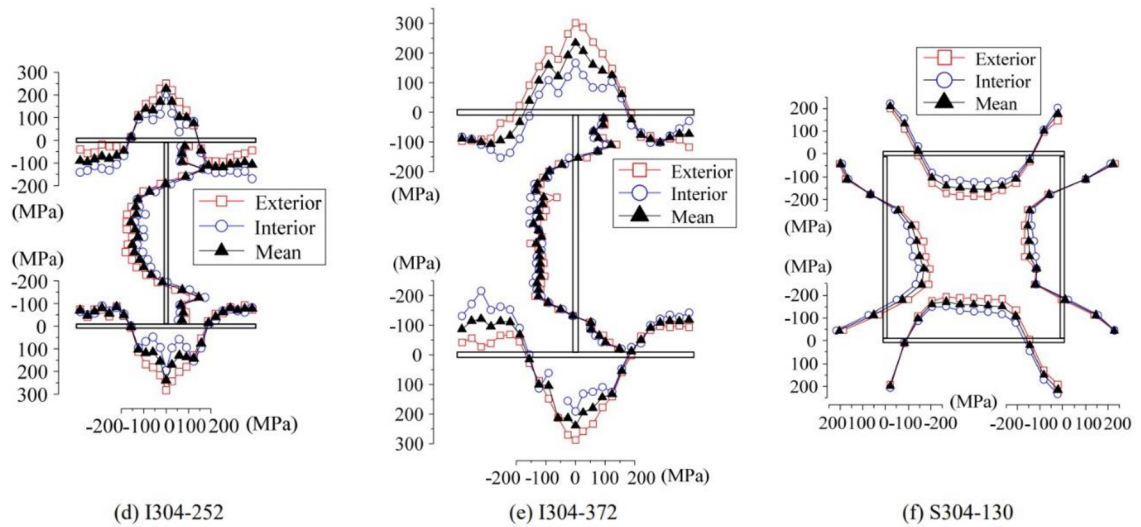
**Obr. 2.22** Průběh zbytkových napětí po aplikaci teplotních cyklů na austenitické X5CrNi18-10, duplexní X2CrMnNiN21-5-7 a feriticko-perlitické S700MC oceli [55]

V případě dalšího výzkumu, který byl proveden Huanxin Yuan a kol., byly zkoumány velikosti a rozložení zbytkových napětí přímo na reálných konstrukčních sestavách. Pro výzkum bylo použito osmnáct vzorků vyrobených z plechů válcovaných za tepla z korozivzdorné oceli 1.4301 Tyto plechy byly svařeny do požadovaných tvarů, viz obr. 2.23, pomocí ruční obloukové metody svařování. V tomto případě však pro vyhodnocování zbytkového napětí nebyla použita metoda XRD, neboť autoři uvádí, že tato metoda není vhodná pro vyhodnocování zbytkových napětí na konstrukčních prvcích. Zbytková napětí proto byla stanovena pomocí tzv. metody řezání, která je založena na měření napětí, které se uvolní po odřezání malého proužku materiálu. Zbytková napětí jsou poté vypočtena vynásobením naměřené uvolněné deformace během odřezání a Youngovým modulem, který byl stanoven z tahové zkoušky. Tato metoda se u konstrukčních prvků osvědčila již u vícero výzkumů [30].

Výstupem výše uvedeného výzkumu je obr. 2.24, na kterém jsou vyobrazeny dva konstrukční prvky (jeden obdélníkového průřezu a druhý I profil) s vyobrazenými zbytkovými napětími. Zřejmé jsou opět tlakové a tahové napěťové špičky, které v materiálu působí. Bylo zjištěno, že zbytková napětí v tahu dosahovala u oceli X5CrNi18-10 hodnot přibližně 60 % a 80 % smluvní meze kluzu  $R_{p0,2}$  [30].



**Obr. 2.23** Profily svařených profilů vzorků [30]



**Obr. 2.24** Průběh zbytkových napětí po aplikaci teplotních cyklů na austenitické X5CrNi18-10, duplexní X2CrMnNiN21-5-7 a feriticko-perlitické S700MC oceli [30]

### 3 Experimentální část

Experimentální část diplomové práce se v první fázi zabývá zkoumáním vlivu teplotně – napěťového cyklu na zbytková napětí u austenitické oceli X5CrNi18-10. Cílem experimentální části je však posouzení vlivu zbytkových napětí na únavovou životnost tohoto materiálu. Pro aplikaci teplotních cyklů byly, na přístroji Gleeble 3500, využity speciální vzorky, které byly podrobeny teplotnímu cyklu s maximální hodnotou 1366 °C. Zbytkové napětí bylo analyzováno pomocí rentgenové difrakce na přístroji Proto iXRD Combo. Cyklické namáhání bylo na vzorky aplikováno na zařízení INOVA FU-O-160-1600-V. Ze získaných výsledků byly sestrojeny Wöhlerovy křivky a dosažené výsledky byly diskutovány.

#### 3.1 Základní materiál X5CrNi18-10

Pro experiment této diplomové práce byla použita ocel s označením X5CrNi18-10 dle ISO 10027-1, případně 1.4301 dle ISO 10027-2. Tato ocel je prodávána také pod označením AISI 304. Jedná se o ocel s nemagnetickými vlastnostmi, která se vyznačuje plně austenitickou strukturou s nízkým obsahem uhlíku. Vyznačuje se velmi dobrou rázovou houževnatostí, tvářitelností, tažností a zaručenou svařitelností. Avšak při samotném svařování ocel nevykazuje odolnost proti mezikrystalové korozi. V běžném prostředí vyniká svojí odolností proti korozi, v agresivnějších prostředích zejména kyselin, však chemické složení nedisponuje dostatečným množstvím legujících prvků, které by odolnost zvyšovaly. V tomto případě jsou používány oceli jako např. AISI 316L nebo AISI 316Ti, které navíc obsahují prvky jako je Mo a Ti. Ocel X5CrNi18-10 je používána téměř ve všech průmyslových odvětvích, ať už ve stavebnictví, v automobilovém, strojírenském, potravinářském, námořním, leteckém, ale i železničním průmyslu. Využití nachází také při výrobě částí čerpadel, zařízení pro lakýrnický a farmaceutický průmysl, výfukových systémů, kompresorů, hřídelí nebo ozubených kol [56, 57].

Ocel byla dodána ve formě čtyřhranných tyčí o rozměrech 12x12 mm. Před samotným experimentem bylo, pomocí ručního rentgenového analyzátoru Delta Professional od firmy BAS Rudice spol. s r.o., měřeno chemické složení dodané oceli. Analyzátor Delta Professional slouží pro ultra rychlou nedestruktivní chemickou analýzu kovových i nekovových materiálů. Měření proběhlo na dvou protilehlých stranách vzorku. Výsledky z měření jsou uvedeny viz tab. 3.1. V tabulce je rovněž uvedeno chemické složení oceli definované normou ČSN EN 10088-1.



**Tab. 3.1** Chemické složení oceli X5CrNi18-10 (1.4301) v hmotnostních procentech [58]

1.4301		C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	N
Strana 1		-	0,220	1,690	-	0,016	18,170	8,130	-
Strana 2		-	0,230	1,660	-	0,038	18,380	8,100	-
ČSN EN 10088-1	min	-	-	-	-	-	17,500	8,000	-
	max	0,070	1,000	2,000	0,045	0,015	19,500	10,500	0,110

Uvedený přístroj nedokáže dostatečně přesně analyzovat malá množství lehkých prvků, v tomto případě právě uhlíku. V tab. 3.2 jsou pak uvedeny mechanické vlastnosti oceli X5CrNi18-10. Mechanické vlastnosti byly měřeny na zkušebním zařízení TIRA Test 2300. Měření bylo provedeno jak pro základní materiál, tak také pro vzorky žíhané při teplotě 600 °C po dobu 2 hodin. Výsledky pro vyžíhané vzorky jsou uvedeny v tab. 3.3. V tabulkách jsou kromě naměřených hodnot uvedeny také hodnoty normované dle ČSN EN 10088-1. Zkouška probíhala při konstantní teplotě 23 °C.

**Tab. 3.2** Mechanické vlastnosti vzorků z oceli 1.4301 za pokojové teploty [58]

1.4301	R <sub>m</sub> [MPa]	R <sub>p 0,2</sub> [MPa]	A <sub>g</sub> [%]	A <sub>40</sub> [%]
Vzorek 1	851,36	801,42	3,15	23,15
Vzorek 2	852,79	800,87	3,40	22,48
Vzorek 3	851,64	805,63	2,98	22,65
<b>Průměrná hodnota</b>	851,93±0,62	802,64±2,13	3,18±0,17	22,67±0,28
<b>ČSN EN 10088-1</b>	520,00-720,00	210,00	-	45,00

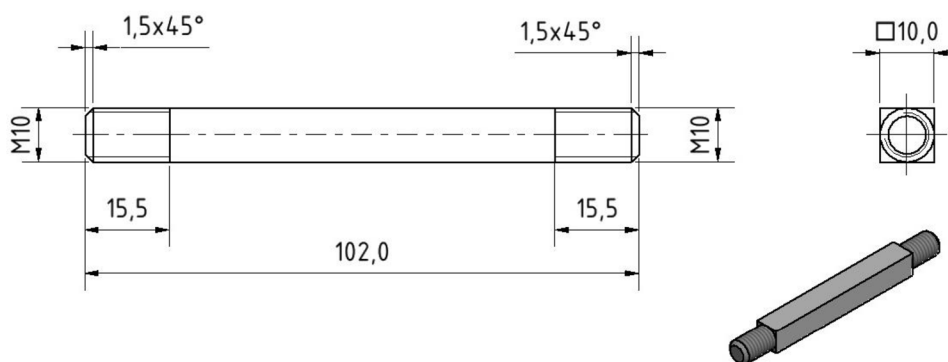
**Tab. 3.3** Mechanické vlastnosti vzorků z oceli 1.4301 žíhaných při teplotě 600 °C po dobu 2 hodin [58]

1.4301 600 °C_2 h	R <sub>m</sub> [MPa]	R <sub>p 0,2</sub> [MPa]	A <sub>g</sub> [%]	A <sub>40</sub> [%]
Vzorek 1	843,66	716,25	13,97	27,38
Vzorek 2	844,54	718,56	13,41	27,45
Vzorek 3	846,15	717,69	14,12	26,98
<b>Průměrná hodnota</b>	844,78±1,03	717,50±0,95	13,83±0,31	27,27±0,21
<b>ČSN EN 10088-1</b>	520,00-720,00	210,00	-	45,00

Naměřené mechanické vlastnosti dodaného materiálu jsou výrazně vyšší než údaje uváděné normou, a to jak u meze kluzu, tak také u meze pevnosti. Tyto hodnoty jsou překročeny dokonce i po vyžhání vzorků při teplotě 600 °C po dobu 2 hodin.

### 3.2 Příprava vzorků pro experiment

Polotovarem pro výrobu vzorků, které budou vhodné pro aplikaci teplotních cyklů a následné zkoumání úrovně a rozložení zbytkových napětí pomocí rentgenové difrakce, byla válcovaná čtyřhranná tyč o rozměrech 12 x 12 mm. Tato tyč byla nařezána na dílčí polotovary, které bylo nutné obrobit ve shodě s obr. 3.1. Jedná se o speciálně navržený vzorek, na který je v teplotně-napěťovém simulátoru Gleeble 3500 možné aplikovat teplotně-napěťové cykly, s přesně definovanými okrajovými podmínkami. Závity na koncích vzorku, společně s rozpěrnými šrouby, slouží k zafixování vzorku v pracovní komoře přístroje Gleeble 3500 tak, aby mohly ve vzorku vznikat tahová i tlaková zbytková napětí. Čtvercový průřez vzorku zároveň zajistí přesnější měření zbytkových napětí rentgenovou difrakcí. Za použití např. kruhového průřezu by musela být provedena kompenzace tvaru povrchu, která má vliv na přesnost měření zbytkových napětí. Reálně vyrobený vzorek je vyobrazen na obr. 3.2.

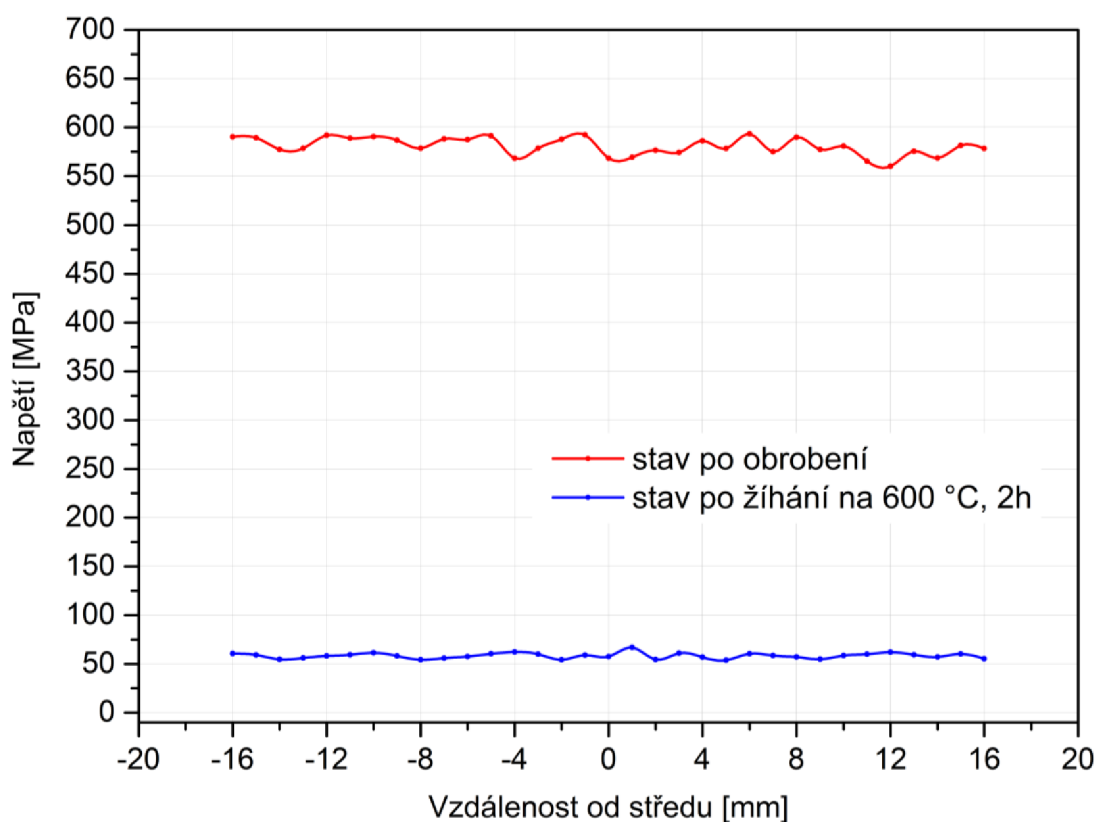


*Obr. 3.1 Výkres s rozměry vzorku*



*Obr. 3.2 Tvar vzorku využitý pro aplikaci teplotních cyklů a následné měření zbytkových napětí rentgenovou difrakcí*

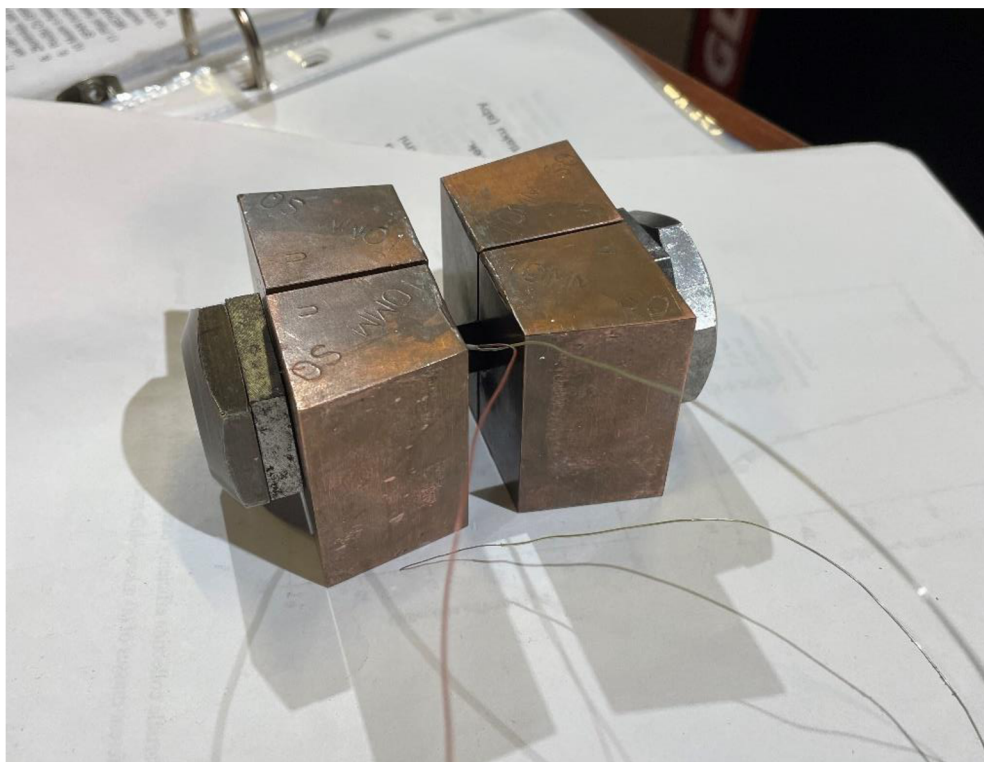
Během obrábění na požadované rozměry vznikají v povrchové vrstvě vzorku nežádoucí zbytková napětí. Ta je nutné před samotným testováním co nejvíce eliminovat. Frézováním dochází na povrchu vzorku k pružně-plastické deformaci, která vyvolává tahová zbytková napětí. Difrakční rentgenovou analýzou na přístroji Proto iXRD Combo byla na povrchu obrobených vzorků detekována tahová zbytková napětí s hodnotou  $580,74 \pm 8,83$  MPa. Na základě předchozích experimentů a zkušeností bylo snížení napětí, pro všechny vzorky, realizováno žiháním ke snížení vnitřního napětí ve vakuové peci Reetz, a to při teplotě  $600\text{ °C}$  po dobu 2 hodin. Na obr. 3.3 je vyobrazeno porovnání naměřeného zbytkové napětí ve vzorku po obrábění a po tepelném zpracování. Je zřejmé, že žiháním došlo ke snížení zbytkových napětí na hodnoty přibližně  $58,32 \pm 2,82$  MPa.



**Obr. 3.3** Naměřená zbytková napětí ve vzorku po obrábění a po žihání na  $600\text{ °C}$  po dobu 2 hodin

Zároveň byl posouzen vliv žihání ke snížení zbytkových napětí na změnu mechanických vlastností vzorku. Výsledky tahové zkoušky vyžíhaného vzorku naměřené na přístroji TIRA Test 2300 jsou uvedeny v tab. 3.3. Porovnáním hodnot z tab. 3.2 a 3.3 je zřejmé, že mez pevnosti  $R_m$  po TZ klesla přibližně o 0,8 %, smluvní mez kluzu  $R_{p0,2}$  taktéž klesla o 10,6 %. Z hlediska tažnosti  $A_{40}$  došlo ke zvýšení naměřených hodnot oproti základnímu stavu o 20 %.

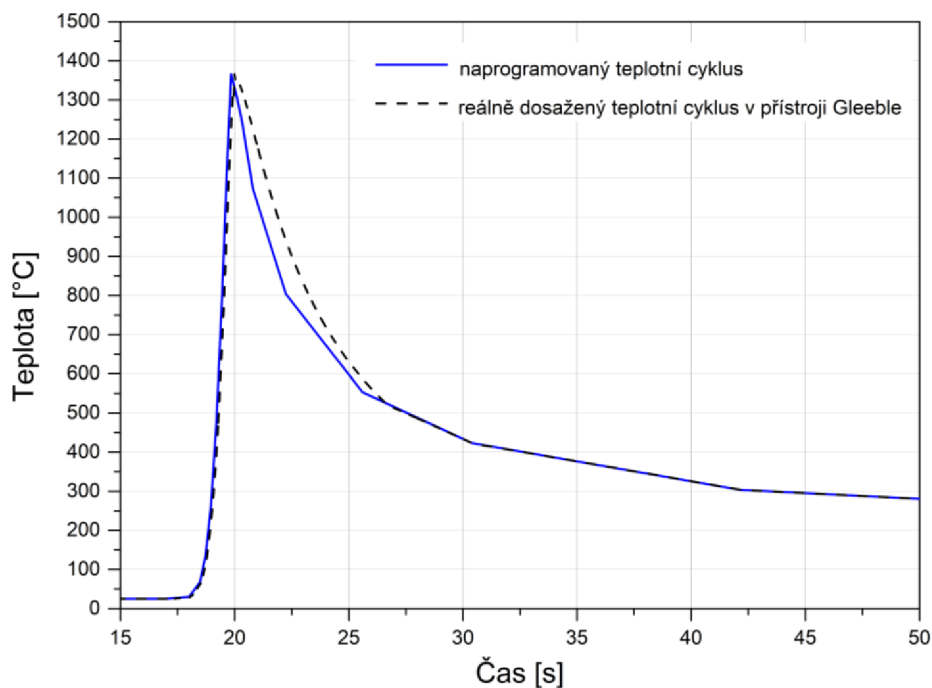
Vzorky, které byly podrobeny žhání ke snížení zbytkového napětí, tak byly připraveny pro aplikaci teplotních cyklů na teplotně-napěťovém simulátoru Gleeble 3500. Mezi první přípravné operace bylo nutné zařadit navaření termočlánků na vzorky. Pro experiment byl použit termočlánek typu K, který slouží k řízení průběhu teplotního cyklu během ohřevu a ochlazování. Přivaření termočlánku proběhlo pomocí kondenzátorové svářečky, viz obr. 2.12. V těchto případech mělo navaření svá určitá pravidla, mezi která patřilo především přivaření termočlánku přímo do středu vzorku na jednu z ploch. Jak již bylo zmíněno v kapitole 2.8.2 a jak je vyobrazeno na obr. 2.15, z důvodu vznikajících teplotních gradientů je nutné termočlánek přivařit právě do těchto míst. Zároveň byly dráty termočlánku přivařeny co nejbliže k sobě a konce byly odizolovány a překryty keramickou izolací, aby bylo zamezeno vzájemnému kontaktu. Po navaření termočlánku byly na oba závity na koncích vzorku našroubovány dvě speciální matice. Ty slouží k upnutí vzorku v pracovní komoře simulátoru a také k zamezení pohybu vzorku při působení tahových a tlakových napětí. Takto připravený vzorek se následně vložil do měděných čelistí s plným kontaktem, viz obr. 3.4, které zajistily jak zafixování vzorku, tak také požadovaný tvar teplotního gradientu, který odpovídá podmínkám reálného procesu svařování.



**Obr. 3.4** Vzorek s přivařeným termočlánkem se speciálními maticemi vložený do vysokoteplotních měděných čelistí; připraveno na vložení do pracovní komory přístroje

Připravená sestava se vzorkem se vložila do pracovní komory simulátoru Gleeble 3500. Dostatečný, a hlavně správný kontakt vysokoteplotních čelistí s upínacím systémem zařízení je realizován pomocí speciálních rozpěrných šroubů nazvaných U-Jacks. To vše má vliv na zajištění dobrého přestupu elektrického proudu, který ohřívá vzorek a zároveň také pro zajištění intenzivního odvodu tepla vysokoteplotními čelistmi. Díky takovému způsobu upnutí vzorku mohou být nastaveny přesně definované okrajové podmínky tuhosti upnutí. Lze pak definovat to, zda vzorek bude při aplikaci teplotního cyklu volně dilatovat, zda bude zafixován jako dokonale tuhé upnutí, nebo zda bude míra tuhosti definována velikostí zbytkových napětí vznikajících ve vzorku. Po upnutí vzorku byla pracovní komora zařízení uzavřena a následně vakuována na hodnoty přibližně  $4 \cdot 10^{-3}$  Torr.

Reálné svařovací cykly, využitě pro aplikaci v teplotně-napěťovém simulátoru Gleeble 3500, byly experimentálně změřeny při tvorbě tupého svaru na oceli X5CrNi18-10 metodou TIG. Tím, že Gleeble 3500 umožňuje provést ohřevy vzorku rychlostí až  $10000 \text{ }^\circ\text{C} \cdot \text{s}^{-1}$ , je možné na vzorky aplikovat reálné svařovací cykly. Na základě předešlých experimentů na austenitické oceli X5CrNi18-10 byl zvolen teplotní cyklus s maximální teplotou  $1366 \text{ }^\circ\text{C}$ , vyobrazený na obr. 3.5.



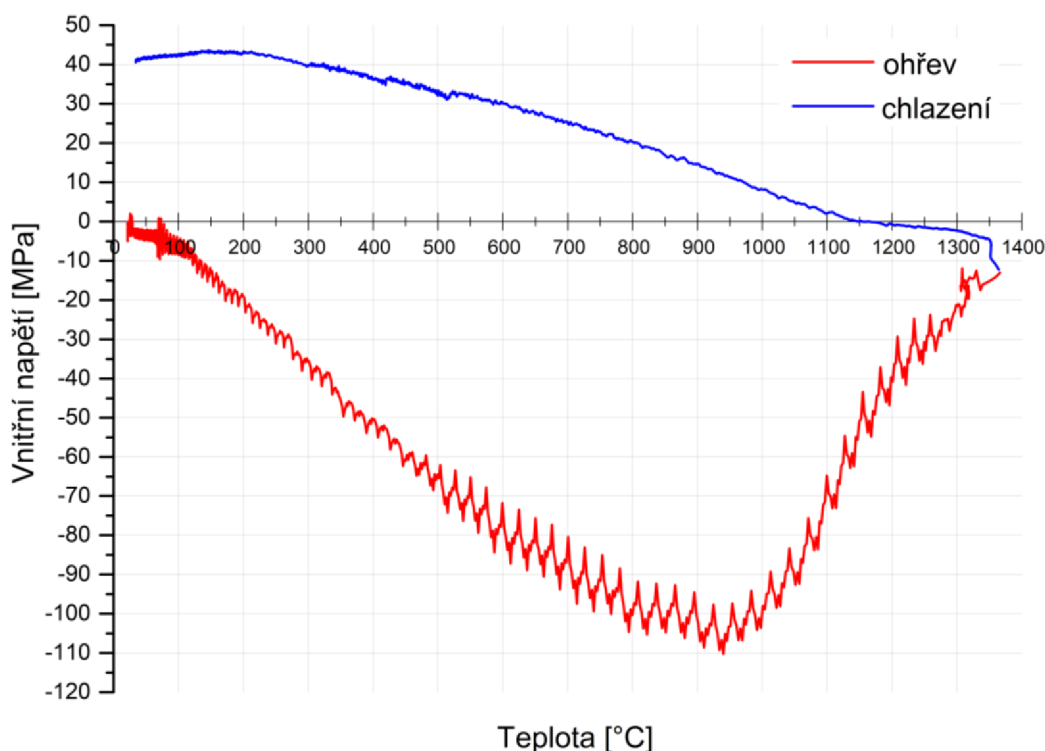
**Obr. 3.5** Porovnání mezi naprogramovaným teplotním cyklem a reálně dosaženým cyklem v přístroji Gleeble

Teplotní cykly jednotlivých testů jsou předepisovány v tabulkovém programovacím prostředí QuikSim2. V tomto programu je možné zadávat údaje o teplotě a času pro jednotlivé rychlosti fází ohřevu a ochlazování. Tak jako u jiných testovacích zařízení je možné nastavit frekvenci snímání pro rychlé i pomalé děje. K samotnému vyhodnocení výsledků měření byl využit program Origin, který umožňuje tvorbu analýz a různých matematických funkcí a tiskových publikací. Vyhodnocení dat může být v tomto případě provedeno ihned na pracovišti po ukončení teplotního cyklu. Pro tuto diplomovou práci, jak již bylo zmíněno dříve, byl v softwaru QuikSim2 naprogramován teplotní cyklus s maximální teplotou 1366 °C. Ten byl použit pro všechny testovací vzorky tak, aby rozložení teploty ve vzorku a vzniklá zbytková napětí byla pro všechny vzorky identická.

Dalším velmi důležitým krokem je správné nastavení okrajových podmínek tuhosti upnutí tak, aby vše odpovídalo upnutí reálných svarek. Zařízení Gleeble 3500 umožňuje několik způsobů, kterými lze proces řídit. Nejpoužívanější způsoby řízení procesu jsou buď pomocí hlídání definované síly pomocí siloměrné hlavy nebo pomocí řízené deformace, tedy s využitím průtahoměru. V případě řízení pomocí siloměrné hlavy působí na vzorek v průběhu ohřevu a ochlazování síla definované velikosti a směru (tahová, tlaková). Tato síla se může v závislosti na teplotním cyklu měnit podle toho, jak si uživatel upraví okrajové podmínky. Čelisti se tak pohybují na základě informací ze siloměrné hlavy. Je možné také nastavit řízení nulovou silou. V takovém případě se čelisti pohybují podle toho, jak se vzorek v důsledku růstu teploty roztahuje. Ve vzorku se tak minimalizují zbytková napětí.

Při experimentech realizovaných v této diplomové práci bylo využito řízení pomocí průtahoměru. V případě austenitických ocelí, které mají oproti běžným ocelím nižší hodnoty součinitele tepelné vodivosti a vyšší hodnoty součinitele teplotní roztažnosti, dochází při svařování k velkým deformacím. Proto se austenitické oceli zpravidla svařují s dostatečně tuhým upnutím. Okrajovou podmínkou pak byla nulová deformace, tedy zcela tuhé upnutí. Nulová dilatace vzorku má za následek vznik napětí ve vzorku, a to již při prvotním nárůstu teploty.

Průběh růstu napětí ve vzorku, na který byl aplikován teplotní cyklus z obr. 3.5, je vyobrazen na obr. 3.6. Z průběhu napětí je zřejmé, že ve vzorku během ohřevu dochází ke generování tlakových napětí. Vlivem tuhého upnutí dochází po překročení meze kluzu při dané teplotě k plastické deformaci. V tomto stádiu přestává tlakové napětí nadále růst a nad teplotou přibližně 950 °C dochází k výraznému snižování tlakových napětí z důvodu poklesu hodnoty meze kluzu. Po dosažení maximální teploty 1366 °C dochází k ochlazení vzorku a tlaková napětí se mění na napětí tahová. Průběh napětí z obr. 3.6 ale neodpovídá úrovni zbytkových napětí ve vzorku. Jde pouze o odezvu vnitřních napětí (součet tahových a tlakových napětí) v celém vzorku zaznamenaný siloměrnou hlavou.



**Obr. 3.6** Závislost vnitřního napětí na teplotě, které vzniklo ve vzorku 1 během aplikace teplotního cyklu vlivem tuhého upnutí

Na obr. 3.7 je vyobrazen vzorek po aplikaci teplotního cyklu. Důležité je povšimnout si prostřední části vzorku, která byla ovlivněna vysokými teplotami a deformacemi během cyklu. Ke vzniku napětí došlo pouze v této úzké oblasti, která se nachází právě mezi vysokoteplotními čelistmi (volná délka). Celkového zbarvení vzorku bylo dosaženo jednak provedeným žíháním a jednak teplotním cyklem.



*Obr. 3.7* Vzorky podrobené teplotnímu cyklu s maximální teplotou 1366 °C

### 3.3 Měření zbytkových napětí po aplikaci teplotních cyklů

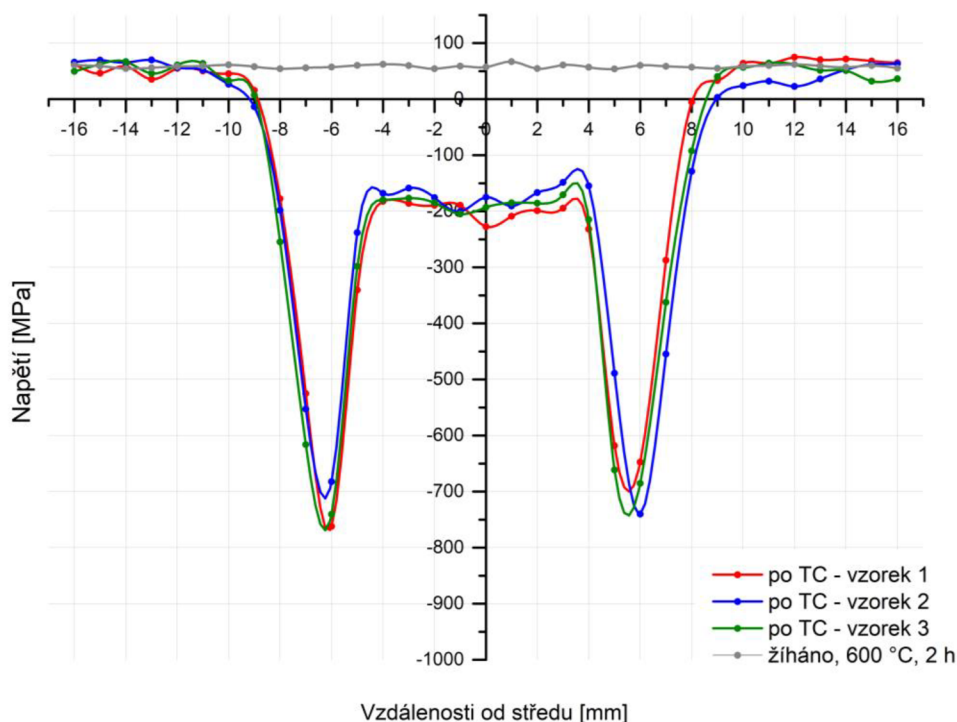
Po aplikaci teplotně-napěťového cyklu na všechny zkušební vzorky následovalo měření zbytkového napětí. Teplotní cyklus byl aplikován na celkem 13 vzorků za identických podmínek. Je nutné zmínit, že vzorek č. 9 nebyl nadále používán. Vlivem špatné manipulace, během vyjmutí z pracovní komory, totiž došlo k jeho ovlivnění plastickou deformací. Vzorek byl z tohoto důvodu z dalšího měření a testování vyřazen. Měření napětí bylo realizováno rentgenovou difrakční analýzou pomocí přístroje Proto iXRD Combo na Technické univerzitě v Liberci. Pro vyhodnocení dat a pro ovládání zařízení slouží program XRD Win 2000. Během měření byla použita manganová rentgenka a parametry, které jsou uvedeny v tab. 3.4.

*Tab. 3.4* Parametry a rozměry nastavení rentgenového zařízení Proto iXRD Combo

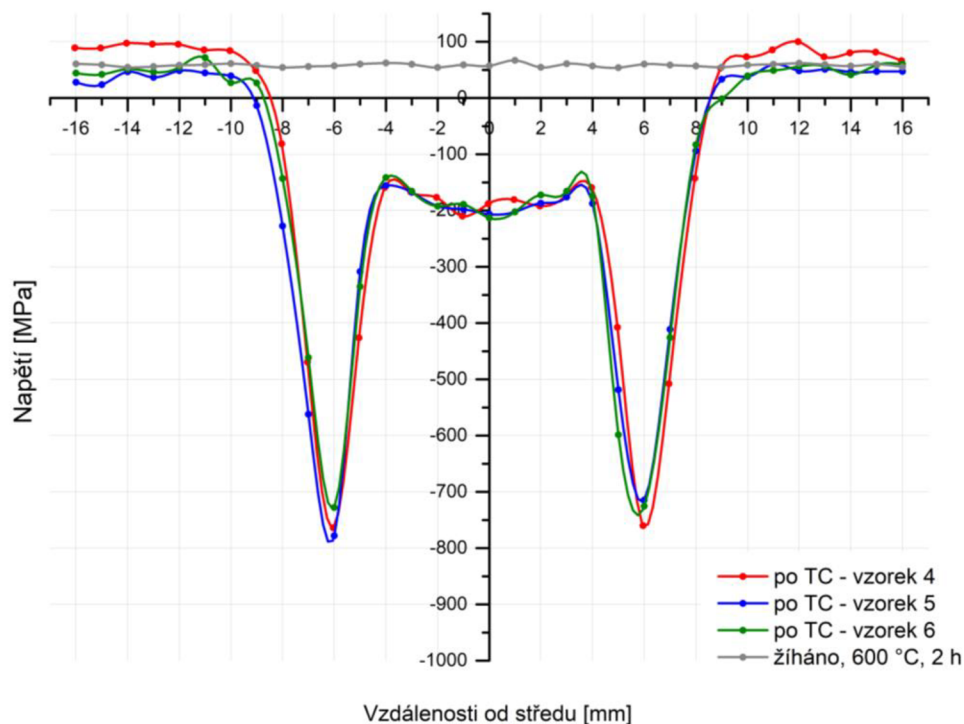
<b>Doba expozice</b>	1 s
<b>Kolimátor</b>	ø 1 mm
<b>Oscilace rentgenky</b>	± 5 °
<b>Počet náklonů úhlu <math>\beta</math></b>	11
<b>Počet opakování expozice</b>	15



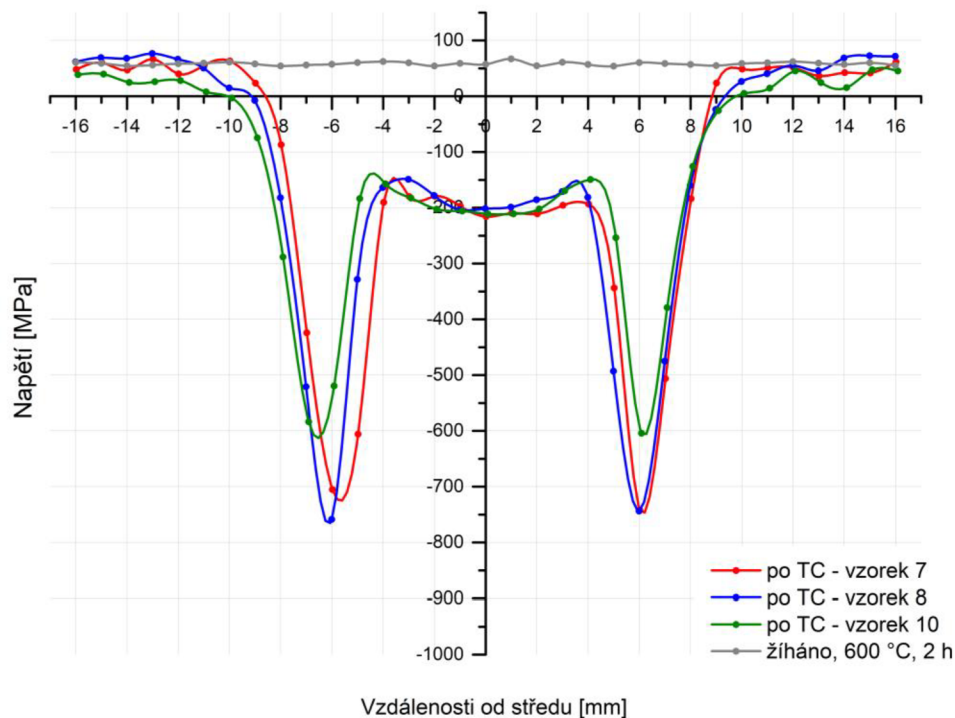
Vzorky, pro které mělo být provedeno měření, byly vkládány do pracovní komory na pracovní stůlek zařízení vždy po třech kusech. Ze zkušeností při měření na přístroji Proto iXRD Combo bylo zjištěno, že během samotného měření může dojít k nežádoucímu posunu vzorku na stolku. Každý vzorek byl proto vložen na malé kousky plastelíny, která zamezí jeho posunu během měření. Další věcí, na kterou se muselo pamatovat bylo, že stroj dokáže změřit pouze 99 bodů v rámci jednoho měření. V případě samotného měření se dopředu stanovilo, že pro jeden vzorek budou měřena místa, která jsou vzájemně vzdálena 1 mm. Tato místa se musela nacházet v oblasti  $\pm 16$  mm od středu vzorku. Právě tento rozměr pak zahrnuje 33 měřicích bodů. Časová náročnost měření je poměrně vysoká. Pro jeden vzorek vychází na cca 3,5 hodiny čistého strojního času. Teplotně-napěťový cyklus způsobil plastickými deformacemi vyboulení uprostřed vzorku. Proto během tvorby mapy bodů v programu XRD Win 2000 bylo nutné korigovat souřadnice v ose „z“. Na obr. 3.8, obr. 3.9, obr. 3.10 a obr. 3.11 jsou znázorněny naměřené hodnoty a průběhy zbytkových napětí. Z důvodu přehlednosti v každém obrázku vždy pro 3 vzorky.



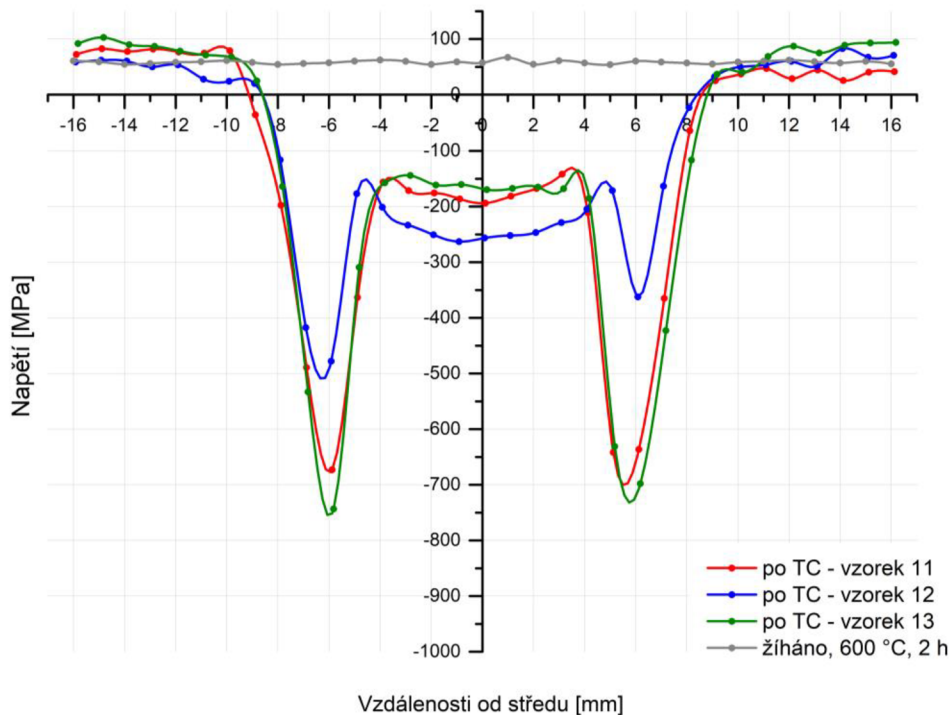
**Obr. 3.8** Průběhy zbytkových napětí výchozího stavu vzorků po TZ a po aplikaci teplotně-napěťového cyklu s maximální hodnotou teploty 1366 °C pro vzorek 1, 3 a 4 – ve směru osy y



*Obr. 3.9 Průběhy zbytkových napětí výchozího stavu vzorků po TZ a po aplikaci teplotně-napěťového cyklu s maximální hodnotou teploty 1366 °C pro vzorek 4, 5 a 6 – ve směru osy y*



*Obr. 3.10 Průběhy zbytkových napětí výchozího stavu vzorků po TZ a po aplikaci teplotně-napěťového cyklu s maximální hodnotou teploty 1366 °C pro vzorek 7, 8 a 10 – ve směru osy y*



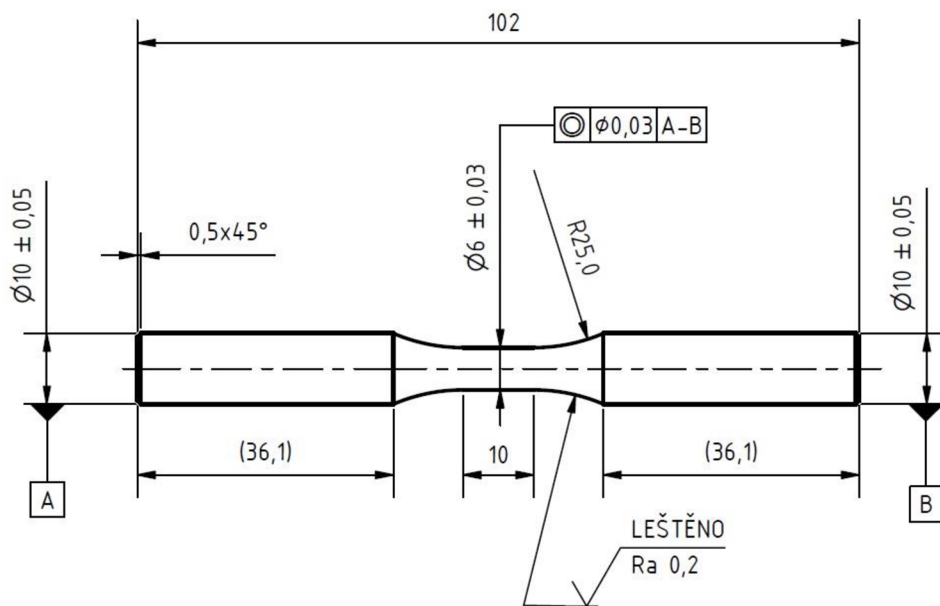
**Obr. 3.11** Průběhy zbytkových napětí výchozího stavu vzorků po TZ a po aplikaci teplotně-napěťového cyklu s maximální hodnotou teploty 1366 °C pro vzorek 11, 12 a 13 – ve směru osy y

### 3.4 Únavové cyklické zkoušky

Únavové zkoušky měly v této diplomové práci ukázat, jakým stylem se projeví zbytková napětí na únavovou životnost svarů na austenitické oceli X5CrNi18-10. Zkoušky toho typu byly provedeny pro vzorky v základním stavu před žiháním, pro vzorky žihané při teplotě 600 °C po dobu 2 hodin a pro vzorky, na něž byl aplikován teplotně-napěťový cyklus v přístroji Gleeble 3500. Únavová cyklická zkouška byla provedena na testovacím zařízení INOVA FU-O-160-1600-V.

#### 3.4.1 Příprava vzorků pro experiment

Vzorky pro cyklické zkoušky základního materiálu v dodaném stavu a vzorky pro cyklické zkoušky základního materiálu po žihání na snížení zbytkových napětí při teplotě 600 °C po dobu 2 hodin, byly vyrobeny v souladu s normou ČSN EN 3987 a ve shodě s výkresem na obr. 3.12. Reálně vyrobený zkušební vzorek je ukázán na obr. 3.13. Speciální tvar vzorků, který se použil pro aplikaci teplotně-napěťového cyklu na simulátoru Gleeble 3500, musel být pro únavové testování obroben do požadovaného tvaru. Vzorky čtvercového průřezu tedy byly obrobeny na vzorky kruhového průřezu opět ve shodě s normou ČSN EN 3987 a ve shodě s obr. 3.12.



*Obr. 3.12 Výkres s rozměry vzorku pro únavovou cyklickou zkoušku*

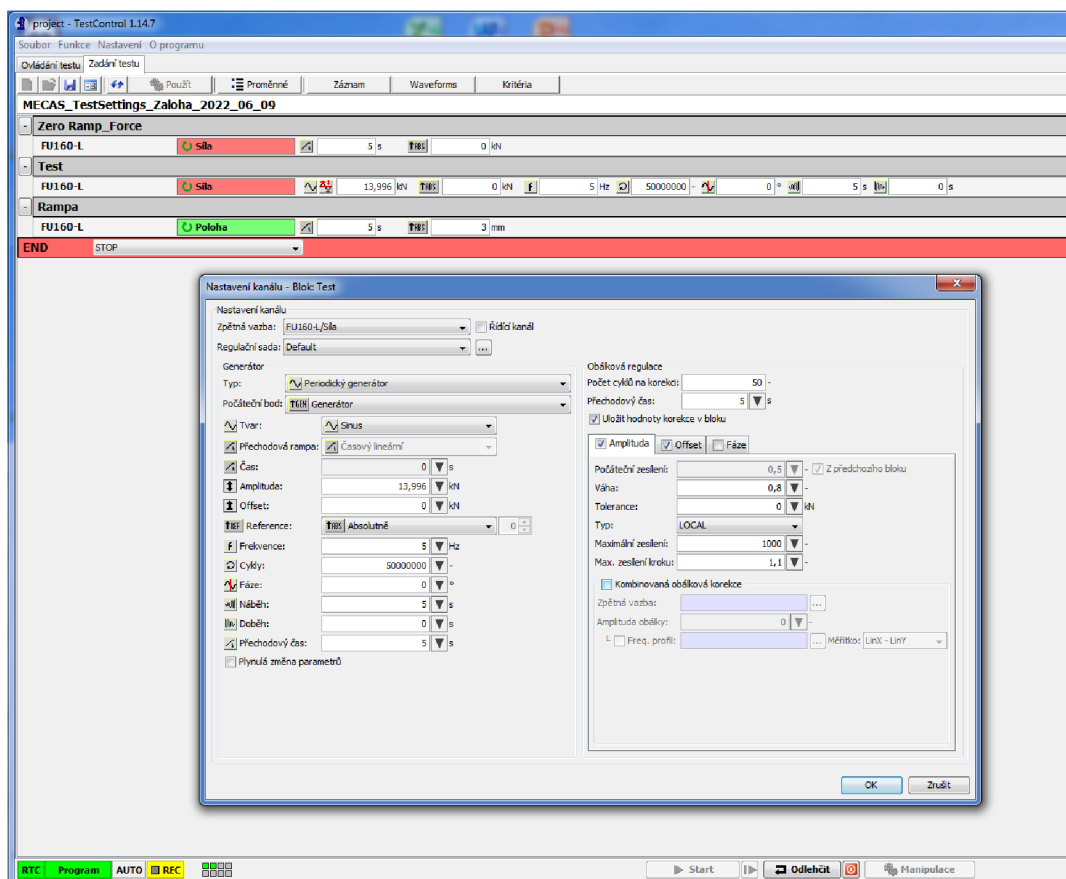


*Obr. 3.13 Reálný vzorek pro únavovou cyklickou zkoušku*

### 3.4.2 Testování únavové životnosti

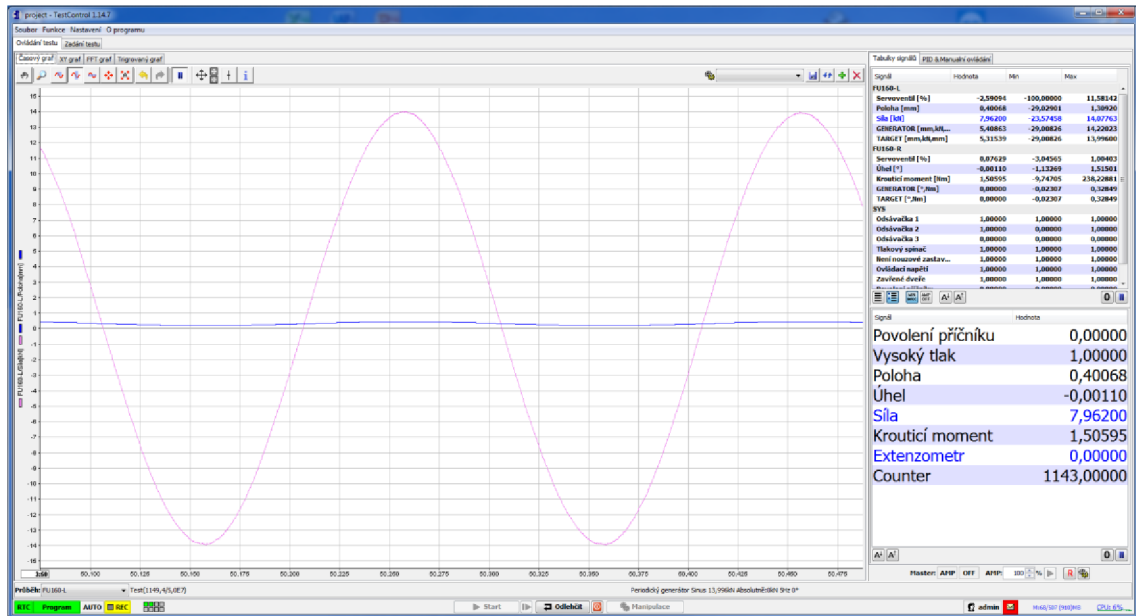
Únavová cyklická zkouška probíhala na servo-hydraulickém zkušebním zařízení INOVA FU-O-160-1600-V na Technické univerzitě v Liberci. Jedná se o speciální experimentální část pracoviště, které se skládá ze samotného stroje pro testování vysokocyklové a nízkocyklové únavy a řídicí jednotky s počítačem. Skrze počítač je prováděno ovládání, monitorování průběhu zkoušky a vyhodnocování získaných výsledků. Stroj disponuje maximální dosažitelnou silou 100 kN s maximálním zdvihem válce 160 mm. Pracovní prostor zkušebního stroje je složen z vrchních a spodních upínacích čelistí různých tvarů pro upínání různých tvarů vzorků. Zatěžující síla je v tomto případě vyvozena pomocí hydraulického válce, který je spojen s horním upínačem. Vrchní upínač je proto uložen posuvně, spodní je naopak pevný a zůstává v konstantní poloze.

Tzv. zatěžovací procesy jsou realizovány skrze software Testcontrol. Lze tak nastavovat požadované parametry zkoušky, viz obr. 3.14. Jedná se např. o zatěžující amplitudu v kN, frekvenci v Hz, případně řízení s využitím průtahoměru, tedy řízení pomocí deformace vzorku. Cyklické zatěžování vzorků bylo, v případě této diplomové práce, realizováno v režimu řízení pomocí síly. Frekvence zatěžovacího cyklu byla navíc důležitým parametrem během testování. Pro běžné únavové zkoušky ocelí se používají hodnoty frekvence od 15 Hz do 20 Hz. Tyto hodnoty frekvence však u vzorků z austenitické oceli X5CrNi18-10 způsobovaly výrazné zahřívání vzorků. Zahřívání vzorků mělo za následek vznik únavového lomu již při malém počtu cyklů. Bylo tedy nutné najít odpovídající hodnotu frekvence, při níž by k ohřevu vzorků vnitřním třením nedocházelo. Postupnou optimalizací byla jako vyhovující stanovena frekvence 5 Hz. To ale způsobilo výrazné prodloužení únavových zkoušek. Vzorek s  $10^7$  cyklů tak vyžadoval 556 hodin strojního času, tedy celkem 23,2 dne.



Obr. 3.14 Programovací prostředí softwaru Testcontrol

Po přípravě vzorků musely být stanoveny parametry pro samotné testování. Testování probíhalo na vybraných napěťových hladinách střídavým symetrickým průběhem namáhání s asymetrií cyklu  $R = -1$ , viz obr. 3.15. Vzorky tak byly postupně vystavovány různým velikostem cyklického zatížení, s cílem získat oblast časové pevnosti Wöhlerovy křivky a ideálně také stanovit únavovou pevnost  $\sigma_c$ .



**Obr. 3.15** Programovací prostředí softwaru Testcontrol s aktuálním průběhem střídavě symetrického napětí (odpovídající napětí v tomto případě 500 MPa, síla 13,996 kN)

Vzorky pro únavové testování z konstrukčních ocelí jsou při střídavém symetrickém namáhání s asymetrií cyklu  $R = -1$  zpravidla zatěžovány s frekvencí 20 Hz. Proto byly také první testy únavy dodaného základního materiálu zatěžovány frekvencí 20 Hz. Nicméně hned u prvního vzorku, zatěžovaného na napěťové hladině 430 MPa, bylo dosaženo neobvykle nízkého počtu cyklů do lomu v porovnání s mechanickými vlastnostmi materiálu. Opakovaný test pak dopadl obdobně. Proto byly sledovány okrajové podmínky a bylo zjištěno, že se vzorek již během prvních 2000 cyklů ohřál na teplotu okolo 200 °C. Proto bylo rozhodnuto o snížení frekvence zatěžování na hodnotu 10 Hz. Při této frekvenci zatěžování již nebylo detekováno zahřívání vzorku, ale výrazně se prodloužila doba testování.

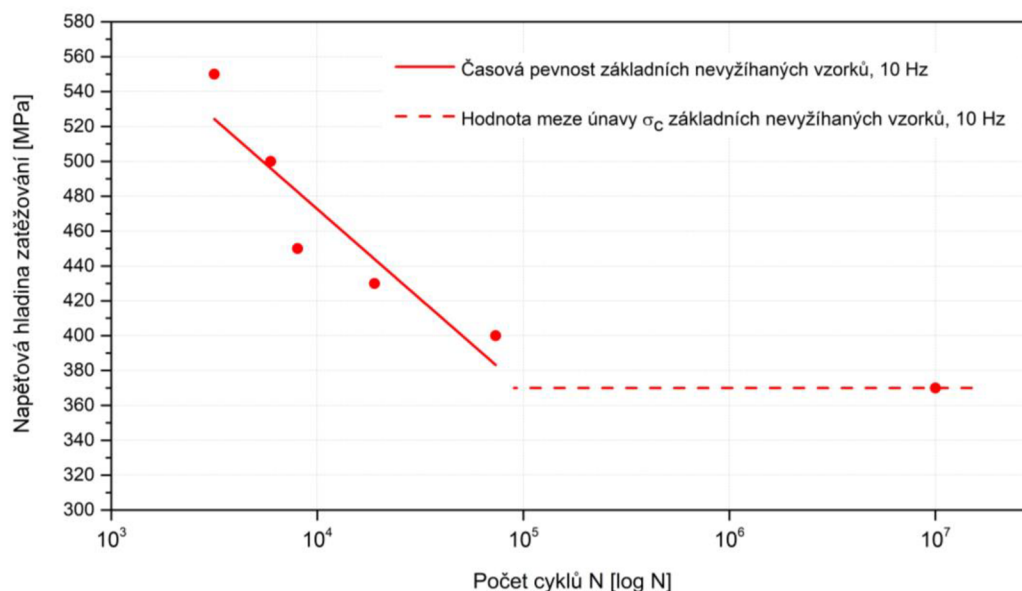
První série únavových testů základního materiálu v dodaném stavu proběhlo na 6 úrovních napětí: 550 MPa, 500 MPa, 450 MPa, 430 MPa, 400 MPa a 370 MPa. a to s frekvencí zatěžovacího cyklu 10 Hz. Tím se však výrazně prodloužila doba testování. Čistý strojní čas testování na výše uvedených napěťových hladinách zabral 279 hodin. Získané výsledky z testování jsou uvedeny v tab. 3.5.

Pro napěťové hladiny 400 MPa až 550 MPa nebyl detekován nárůst teploty, ale doba zatěžování byla poměrně krátká, max. 2 hodiny. Zato na napěťové hladině 370 MPa se po několika dnech testování začal vzorek zahřívat, pravděpodobně vnitřním třením. Proto bylo rozhodnuto zopakovat měření s ještě nižší frekvencí zatěžování, a to 5 Hz.

**Tab. 3.5** Počty cyklů zaznamenané do únavového lomu v závislosti na amplitudě napětí při frekvenci zatěžovacího cyklu 10 Hz pro vzorky v základním nevyžíhaném stavu

Napěťové hladiny [MPa]	Počet cyklů do lomu [-]
550	3162
500	5941
450	8024
430	18959
400	73411
370	> 10000000

Hodnoty z tab. 3.5 byly použity pro sestavení Wöhlerovy křivky, viz obr. 3.16.



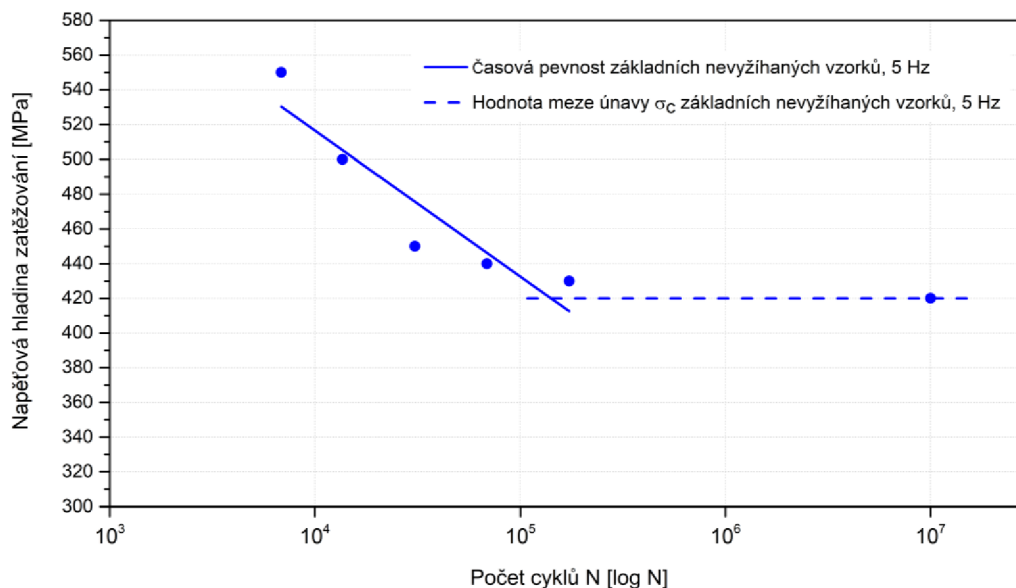
**Obr. 3.16** Wöhlerova křivka pro vzorky v základním nevyžíhaném stavu s frekvencí zatěžovacího cyklu 10 Hz

Zatěžování frekvencí 5 Hz proběhlo opět střídavým symetrickým namáháním s asymetrií cyklu  $R = -1$ . Nejprve byly zvoleny napěťové hladiny jako v předchozím případě, tedy 550 MPa, 500 MPa, 450 MPa a 430 MPa. Protože však při napěťové hladině 430 MPa bylo dosaženo 9x vyššího počtu cyklů než při frekvenci 10 Hz, byla další testovací hladina použita na hodnotě 420 MPa. Následně byla doměřena ještě hladina 440 MPa. U žádného z testů nedošlo k zahřátí vzorku. Získané hodnoty jsou uvedeny v tab. 3.6 a hodnoty z tab. 3.6 byly opět použity pro sestrojení Wöhlerovy křivky, viz obr. 3.17. Čistý strojní čas testování na výše uvedených napěťových hladinách zabral 572 hodin, tedy 24 dní cyklického zatěžování. Protože došlo k výraznému nárůstu testovacích hodin, bylo po konzultaci s vedoucím práce rozhodnuto provést zbylé testy únavy jenom pro oblast časové pevnosti. Toto se týkalo vzorků základního materiálu vyžíhaných při teplotě 600 °C po dobu 2 hodin a také vyžíhaných vzorků, na něž byl v přístroji Gleeble 3500 aplikován teplotně-napěťový cyklus.

**Tab. 3.6** Počty cyklů zaznamenané do únavového lomu v závislosti na amplitudě napětí při frekvenci zatěžovacího cyklu 5 Hz pro vzorky v základním nevyžíhaném stavu

Napěťové hladiny [MPa]	Počet cyklů do lomu [-]
550	6852
500	13629
450	30640
440	68756
430	173014
420	> 10000000



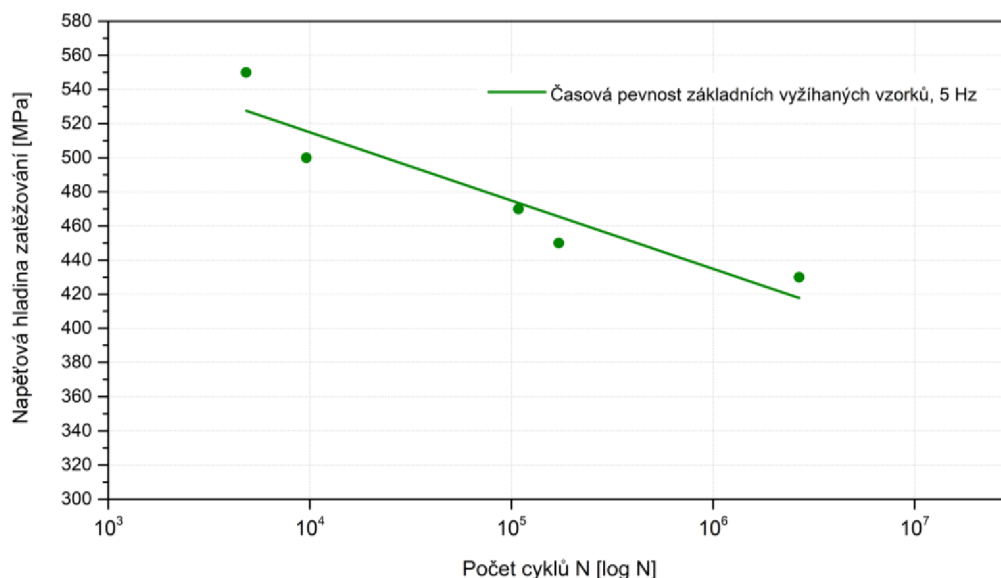


**Obr. 3.17** Wöhlerova křivka pro vzorky v základním nevyžíhaném stavu s frekvencí zatěžovacího cyklu 5 Hz

Zatěžování vyžíhaných vzorků frekvencí 5 Hz proběhlo na napětíových hladinách jako v předchozím případě, tedy 550 MPa, 500 MPa, 470 MPa, 450 MPa a 430 MPa. Dosažené výsledky pro příslušné napětíové hladiny jsou uvedeny v tab. 3.7. Časová pevnost Wöhlerovy křivky sestavená z údajů v tabulce 3.7 je uvedena na obr. 3.18.

**Tab. 3.7** Počty cyklů zaznamenané do únavového lomu v závislosti na amplitudě napětí při frekvenci zatěžovacího cyklu 5 Hz pro vzorky po žihání na 600 °C po dobu 2 hodin

Napětíové hladiny [MPa]	Počet cyklů do lomu [-]
550	4832
500	9613
470	108330
450	171955
430	2674158

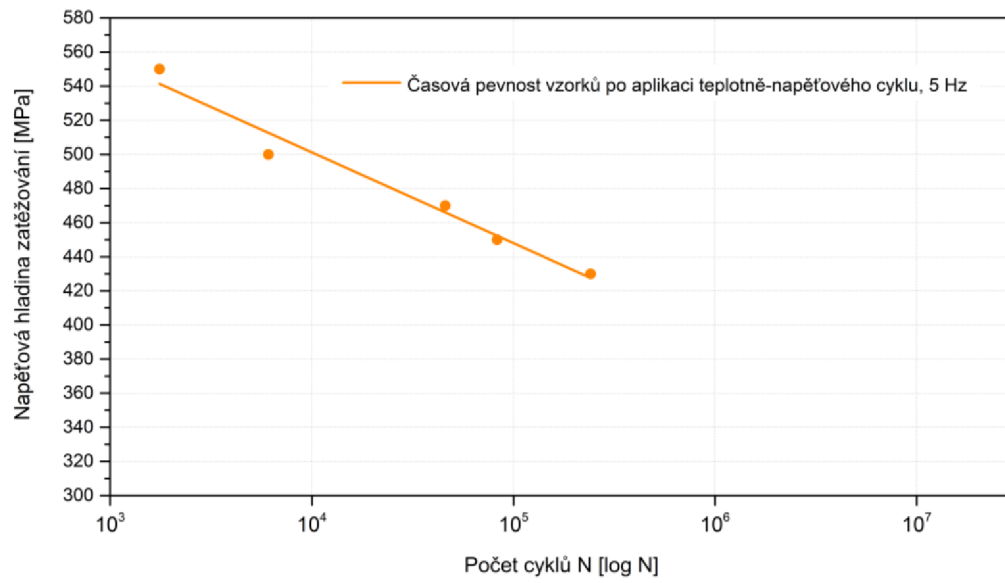


**Obr. 3.18** Časová pevnost Wöhlerovy křivky pro vzorky po aplikaci žihání při teplotě 600 °C po dobu 2 hodin

Jako poslední byly únavově testovány vzorky vyžehané při teplotě 600 °C po dobu 2 hodin, na něž byl v přístroji Gleeble 3500 aplikován teplotně-napěťový cyklus. Vzorky byly zatěžovány střídavým symetrickým namáháním s asymetrií cyklu  $R = -1$ , při frekvenci 5 Hz. Zatěžování proběhlo na napěťových hladinách 550 MPa, 500 MPa, 470 MPa, 450 MPa a 430 MPa. Dosažené výsledky pro příslušné napěťové hladiny jsou uvedeny v tab. 3.8. Časová pevnost Wöhlerovy křivky sestavená z údajů v tabulce 3.8 je uvedena na obr. 3.19.

**Tab. 3.8** Počty cyklů zaznamenané do únavového lomu v závislosti na amplitudě napětí pro vzorky po aplikaci teplotně-napěťového cyklu při frekvenci zatěžovacího cyklu 5 Hz

Napěťové hladiny [MPa]	Počet cyklů do lomu [-]
550	1761
500	6093
470	45890
450	83005
430	242033



*Obr. 3.19 Časová pevnost Wöhlerovy křivky pro vzorky po aplikaci teplotně-napětového cyklu*

## 4 Vyhodnocení a diskuze výsledků

Cílem této diplomové práce bylo posouzení vlivu zbytkových napětí na únavovou životnost svarů z austenitické oceli X5CrNi18-10. Pro prvotní posouzení oceli proto byly měřeny mechanické vlastnosti a chemické složení. Bylo zjištěno, že naměřené hodnoty mechanických vlastností byly vyšší oproti hodnotám, které udává norma ČSN EN 10088-1. To naznačovalo materiál silně zpevněný tvářením za studena. Nicméně i po aplikaci žíhání při 600 °C po dobu 2 hodin a novém měření mechanických vlastností zůstala zejména hodnota meze kluzu výrazně vyšší a tažnost přibližně na 55 % oproti hodnotám udávaným normou. Tato skutečnost signalizovala možnou záměnu materiálu, ale analýza chemického složení potvrdila, že se jedná o austenitickou ocel odpovídající svým chemickým složením austenitické oceli X5CrNi18-10. Proto byla celá práce realizována s výrazně zpevněným materiálem.

Dodaný polotovár ve formě čtyřhranné tyče o rozměrech 12x12 mm, bylo nutné dále obrobit na vzorky speciálních tvarů určené k testování v přístroji Gleeble 3500. Po obrobení zůstává v povrchu vzorků vysoká úroveň zbytkových napětí, což by ovlivnilo měření XRD analýzou. Proto byly všechny vzorky, na základě předešlých experimentů, vyžíhány ve vakuové peci při teplotě 600 °C po dobu 2 hodin. To snížilo úroveň zbytkových napětí ve vzorcích z hodnoty 576 MPa na hodnotu cca 55 MPa.

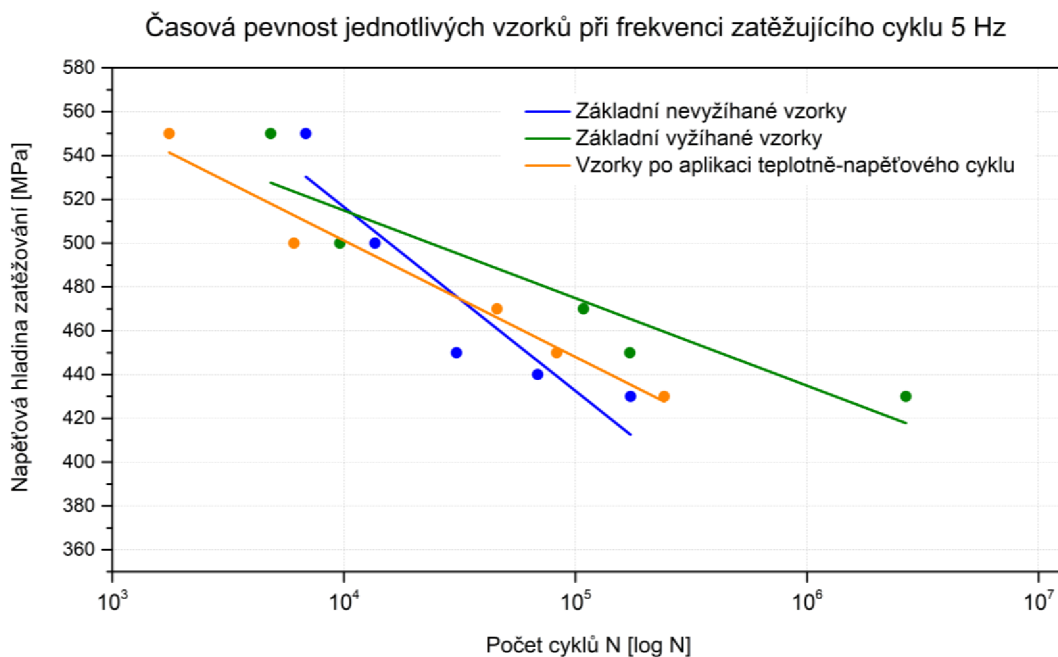
Na vyžíhané vzorky byl následně aplikován teplotně-napěťový cyklus na simulátoru Gleeble 3500. Jednalo se o teplotně napěťový cyklus s maximální hodnotou teploty 1366 °C, který odpovídal svým průběhem reálnému procesu svařování metodou TIG. Díky tomu vznikla ve vzorcích zbytková napětí, odpovídající svým charakterem zbytkovým napětím v TOO svarů. Následně byly všechny vzorky podrobeny analýze zbytkovým napětím metodou XRD. Průběhy zbytkových napětí v jednotlivých vzorcích reprezentují obr. 3.8 až obr. 3.11. Je možné konstatovat, že opakovatelnost aplikace teplotně-napěťových cyklů je velmi vysoká, neboť průběhy zbytkových napětí pro všechny vzorky mají velmi podobné hodnoty a tvar. V případě vzorků č. 1, 2, 3, 4, 5, 6, 8, 10, 12 a 13 jsou průběhy zbytkových napětí téměř identické. Teplotně-napěťový cyklus způsobil ve vzorcích pouze tlaková napětí, která dosahují hodnot až 800 MPa. V oblasti maximálních teplot se vyskytují tlaková napětí s nižší hodnotou přibližně o 75 %. Průběhy zbytkových napětí svým charakterem teoreticky odpovídají průběhům, které lze pozorovat u reálných svarových spojů.

Únavová životnost vzorků byla testována na zkušebním zařízení INOVA FU-O-160-1600-V. Aby byl posouzen vliv zbytkových napětí na únavovou životnost, cyklické namáhání bylo nejprve aplikováno na vzorky v základním stavu. Tedy ve stavu, ve kterém byly dodány. Následně pak také ve stavu po žíhání při teplotě 600 °C po dobu 2 hodin. Při testování se ukázalo, že velmi důležitým parametrem ovlivňujícím životnost vzorku, byla frekvence zatěžovacího cyklu. U běžně prováděných únavových zkoušek konstrukčních ocelí se používají hodnoty frekvence 20 Hz. Při této frekvenci se však vzorky z oceli X5CrNi18-10 intenzivně ohřívaly, což mělo výrazný vliv na počet cyklů do lomu. Proto byla frekvence snížena na hodnotu 10 Hz. Při snížené frekvenci a krátkých dobách testování nebyl ohřev vzorků pozorován. Nicméně u napěťové hladiny 370 MPa, kdy bylo dosaženo  $10^7$  cyklů bylo po několika dnech pozorováno, že se vzorek zahřívá. Proto byly únavové testy na základním materiálu zopakovány s frekvencí zatěžování 5 Hz. Tato frekvence již byla zcela vyhovující, ale způsobila výrazné prodloužení doby testování. Čistý strojní čas testování základního materiálu frekvencí 5 Hz zabral 572 hodin, tedy 24 dní cyklického zatěžování. Výrazný byl také rozdíl v únavové pevnosti. Snížením frekvence zatěžování z 10 Hz na 5 Hz se dosažená únavová pevnost zvýšila z 370 MPa na 430 MPa.

Protože došlo k výraznému nárůstu testovacích hodin, bylo po konzultaci s vedoucím práce rozhodnuto provést zbylé testy únavy jenom pro oblast časové pevnosti. Vzorky vyžíhané při teplotě 600 °C po dobu 2 hodin byly testovány na napěťových hladinách 550 MPa, 500 MPa, 470 MPa, 450 MPa a 430 MPa. Použité žíhání posunulo časovou část Wöhlerovy křivky přibližně k dvojnásobnému počtu cyklů do lomu pro napěťové hladiny 430 MPa až 500 MPa.

Vzorky podrobené teplotně-napěťovým cyklům v přístroji Gleeble, byly také zatěžovány frekvencí 5 Hz na napěťových hladinách 550 MPa, 500 MPa, 470 MPa, 450 MPa a 430 MPa. Zbytková napětí, která byla do vzorků vnesena aplikací teplotně-napěťového cyklu způsobila posunutí časové části Wöhlerovy křivky těchto vzorků, oproti křivce pro vzorky vyžíhané, přibližně k dvojnásobně nižším počtům cyklů do lomu pro napěťové hladiny 450 MPa a 470 MPa. Výsledky, které byly dosaženy na zařízení pro testování únavové životnosti INOVA FU-O-160-1600-V jsou sjednoceny do grafu, viz obr. 3.20.

Z průběhu křivek odpovídajících časové pevnosti je zřejmé, že se zbytková napětí výrazněji podílejí na počtu cyklů do lomu. Přestože se obecně předpokládá, že tlaková napětí mají pozitivní vliv na únavovou životnost, v tomto případě se to nepotvrdilo. K pozitivnímu účinku by pravděpodobně bylo nezbytné rovnoměrné rozložení tlakových napětí v povrchu zkušebních vzorků. Ze spojnic trendu odpovídajících časové pevnosti (obr. 3.20) je dále zřejmý obdobný sklon směrnic trendu, u vzorků se zbytkovými napětími lehce strmější.



*Obr. 3.20 Časové pevnosti nevyžihaných a vyžihaných zkušebních vzorků a vzorků po aplikaci teplotně-napětového cyklu při frekvenci zatěžujícího cyklu 5 Hz*

## 5 Závěr

Diplomová práce se zabývá posouzením vlivu zbytkových napětí na změnu únavové životnosti vzorků, vyrobených z austenitické korozivzdorné oceli X5CrNi18-10. V teoretické části práce je popsán princip vzniku napětí během procesu svařování, a s tím související podstata a charakter zbytkových napětí. Dále jsou popsány metody snižování zbytkových napětí, ale také jejich měření. Závěr teoretické části je věnován únavě materiálu, jejímu vzniku a způsobu testování, včetně rešerše stávajících poznatků.

Experimentální část byla zaměřena na aplikace teplotně-napěťového cyklu, totožného s reálným svařováním, tedy za přesně definovaných okrajových podmínek. Pro tyto experimenty byly z materiálu X5CrNi18-10 vyrobeny speciálně tvarované vzorky. Vzniklá zbytková napětí pak byla měřena rentgenovou difrakční analýzou. V rámci experimentální části byly také stanoveny Wöhlerovy křivky základního materiálu a vyžíhaného materiálu. Protože musely být použity velmi nízké frekvence testování, experimenty probíhaly mnohem delší dobu. Proto zbylé testy únavy proběhly pouze pro oblast časové pevnosti. Na základě dosažených výsledků je možné učinit následující závěry:

- Přestože experimenty měly být realizovány na běžné austenitické oceli X5CrNi18-10, byl dodán specifický materiál. Naměřené hodnoty mechanických vlastností, především hodnota meze kluzu, byla 2,5x až 3x vyšší než hodnota udaná normou. Analýza chemického složení však potvrdila, že se jedná o silně zpevněnou austenitickou ocel X5CrNi18-10.
- Po žíhání oceli X5CrNi18-10 při teplotě 600 °C po dobu 2 hodin došlo ke snížení mechanických vlastností, nicméně hodnota meze kluzu byla stále výrazně nad hodnotou meze kluzu uváděnou normou.
- Obrábění vnáší do povrchu vzorku zbytková napětí. Frézování vneslo do povrchové vrstvy vzorku tahová napětí  $580,74 \pm 8,83$  MPa. Žíháním ve vakuové peci při teplotě 600 °C po dobu 2 hodin se snížilo zbytkové napětí na hodnotu  $58,32 \pm 2,82$  MPa.
- Po aplikaci teplotně-napěťového cyklu s maximální teplotou 1366 °C vznikla ve vzorcích zbytková tlaková napětí dosahující hodnot  $721,72 \pm 38,47$  MPa. V oblasti maximálních teplot vznikla tlaková napětí s hodnotou  $208,00 \pm 21,76$  MPa.

- Běžně používaná hodnota zatěžující frekvence 20 Hz způsobovala zahřívání vzorků, což mělo vliv na počet cyklů do lomu. Jako vyhovující byla zjištěna frekvence 5 Hz.
- Pro základní materiál byla zjištěna únavová pevnost 420 MPa.
- U materiálu vyžíhaného při teplotě 600 °C po dobu 2 hodin došlo, oproti materiálu v dodaném stavu, k posunutí časové pevnosti Wöhlerovy křivky přibližně k dvojnásobnému počtu cyklů do lomu a také ke zploštění křivky.
- Z průběhu křivek odpovídajících časové pevnosti je zřejmé, že se zbytková napětí výrazněji podílejí na počtu cyklů do lomu. U spojnic trendu vyžíhaného materiálu a materiálu se zbytkovými napětími je zřejmý obdobný sklon směrnice trendu.
- Přestože se obecně předpokládá, že tlaková napětí mají pozitivní vliv na únavovou životnost, v tomto případě se to nepotvrdilo. K pozitivnímu účinku by pravděpodobně bylo nezbytné rovnoměrné rozložení tlakových napětí v povrchu zkušebních vzorků.



## Zdroje a literatura

- [1] RADAJ, Dieter a Dieter RADAJ. *Welding residual stresses and distortion: calculation and measurement*. Rev. ed. Düsseldorf: DVS-Verl, 2003. English edition, 2. ISBN 978-3-87155-791-0.
- [2] KOUKAL, Jaroslav, Drahomír SCHWARZ a Jiří HAJDÍK. *Materiály a jejich svařitelnost*. 1. vyd. Ostrava: Český svářečský ústav : VŠB - Technická univerzita Ostrava, 2009. ISBN 978-80-248-2025-5.
- [3] NEUMANN, Heinz. *Teorie svařování a pájení. Část 1, Tavné svařování*. Vyd. 1. Liberec: Technická univerzita v Liberci, 2014. ISBN 978-80-7494-171-9.
- [4] KRAUS, Ivo a Nikolaj GANEV. *Difrakční analýza mechanických napětí*. Vyd. 1. Praha: Vydavatelství ČVUT, 1995. ISBN 978-80-01-01366-3.
- [5] BURKET, Tomáš. *Analýza metod pro měření zbytkových napětí a vhodnost jejich použití*
- [6] HUDEC, Zdeněk. *Deformace a napětí při svařování*. Vyd. 1. Liberec: Technická univerzita, 1998. ISBN 978-80-7083-313-1.
- [7] KOU, Sindo. *Welding metallurgy*. 2nd ed. Hoboken, N.J: Wiley-Interscience, 2003. ISBN 978-0-471-43491-7.
- [8] PTÁČEK, Luděk. *Nauka o materiálu II. 2., opr.rozš. vyd.* Brno: CERM, 2002. ISBN 978-80-7204-248-7.
- [9] MACEK, Karel, Petr ZUNA a Jiří JANOVEC. *Tepelné zpracování kovových materiálů*. Vyd. 1. V Praze: České vysoké učení technické, 2008. ISBN 978-80-01-04186-4.
- [10] *Residual Stresses - Prediction and Measurement* [online]. [cit. 16.01. 2023]. Dostupné z: <https://www.twi-global.com/what-we-do/services-and-support/asset-management/engineering-critical-assessment/residual-stresses.aspx>
- [11] VLK, Miloš, Lubomír HOUFEK, Pavel HLAVOŇ, Petr KREJČÍ, Vladimír KOTEK a Jiří KLEMENT. *Experimentální mechanika*. Brno. 2003
- [12] BAKALOVA, Totka. Vliv materiálových a technologických paramterů obráběním na napětí v povrchové vrstvě a vlastnosti dynamicky namáhaných strojních součástí. *Technická univerzita v Liberci*. 2010, Disertační práce.
- [13] PALÁN, Jan. *Měření zbytkových napětí povrchů ve vazbě na technologii přípravy*. Západočeská univerzita v Plzni. 2015. Diplomová práce
- [14] VALVODA, Václav. *Rentgenografické difrakční metody: Skripta pro posl. matematicko-fyz. fakulty Univ. Karlovy*. Dotisk [1. vyd.], 1983.
- [15] GANEV, Nikolaj a Ivo KRAUS. Rentgenová difrakční technika měření makroskopických zbytkových napětí. *Fakulta jaderná a fyzikálně inženýrská ČVUT v Praze*. 2002.

- [16] AO, Sansan, Chunjie LI, Yifei HUANG a Zhen LUO. *Determination of residual stress in resistance spot-welded joint by a novel X-ray diffraction*. [online]. 2020, [cit. 20.01. 2023]. Dostupné z: doi:10.1016/j.measurement.2020.107892
- [17] KRAUS, Ivo a Nikolaj GANEV. *Technické aplikace difrakční analýzy*. Praha: Vydavatelství ČVUT, 2004. ISBN 80-01-03099-7.
- [18] FITZPATRICK, Michael, Antony FRY, Philip HOLDWAY, Fayez KANDIL, J. SHACKLETON a L SUOMINEN. *Determination of Residual Stresses by X-ray Diffraction*. [online]. [cit. 20.01. 2023]. 2002, Dostupné z: [https://www.researchgate.net/publication/42795493\\_Determination\\_of\\_Residual\\_Stresses\\_by\\_X-ray\\_Diffraction](https://www.researchgate.net/publication/42795493_Determination_of_Residual_Stresses_by_X-ray_Diffraction)
- [19] MORAVEC, Jaromír. a Josef BRADÁČ. *Možnosti a využití teplotně-napětového simulátoru Gleeble při výzkumu technologické zpracovatelnosti materiálů*. Vyd. 1. Liberec: Technická univerzita, 2014. ISBN 978-80-7494-138-2.
- [20] *Gleeble 3500-GTC* [online]. [cit. 27.01. 2023]. Dostupné z: <https://gleeble.com/products/gleeble-systems/gleeble-3500.html>
- [21] PEŠÍK, Lubomír. *Části strojů: stručný přehled*. Vyd. 5., dopl. Liberec: Technická univerzita v Liberci, 2015. ISBN 978-80-7494-183-2.
- [22] RŮŽIČKA, Milan, Miroslav HANKE a Milan ROST. *Dynamická pevnost a životnost*. 1989.
- [23] LAUSCHMANN, Hynek. *Mezní stavy I: únava materiálu*. Vyd. 2., přeprac. Praha: Nakladatelství ČVUT, 2007. ISBN 978-80-01-03671-6.
- [24] JÁGROVÁ, Jitka a Lukáš ČAPEK. *Dynamická únosnost a životnost*. Vyd. 1. Liberec: Technická univerzita v Liberci, 2014. ISBN 978-80-7494-135-1.
- [25] KLESNIL, Miro. *Cyklická deformácia a únava kovov*. Bratislava: Veda, 1987.
- [26] FANTA, Michal. Vliv svařovacích parametrů na geometrii svarové lázně a únavovou životnost svarů z jemnozrnné oceli S460MC. *Technická univerzita v Liberci*. 2019, Bakalářská práce.
- [27] DOBROVOLNÝ, Pavel. *Transformace dynamické odolnosti nerezových ocelí vlivem strukturní nehomogenity*. Mendelova univerzita v Brně. 2016, Diplomová práce.
- [28] OTRŘISAL, Jan. *Stanovení vlivu cyklického namáhání na sekundární vznik trhliny na výlisku*. Technická univerzita v Liberci. 2018, Diplomová práce.
- [29] *Materials failure investigation – Two critical techniques for a successful investigation*. [online]. [cit. 28.01. 2023]. Dostupné z: <https://risktec.tuv.com/risktec-knowledge-bank/asset-integrity-management/materials-failure-investigation/>
- [30] YUAN, Huanxin, Wang YUANQING, Y.J. SHI a Leroy GARDNER. *Residual stress distributions in welded stainless steel sections*. [online]. [cit. 24.02. 2023]. 2014, Dostupné z: doi:10.1016/j.tws.2014.01.022

- [31] AKYEL, F., M. GAMERDINGER, S. OLSCHOK, U. REISGEN, A. SCHWEDT a J. MAYER. *Adjustment of chemical composition with dissimilar filler wire in 1.4301 austenitic stainless steel to influence residual stress in laser beam welds.* [online]. [cit. 19.03. 2023]. 2022, Dostupné z: doi:10.1016/j.jajp.2021.100081
- [32] JANDERA, Michal. *Residual stresses and strength of hollow stainless steel sections* [online]. [cit. 19.03. 2023]. 2008, Dostupné z: <https://www.researchgate.net/publication/268358021>
- [33] ALENIUS, M, P POHJANNE, M SOMERVUORI a H HANNINEN. *Exploring the Mechanical Properties of Spot Welded Dissimilar Joints for Stainless and Galvanized Steels.* [online]. [cit. 19.03. 2023]. 2006, Dostupné z: <https://www.researchgate.net/publication/286865450>
- [34] LEE, Chin-Hyung a Kyong-Ho CHANG. *Comparative study on girth weld-induced residual stresses between austenitic and duplex stainless steel pipe welds.* [online]. [cit. 19.03. 2023]. 2014, Dostupné z: doi:10.1016/j.applthermaleng.2013.11.001
- [35] KLUSÁK, Jan, Kamila KOZÁKOVÁ, Michal JAMBOR a Stanislav SEITL. *Fatigue behavior of DIN 1.4307 and DIN 1.4306 stainless steels under high frequency loading.* [online]. [cit. 19.03. 2023]. 2023, Dostupné z: doi:10.1016/j.prostr.2022.12.249
- [36] RECCAGNI, P., L. H. GUILHERME, Q. LU, M. F. GITTOS a D. L. ENGELBERG. *Reduction of austenite-ferrite galvanic activity in the heat-affected zone of a Gleeble-simulated grade 2205 duplex stainless steel weld.* [online]. [cit. 19.03. 2023]. 2019, Dostupné z: doi:10.1016/j.corsci.2019.108198
- [37] GUO, Y. H., Li LIN, Donghui ZHANG, Lili LIU a M. K. LEI. *Microstructure and Mechanical Properties of Heat-Affected Zone of Repeated Welding AISI 304N Austenitic Stainless Steel by Gleeble Simulator.* [online]. [cit. 19.03. 2023]. 2018, Dostupné z: doi:10.3390/met8100773
- [38] BARLA, Nikki Archana, Prakriti Kumar GHOSH, Vinod KUMAR, Nilesh Kumar PARAYE, Ramkishor ANANT a Sourav DAS. *Simulated stress induced sensitization of HAZ in multipass weld of 304LN austenitic stainless steel.* [online]. [cit. 19.03. 2023]. 2021, Dostupné z: doi:10.1016/j.jmapro.2020.12.061
- [39] HSIEH, Rong-Iuan, Horng-Yih LIOU a Yeong-Tsuen PAN. *Effects of cooling time and alloying elements on the microstructure of the gleeble-simulated heat-affected zone of 22% Cr duplex stainless steels.* [online]. [cit. 19.03. 2023]. 2001, Dostupné z: doi:10.1361/105994901770344665
- [40] ZHAO, Zuopeng, Pengfei XU, Hongxia CHENG, Jili MIAO a Furen XIAO. *Characterization of Microstructures and Fatigue Properties for Dual-Phase Pipeline Steels by Gleeble Simulation of Heat-Affected Zone.* [online]. [cit. 10.03. 2023] 2019, Dostupné z: doi:10.3390/ma12121989
- [41] KIK, Tomasz a Jacek GÓRKA. *Numerical Simulations of Laser and Hybrid S700MC T-Joint Welding.* [online]. [cit. 19.03. 2023]. 2019, Dostupné z: doi:10.3390/ma12030516

- [42] JANG, D. Y., T. R. WATKINS, K. J. KOZACZEK, C. R. HUBBARD a O. B. CAVIN. *Surface residual stresses in machined austenitic stainless steel*. [online]. [cit. 19.03. 2023] 1996, Dostupné z: doi:10.1016/0043-1648(95)06838-4
- [43] AHMED, I. I., J. A. ADEBISI, S. ABDULKAREEM a A. H. SHERRY. *Investigation of surface residual stress profile on martensitic stainless steel weldment with X-ray diffraction*. [online]. [cit. 19.03. 2023]. 2018, Dostupné z: doi:10.1016/j.jksues.2016.01.004
- [44] JAVADI, Y., M. C. SMITH, K. ABBURI VENKATA, N. NAVEED, A. N. FORSEY, J. A. FRANCIS, R. A. AINSWORTH, C. E. TRUMAN, D. J. SMITH, F. HOSSEINZADEH, S. GUNGOR, P. J. BOUCHARD, H. C. DEY, A. K. BHADURI a S. MAHADEVAN. *Residual stress measurement round robin on an electron beam welded joint between austenitic stainless steel 316L(N) and ferritic steel P91*. [online]. [cit. 19.03. 2023]. 2017, Dostupné z: doi:10.1016/j.ijpvp.2017.06.002
- [45] BROWN, D. W., J. D. BERNARDIN, J. S. CARPENTER, B. CLAUSEN, D. SPERNJAK a J. M. THOMPSON. *Neutron diffraction measurements of residual stress in additively manufactured stainless steel*. [online]. [cit. 19.03. 2023]. 2016, Dostupné z: doi:10.1016/j.msea.2016.09.086
- [46] RANGASWAMY, P., M. L. GRIFFITH, M. B. PRIME, T. M. HOLDEN, R. B. ROGGE, J. M. EDWARDS a R. J. SEBRING. *Residual stresses in LENS® components using neutron diffraction and contour method*. [online]. [cit. 19.03. 2023]. 2005, Dostupné z: doi:10.1016/j.msea.2005.02.019
- [47] WAN, Yu, Wenchun JIANG, Ming SONG, Yalin HUANG, Jian LI, Guangai SUN, Yue SHI, Xiangnan ZHAI, Xu ZHAO a Linchang REN. *Distribution and formation mechanism of residual stress in duplex stainless steel weld joint by neutron diffraction and electron backscatter diffraction*. [online]. [cit. 19.03. 2023]. 2019, Dostupné z: doi:10.1016/j.matdes.2019.108086
- [48] PRATIHAR, S., M. TURSKI, L. EDWARDS a P. J. BOUCHARD. *Neutron diffraction residual stress measurements in a 316L stainless steel bead-on-plate weld specimen*. [online]. [cit. 19.03. 2023]. 2009, Dostupné z: doi:10.1016/j.ijpvp.2008.11.010
- [49] BANIK, Sayantan Das, Suranjit KUMAR, Pawan Kumar SINGH, Sujay BHATTACHARYA a Manas Mohan MAHAPATRA. *Distortion and residual stresses in thick plate weld joint of austenitic stainless steel: Experiments and analysis*. [online]. [cit. 19.03. 2023]. 2021, Dostupné z: doi:10.1016/j.jmatprotec.2020.116944
- [50] JIANG, Wenchun, Xuefang XIE, Tianjiao WANG, Xiancheng ZHANG, Shan-Tung TU, Jinguang WANG a Xu ZHAO. *Fatigue life prediction of 316L stainless steel weld joint including the role of residual stress and its evolution*. [online]. [cit. 24.02. 2023]. 2021, Dostupné z: doi:10.1016/j.ijfatigue.2020.105997
- [51] BARSOUM, Z. a I. BARSOUM. *Residual stress effects on fatigue life of welded structures using LFM*. [online]. [cit. 10.03. 2023]. 2009, Dostupné z: doi:10.1016/j.engfailanal.2008.06.017

- [52] SOMERVUORI, M. E., M. T. ALENIOUS, H. E. HÄNNINEN a R. KARPPI. *Corrosion fatigue of spot-welded austenitic stainless steels in 3.5% NaCl solution*. [online]. [cit. 10.03. 2023]. 2004, Dostupné z: doi:10.1002/maco.200403796
- [53] PETTERSSON, G. a Z. BARSOUM. *Finite element analysis and fatigue design of a welded construction machinery component using different concepts*. [online]. [cit. 10.03. 2023]. 2012, Dostupné z: doi:10.1016/j.engfailanal.2012.04.014
- [54] KIM, Sanghoon, Donghwan KANG, Tae-Won KIM, Jongkwan LEE a Changhee LEE. *Fatigue crack growth behavior of the simulated HAZ of 800MPa grade high-performance steel*. [online]. [cit. 10.03. 2023]. 2011, Dostupné z: doi:10.1016/j.msea.2010.11.089
- [55] BUKOVSKÁ, Šárka, Jaromír MORAVEC, Martin ŠVEC a Jiří SOBOTKA. *Application of Temperature Cycles to Austenitic Steel and Study of the Residual Stresses Distribution in HAZ*. [online]. [cit. 23.02.2023]. 2022, Dostupné z: doi:10.3390/met12111891
- [56] *Charakteristika nerezových ocelí - KÖNIG FRANKSTAHL*. [online]. [cit. 27.04. 2023]. Dostupné z: <https://www.koenigfrankstahl.cz/?menu=234>
- [57] *Datový list DIN EN 10088-3* [online]. [cit. 27.04. 2023]. Dostupné z: <https://dspace.cvut.cz/bitstream/handle/10467/102014/F2-DP-2022-Stosek-Marek-priloha-Priloha%2010-Materialovy%20list%20oceli%20X5CrNi18-10.pdf?sequence=-1&isAllowed=y>
- [58] *Cr-Ni austenitická ocel odolná korozi* [online]. [cit. 27.04. 2023]. Dostupné z: [https://www.techportal.cz/searchcontent.phtml?getFile=2AXR\\_TUAMiBFGAgUc6BzY5pKR4a\\_RmSdJyeRJhvvhWt6GT3USXlrODF32bS3UUhLnl00RA9x7p75N8MGgz73w](https://www.techportal.cz/searchcontent.phtml?getFile=2AXR_TUAMiBFGAgUc6BzY5pKR4a_RmSdJyeRJhvvhWt6GT3USXlrODF32bS3UUhLnl00RA9x7p75N8MGgz73w)