

Možnosti měření zbytkových napětí u duplexních ocelí

Diplomová práce

Studijní program:

N2301 Strojní inženýrství

Studijní obor:

Strojírenská technologie a materiály

Autor práce:

Bc. Šárka Bukovská

Vedoucí práce:

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

Konzultant práce:

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





Zadání diplomové práce

Možnosti měření zbytkových napětí u duplexních ocelí

Jméno a příjmení: **Bc. Šárka Bukovská**
Osobní číslo: S19000236
Studijní program: N2301 Strojní inženýrství
Studijní obor: Strojírenská technologie a materiály
Zadávací katedra: Katedra strojírenské technologie
Akademický rok: **2020/2021**

Zásady pro vypracování:

1. Seznamte se teoreticky s podstatou vzniku a rozložení napětí, k nimž dochází při svařování a tepelném zpracování vzorků.
2. Seznamte se s podstatou rentgenové difrakce a způsobem vyhodnocení měření realizovaných touto metodou.
3. Seznamte se s teplotně napěťovým simulátorem Gleeble 3500 a možností aplikace teplotních cyklů do zkušebních vzorků.
4. Seznamte se základními vlastnostmi, strukturou, výhodami a aplikačním využitím duplexních ocelí.
5. Navrhněte základní experimentální program pomocí simulací teplotních cyklů realizovaných v přístroji Gleeble 3500, s přesně definovanými okrajovými podmínkami.
6. Realizujte experimentální program pro vybranou duplexní ocel. Poté proveďte stanovení zbytkových napětí ve vzorcích pomocí rentgenové difrakce.
7. Proveďte vyhodnocení experimentů, diskutujte dosažené výsledky, sumarizujte výsledky a proveďte doporučení pro další výzkum.

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

tabulky, grafy
cca 50
tištěná/elektronická
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] ČAPEK, J. *Difrakční analýza mřížkových deformací polykrystalických materiálů s přednostní orientací*. Disertační práce ČVUT, 2013; FJFI, 2018.
[5] TROJAN, K. *Strukturní charakteristiky svarů vytvořených pokročilými technologiemi*. Diplomová práce ČVUT, 2013; FJFI, 2015
[6] NEUMANN, H. *Teorie svařování*. Liberec: Technická univerzita v Liberci, 2014. ISBN: 978-80-7494-171-9.
[7] 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. Bc. Martin Švec, Ph.D.
Katedra strojírenské technologie

Datum zadání práce: 15. listopadu 2020

Předpokládaný termín odevzdání: 15. května 2022

prof. Dr. Ing. Petr Lenfeld
děkan

L.S.

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

Prohlášení

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

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

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

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

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

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

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

17. května 2021

Bc. Šárka Bukovská

Anotace

Diplomová práce se zabývá měřením zbytkových napětí u duplexní oceli 1.4162, včetně stanovení metodiky měření zbytkových napětí u duplexních ocelí pomocí rentgenové difrakční analýzy. V teoretické části jsou popsány napětí a deformace vznikající při tavném svařování, zbytková napětí, jejich vznik, rozdělení a metody pro jejich měření. Dále je popsána rentgenová difrakční analýza a teplotně-napěťový simulátor Gleeble 3500. V experimentální části práce je uvedeno základní rozdělení duplexních ocelí a vlastnosti vybrané duplexní oceli 1.4162. Dále je popsán způsob stanovení zbytkových napětí u duplexní oceli, včetně analýzy rozložení a poměrů fází zjištěných EBSD analýzou, výroba vzorků, aplikace teplotního cyklu a stanovení zbytkových napětí po aplikaci teplotního cyklu. Naměřené hodnoty a získané výsledky byly zpracovány, vyhodnoceny a diskutovány.

Klíčová slova

Duplexní oceli, ocel 1.4162, zbytková napětí, rentgenová difrakční analýza, teplotní cyklus, Gleeble 3500

Annotation

The diploma thesis is aimed at the measurement of residual stresses in duplex stainless steel 1.4162, including the determination of methodology for measuring the residual stresses in duplex stainless steels using X-ray diffraction analysis. In the theoretical part of the thesis stresses and strains arising during fusion welding, residual stresses, their origin, distribution, and methods for their measurement are described. Furthermore, the X-ray diffraction analysis and the temperature-voltage simulator Gleeble 3500 are described in the thesis. The experimental part of the thesis presents the basic division of duplex stainless steels and the properties of the selected duplex steel 1.4162. Furthermore, the method for determining residual stresses in duplex stainless steel is described, including distribution and phase ratio analysis performed by EBSD analysis, sample production, temperature cycle application, and determination of residual stresses after temperature cycle application. The measured values and results were processed, evaluated, and discussed.

Key words

Duplex stainless steels, steel 1.4162, residual stresses, X-ray diffraction analysis, temperature cycle, Gleeble 3500

Poděkování

Tímto bych ráda poděkovala vedoucímu své diplomové práce doc. Ing. Jaromíru Moravcovi, Ph.D. za jeho odbornou pomoc, ochotu pomoci, připomínky a také jeho volný čas, který byl věnován měření a konzultacím ohledně této diplomové práce. Dále bych ráda poděkovala konzultantovi diplomové práce Ing. Martinovi Švecovi, Ph.D. za cenné rady a pomoc při měření v laboratořích. Také bych ráda poděkovala své rodině a přátelům za podporu v průběhu studia a při psaní této práce.

Tato diplomová práce vznikla s podporou v rámci projektu Studentské grantové soutěže SGS-2019-5015 Technické univerzity v Liberci "*Výzkum a vývoj pro inovace materiálů a výrobních technologií s aplikačním potenciálem ve strojírenství*".

Obsah

Seznam zkratk a symbolů.....	9
1. Úvod.....	10
2. Teoretická část.....	12
2.1 Napětí a deformace při tavném svařování.....	12
2.1.1 Podstata vzniku napětí při svařování	12
2.1.2 Rozdělení vnitřních napětí vznikajících při svařování	14
2.2 Zbytková napětí a jejich rozdělení	16
2.2.1 Způsoby vzniku zbytkových napětí	17
2.3 Vliv zbytkových napětí na vlastnosti svarových spojů	18
2.3.1 Způsoby snižování zbytkových napětí	20
2.4 Metody měření napětí	24
2.4.1 Popis vybraných metod pro stanovení zbytkové napjatosti	26
2.5 Rentgenová difrakční analýza	28
2.6 Teplotně-napěťový simulátor Gleeble	33
2.6.1 Základní části systému Gleeble	34
2.6.2 Ohřev a chlazení vzorků, teplotní systém, měření teploty .	35
2.6.3 Teplotní gradienty v testovaném vzorku	37
3. Experimentální část.....	41
3.1 Základní vlastnosti a rozdělení duplexních ocelí	41
3.1.1 Rozdělení duplexních ocelí.....	43
3.2 Vlastnosti oceli 1.4162	44
3.3 Způsob stanovení zbytkových napětí u duplexní oceli	49
3.4 Výroba vzorků a aplikace teplotních cyklů.....	54
3.5 Stanovení zbytkových napětí po aplikaci teplotních cyklů	57
4. Diskuze výsledků.....	66
5. Závěr	70
Seznam použité literatury	71

Seznam zkratk a symbolů

ΔT	– rozdíl teplot	[°C]
Δl	– změna délky	[mm]
l_0	– počáteční délka vzorku	[mm]
α	– součinitel lineární roztažnosti materiálu	[K ⁻¹]
T	– teplota	[K]
σ	– napětí	[MPa]
ε	– poměrné prodloužení	[-]
E	– Youngův modul pružnosti	[MPa]
T_{OO}	– tepelně ovlivněná oblast	[-]
n	– celočíselný násobek	[-]
λ	– vlnová délka použitého záření	[mm]
d_{hkl}	– vzdálenost sousedních mřížkových rovin	[mm]
θ	– Braggův úhel	[-]
ε	– mřížková deformace	[-]
d	– vzdálenost sousedních rovin ve stavu napjatosti	[mm]
d_0	– vzdálenost sousedních rovin ve stavu bez napětí	[mm]
θ_0	– Braggův úhel nenapjatého krystalu	[-]
$\theta - \theta_0$	– úhlový posun interferenčního maxima	[-]
ν	– Poissonovo číslo	[-]
$\sigma_{11}, \sigma_{22}, \sigma_{33}$	– napětí ve směru hlavních os	[MPa]
$\varepsilon_{\varphi\psi}$	– mřížková deformace ve směru φ, ψ	[-]
R_e	– mez kluzu	[MPa]
R_m	– mez pevnosti	[MPa]
A_g	– homogenní tažnost	[%]
A	– tažnost	[%]

1. Úvod

Rentgenová tenzometrie, fázová analýza a studium textur patří k aplikacím difrakce rentgenového záření, které už nejsou omezeny pouze na výzkumné laboratoře, ale našly si své místo i v technické praxi. Nejširší uplatnění této metody je při určování zbytkové napjatosti v kovových polykrystalických materiálech [1].

Pokud lze měřit zbytková napětí v materiálu, tak je možné využívat jejich příznivé účinky, mezi které patří například tlaková napětí zvyšující únavovou pevnost. Díky znalosti zbytkových napětí lze také předcházet jejich škodlivým účinkům, které způsobí například pokles korozní odolnosti. Rentgenografické měření napjatosti materiálu prošlo několika etapami. Jednotlivá období začala pokrokem techniky detekce difraktovaného záření, což byl jeden z rozhodujících faktorů pro vývoj metodiky, neboť podmiňoval zvýšení přesnosti měření mřížkových parametrů. Poznatky vycházely vždy z dosažené úrovně experimentů, a proto se změny měřicí techniky odrážely i ve zdokonalování používaných metod [1].

V dnešní době jsou vyšší nároky na mechanické, technologické nebo korozivzdorné vlastnosti materiálů. Těmto požadavkům lze vyhovět díky pokročilým technologiím v oblasti metalurgie. Díky tomu, se dají vyrábět materiály s vysokou korozní odolností i v prostředích s náročnými podmínkami. Vývoj v posledních letech tak umožnil vznik ocelí s nízkým obsahem uhlíku, dvoufázovým ocelím nebo novým způsobům legování [2].

Již zmíněné dvoufázové oceli, nazývané také jako oceli austeniticko-feritické nebo duplexní, jsou mladším materiálem než např. obyčejné austenitické oceli. I přes to že je to mladší materiál, tak si našel široké uplatnění v praxi. Duplexní oceli mají oproti austenitickým korozivzdorným ocelím lepší mechanické vlastnosti díky své dvoufázové struktuře, výrazně lepší je také jejich odolnost proti bodové či mezikrystalické korozi, která je důležitá v prostředích obsahujících chloridové ionty. Duplexní oceli se díky svým vlastnostem využívají pro výrobu konstrukcí namáhaných částí pro chemický průmysl, pro výrobu vodních armatur, čerpadel nebo pro konstrukci ropných plošin, které jsou ve styku s mořskou vodou. Využívají se také

v prostředí anorganických kyselin, kyseliny sírové a fosforečné. Další využití duplexních ocelí je všude tam, kde je třeba korozní odolnost a zároveň dostatečné mechanické vlastnosti. V neposlední řadě se tyto oceli využívají pro výrobu odlitků pro použití v jaderných elektrárnách, kde je vyžadována vysoká provozní spolehlivost [3].

2. Teoretická část

2.1 Napětí a deformace při tavném svařování

Napětí a deformace vznikají v materiálech během jejich teplotního zatěžování, tedy ohřevu a ochlazování materiálu, jako důsledek probíhajících dilatačních změn a metalurgických procesů. Napětí ve svařovaných konstrukcích a dílech jsou zákonitým jevem při svařování a nelze jim nijak zabránit, pouze je lze částečně omezit, nebo je přesunout do míst, která nejsou při provozu tak zatěžována. Toho je možné dosáhnout vhodným technologickým postupem, optimalizací konstrukčního řešení svarových spojů, nebo kombinací obou řešení. Mezi napětím a deformacemi je příčinná závislost, tedy pokud omezíme deformace například tuhým upnutím, tak napětí ve svarech se zvýší [4; 5].

2.1.1 Podstata vzniku napětí při svařování

Napěťový a deformační účinek je vyvolán nerovnoměrným ohřevem a ochlazováním, ale také například tuhým upnutím vzorku nebo teplotní roztažností materiálu. Napěťový stav je také vyvolán strukturními změnami, ale i zde je podstatou teplotní účinek [5]. Tedy největší vliv na vznik a rozložení napětí ve zkušebním vzorku má nestacionární teplotní pole. Vnitřní napětí vznikají zejména kvůli teplotně proměnlivým závislostem fyzikálních a mechanických vlastností použitého materiálu. Ve vzorku je rozdílné rozložení teplot, které způsobuje, že v místech s vyšší teplotou se materiál více a rychleji rozpíná než v místech s nižší teplotou. Díky těmto rozdílům teplot v materiálu vznikají napětí, jejichž velikost roste úměrně s rozdílem teplot ΔT mezi dvěma místy, která jsou porovnávána. Velikost napětí roste až do dosažení meze kluzu při dané teplotě. Po překročení této hodnoty se vzorek začne plasticky deformovat. Plastická deformace způsobí zpevnění materiálu. Zpevněním se hodnota meze kluzu posune k vyšším hodnotám a díky tomu mohou růst i hodnoty zbytkových napětí ve vzorku. Stále ale platí, že hodnoty napětí nikdy nemohou být vyšší, než je hodnota meze kluzu materiálu při dané teplotě a jistém stavu deformačního zpevnění [4; 6].

Z výše uvedených informací je zřejmé, že na velikosti napětí a deformací, které vznikají při svařování má především vliv hodnota meze kluzu materiálu

a hodnota lineárního součinitele teplotní roztažnosti. Za předpokladu, že v daný čas je v celém vzorku stejná teplota, lze teplotní dilataci volně uloženého dílu vyjádřit vztahem (2.1) [4].

$$\Delta l = l_0 \cdot \alpha \cdot (T_2 - T_1) \quad (2.1)$$

Kde:

Δl	– změna délky	[mm],
l_0	– počáteční délka vzorku	[mm],
α	– součinitel lineární roztažnosti materiálu	[K ⁻¹],
T	– teplota	[K].

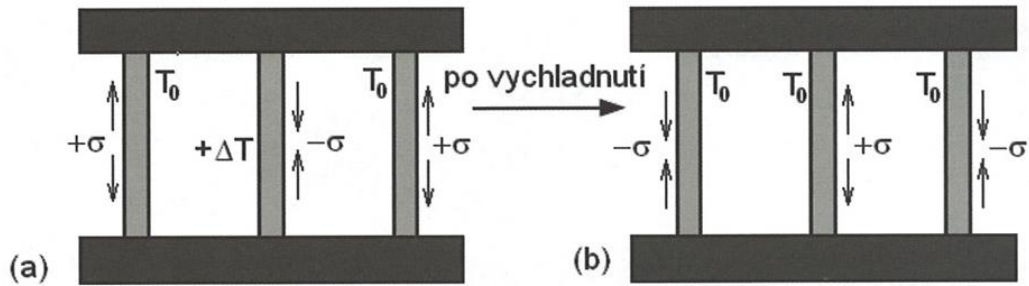
V případě pevného upnutí dílu a tím znemožnění volné dilatace, budou v dílu vznikat napětí. Napětí vznikají v elastické oblasti, proto vzorec pro výpočet napětí vychází z Hookova zákona. Vzorec lze opět aplikovat pouze do meze kluzu a je vyjádřen rovnicí (2.2) [4].

$$\sigma = -\varepsilon \cdot E = -\alpha \cdot E \cdot (T_2 - T_1) \quad (2.2)$$

Kde:

σ	– napětí	[MPa],
ε	– poměrné prodloužení	[-],
E	– modul pružnosti v tahu	[MPa].

Záporné znaménko v rovnici vyjadřuje, že při kladné změně teploty vzniknout v dílu tlaková, záporná napětí. Princip vzniku napětí důsledkem nestacionárního teplotního pole při pevném upnutí vzorku je na Obr. 2.1 znázorněn pomocí tří tyčí v pevném rámu [4; 5].



Obr. 2.1 Princip vzniku napětí v důsledku nestacionárního teplotního pole při pevném upnutí, kde a) ohřev; b) chladnutí [4]

Prostřední tyč je zahřívána a díky tomu má tendenci se prodlužovat, ale její dilatace je potlačena krajními tyčemi. V prostřední tyči tedy vzniká tlakové napětí a v krajních tyčích tahové napětí. Pokud při ohřevu prostřední tyče dojde k překročení meze kluzu v tlaku, tak v tyči zároveň vznikne plastická deformace. Při chladnutí tyče se tlaková napětí snižují a začnou se vytvářet napětí tahová, která jsou důsledkem plastické deformace vzniklé při ohřevu tyče. Tahová napětí mohou dosáhnout meze kluzu v tahu, ale v důsledku Baushingerova jevu bude této meze kluzu dosaženo dříve než při zatěžování pouze v jednom směru. V krajních tyčích se budou tahová napětí postupně přeměňovat na tlaková [4; 5; 6].

Napětí vznikající v oblasti svarového kovu a blízké TOO má při reálném svařování analogický průběh jako napětí v prostřední tyči, a naopak ve vzdálenějších oblastech od svaru je stav napjatosti analogický jako u napětí v krajních tyčích. Zbytková napětí po ochlazení se v tyčích objeví, pokud se ve fázi ohřevu vyskytla plastická deformace [4; 5; 6].

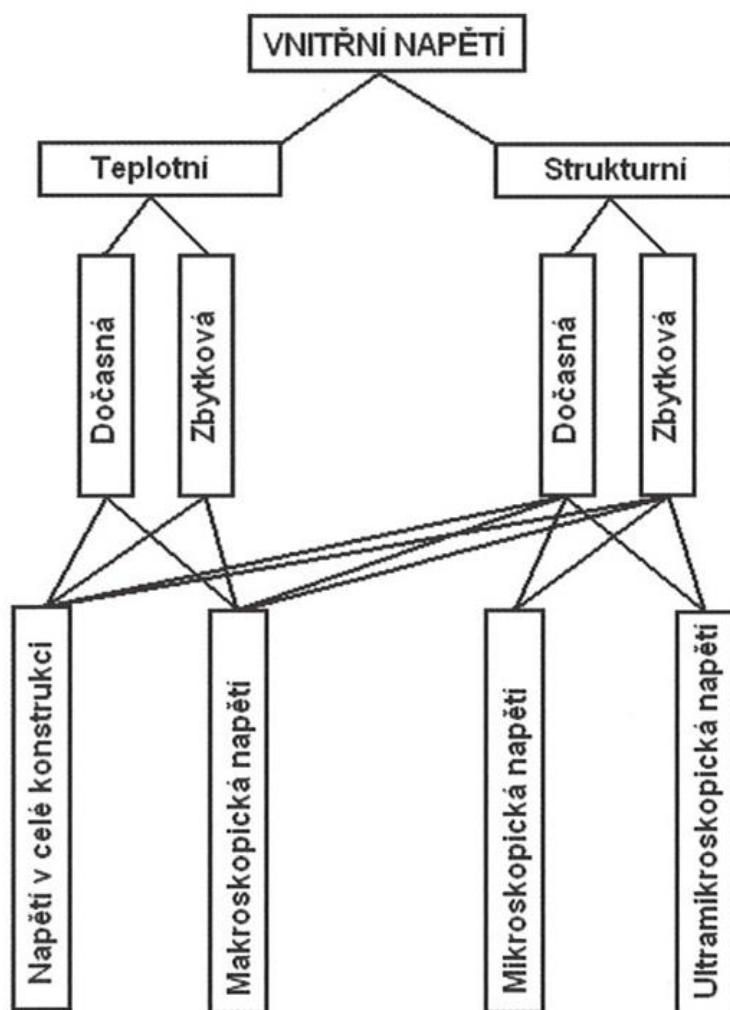
Vliv teplotních cyklů na materiály se zkoumá pomocí teplotně-napěťového simulátoru Gleeble. Na simulátoru Gleeble lze aplikovat různé podmínky tuhosti upnutí, kombinaci teplotního a napěťového zatížení. Více je teplotně-napěťový simulátor Gleeble popsán v kapitole 2.6 [4].

2.1.2 Rozdělení vnitřních napětí vznikajících při svařování

Napětí, která vznikají při svařování konstrukcí a dílů je možno dělit dle různých hledisek a kritérií. Vnitřní napětí ve vzorku se rozdělují podle příčiny a způsobu jejich vzniku na napětí teplotní a napětí strukturní. Napětí teplotní jsou

důsledkem nerovnoměrného ohřevu a ochlazování. Napětí strukturní jsou způsobena fázovými přeměnami. Tyto přeměny jsou doprovázeny změnou objemovou, protože během fázových přeměn vznikají přesycené tuhé roztoky a způsobují deformaci krystalové mřížky. U materiálů, které prodělávají fázovou přeměnu se zpravidla vyskytují oba typy napětí a jejich účinky se skládají [4; 5].

Základní rozdělení vnitřních napětí, která vznikají při svařování, je ukázáno na Obr. 2.2.



Obr. 2.2 Rozdělení vnitřních napětí [5]

Výše uvedené typy napětí se v materiálu mohou vyskytovat buď jako dočasná napětí, nebo jako napětí zbytková. Dočasná napětí se v materiálu vyskytují pouze po dobu, kdy působí příčina jejich vzniku, tedy například

zatížení nebo upnutí vzorku, zatímco zbytková napětí zůstávají v materiálu i po odstranění jejich příčiny, po ukončení svařovacího procesu a vychladnutí vzorku. Tato napětí nelze odstranit, ale lze je částečně snížit různými technologickými procesy [4; 5].

V kterémkoliv místě vzorku působí dle obecné teorie napjatosti normálové a smykové složky napětí, ale z pohledu svařování jsou napětí rozdělena podle směru působení vzhledem k ose svaru na napětí podélná, příčná a ve směru tloušťky. Podélná působí ve směru osy svaru, což znamená ve směru svařování. Toto napětí má největší hodnotu a vliv, pokud působí mimo neutrální osu, ale pokud působí v neutrální ose průřezu, způsobí pouze zanedbatelné zkrácení svaru. Příčná napětí působí kolmo k ose svaru a směru svařování. Napětí ve směru tloušťky se projevují při svařování tlustostěnných desek [4; 5; 7].

2.2 Zbytková napětí a jejich rozdělení

Ve svařovaných konstrukcích se vyskytují tzv. vnitřní napětí, která vznikla během svařovacího procesu. Tato napětí jsou označována jako napětí zbytková, protože v materiálu zůstávají i po odstranění příčin, které napětí vyvolaly. Napětí vznikají působením vnějších sil, ale také při jiných technologických procesech, například při tepelném zpracování, tváření, nebo během výrobního procesu, takže lze tvrdit, že neexistuje tuhé těleso bez vnitřní napjatosti [4].

Napětí mohou působit buď v celé konstrukci, nebo pouze v části objemu různé velikosti. Napětí jsou v polykrystalických materiálech rozdělena podle velikosti objemu, ve kterém působí, na napětí makroskopická, mikroskopická a submikroskopická. Tato napětí jsou také označována jako napětí I., II. a III. druhu [4; 8].

Makroskopická napětí (I. druhu)

Napětí I. druhu vznikají v makroskopických objemech materiálu (v řádu mm). Pokud jsou v tělese tato napětí, tak při zásahu do rovnováhy tělesa dojde ke změnám ve velké oblasti. Vzhledem ke geometrii konstrukce mají makroskopická napětí směr a velikost, ve velkých oblastech se předpokládají

přibližně homogenní (konstantní co do velikosti i směru). Napětí I. druhu mohou být jednoosá neboli lineární, dvouosá (rovinná) nebo trojosá (prostorová) [4; 5; 8].

Mikroskopická napětí (II. druhu)

Napětí II. druhu lze definovat analogicky pouze s tím rozdílem, že vznikají v mikroskopických objemech, které odpovídají velikosti zrn. Změny při porušení rovnováhy se tedy neprojeví v celém objemu, ale pouze v menší oblasti tvořené několika krystaly. V tomto objemu lze napětí považovat za homogenní. Na rozdíl od napětí I. druhu nemají napětí II. druhu vzhledem ke geometrii tělesa žádný směr ani velikost [4; 5; 8].

Submikroskopická napětí (III. druhu)

Submikroskopická napětí vznikají ve velmi malých oblastech odpovídajících svojí velikostí přibližně velikosti krystalové mřížky nebo oblastem tvořeným elementárními buňkami. Při porušení rovnováhy nedojde k žádným změnám ve tvaru tělesa. Napětí III. druhu jsou nehomogenní, a to i v rozsahu několika meziatomových vzdáleností. Submikroskopická napětí vznikají při mřížkových poruchách (vakance, dislokace, plošné poruchy) v reálných krystalech [4; 5; 8].

V každém bodě tělesa je stav zbytkové napjatosti superpozicí všech popsanych napětí v této kapitole, tedy I., II. a III. druhu [8].

2.2.1 Způsoby vzniku zbytkových napětí

Mechanické procesy

Při mechanických procesech je deformován více povrch materiálu než vnitřní prostor. Deformace povrchu je způsobena povrchovým opracováním jako obrábění, kuličkování, válečkování, leštění a další. V povrchu, který je plasticky deformován, je po odstranění vnějšího působení vyvolán stav zbytkové komprese. Vnitřní prostor materiálu, který je daným opracováním ovlivněn mnohem méně, bude vystaven zbytkovým tahovým napětím [8].

Tepelné procesy

U tepelných procesů dochází k vyvolání napětí vlivem teplotních gradientů, které vznikají během tepelných procesů jako například kalení, odlévání, svařování a další. Tepelná napětí jsou často doprovázena i napětím, které vzniká během strukturní přeměny, tedy napětím transformačním [8].

Chemické procesy

Zbytková napětí se generují během chemických procesů jako je oxidace, koroze nebo při galvanickém pokovování [8]. Do této oblasti jsou řazeny také metody tepelně chemického zpracování jako je cementování a nitridování. Také při těchto procesech jsou v povrchové vrstvě generovány vysoké hodnoty zbytkových napětí v porovnání se zbytkem materiálu. Napětí vznikají díky přesycení tuhého roztoku uhlíkem nebo dusíkem.

Kombinované procesy

Kombinované procesy jsou výsledkem kombinace výše popsaných procesů. Výsledná povaha zbytkové napjatosti závisí na tom, který z procesů dominuje. Tyto procesy lze ilustrovat například broušením za neideálních podmínek, kdy jsou vyvolány procesy tepelné i mechanické. Mechanické procesy vedou k tlakové napjatosti a tepelné procesy k napjatosti tahové [8].

Zbytková napětí mohou mít pozitivní i negativní vliv. Z prospěšných vlivů to mohou být například metody zpevňující povrch (kuličkování), kde vznikají tlaková napětí a tím dochází ke zvýšení meze únavy. Mezi nepříznivá zbytková napětí lze zařadit tahová napětí, která způsobují trhliny, korozi pod napětím a vedou ke snížení meze únavy. Snahou je negativní zbytková napětí alespoň omezit, nejlépe nedestruktivními metodami [8].

2.3 Vliv zbytkových napětí na vlastnosti svarových spojů

Zbytková svarová napětí nejsou ve svarech rovnoměrně rozložena a místně dosahují vysokých hodnot, které jsou srovnatelné s mezí kluzu materiálu. Z hlediska únavové životnosti svařované konstrukce jsou místa s vysokými hodnotami tahových napětí, popřípadě místa s napěťovými lokálními špičkami nebezpečná. Platí to především pro podélná zbytková napětí, která se nacházejí v blízkém okolí svaru. Tato napětí obvykle překročí

mez kluzu při dané teplotě a tím způsobí vnitřní plastickou deformaci, což vede k odčerpání zásoby plasticity materiálu. Vliv zbytkových svarových napětí při statickém namáhání konstrukce se nepříznivě projeví především snížením již zmíněné zásoby plasticity materiálu a tím se sníží i provozní bezpečnost konstrukce [4; 5].

Plastické vlastnosti materiálu, které se vyjadřují např. tažností, obvykle klesají se zvyšováním pevnostních vlastností materiálu. Vysokopevnostní materiály a materiály s nižšími hodnotami tažnosti mají mez kluzu a mez pevnosti blízko sebe, a proto jsou více náchylné na vyčerpání plasticity. Zbytková napětí u těchto materiálů mohou dosahovat vysokých hodnot blížících se mezi pevnosti a vnitřní deformace pak v podstatě odčerpají zásobu plasticity materiálu [4; 5].

U dynamicky namáhaných svarových spojů houževnatých materiálů se vzniklá zbytková svarová napětí mohou během cyklického zatěžování částečně odbourat. V takovém případě je vliv na únavové vlastnosti svarového spoje nevýrazný. Nepříznivě se projeví vliv zbytkových napětí u materiálů, které mají nízkou zásobu plasticity, především u konstrukcí s výskytem vrubů, které se chovají jako koncentrátoři napětí. Podle charakteru vnitřních napětí, tedy jestli jsou to tahová nebo tlaková napětí a napětí od zatížení může dojít jak ke snížení meze únavy, tak i k jejímu zvýšení. Pokud má vnitřní napětí a napětí od zatížení stejný smysl, mez únavy klesá. Pokud je jejich smysl opačný, mez únavy se zvyšuje. Tohoto efektu se využívá pro zvýšení únavové pevnosti svarových spojů. Napětí jsou záměrně vnesena například pomocí lokálního ohřevu, aby bylo dosaženo požadovaného rozložení zbytkových napětí [5].

Stanovit hodnoty a rozložení napětí vzniklých při svařování a jejich vliv na životnost konstrukce je velice obtížné. Proto jsou u dynamicky namáhaných konstrukcí prováděny testy provozní životnosti. Testy mají za úkol stanovit, zda daná součást nebo konstrukce je vyhovující pro předpokládaná zatížení po celou dobu své životnosti. Tyto testy se provádí zejména u součástí ve velkosériové výrobě nebo u součástí, které jsou určeny pro speciální aplikace (letectví atd.) [4].

Pokud testované součásti vyhoví předepsaným testům, tak není při zachování totožného výrobního postupu žádný problém a mohou se začít sériově vyrábět. Problém ale nastane, pokud součást předepsaným testům nevyhoví a dojde k porušení součásti. Pokud jsou testovány svarové spoje a ty daným testům nevyhoví, tak se zpravidla jedná o následnou úpravu postupu svařování, ale může dojít také ke změně materiálu nebo úpravě konstrukčního řešení, případně eliminaci vrubového účinku. Úprava nebo změna postupů svařování se neobejde bez znalosti rozložení zbytkových napětí. Tyto znalosti jsou potřeba pro případné ovlivnění, snížení nebo přesunutí napětí do méně provozně zatěžovaných míst. Jednotlivé metody stanovení zbytkových napětí ve svarech jsou popsány v kapitole 2.4 [4].

2.3.1 Způsoby snižování zbytkových napětí

Zejména při svařování nebo tuhnutí odlitků, případně při tepelném zpracování, vznikají velká vnitřní napětí. Zbytková napětí se běžně odstraňují nebo snižují žíháním, ale lze toho také dosáhnout například vibracemi, různými postupy svařování nebo také přirozeným stárnutím svařenců. Odstraněním nebo podstatným snížením hodnoty vnitřních napětí dojde ke zvýšení bezpečnosti svařované konstrukce proti porušení lomem, odstraní se náchylnost k tvorbě trhlin a dojde také ke zvýšení meze únavy materiálu konstrukce, a proto jsou různé možnosti snižování vnitřních napětí níže popsány [9].

Vliv faktorů svařování

Zbytková napětí a deformace způsobené svařovacím procesem závisí nejen na vlastní tuhosti materiálu, která je charakterizovaná mechanickými vlastnostmi základního i přídatného materiálu, ale také na způsobu zhotovení svarového spoje a konstrukčním řešením. Napětí a deformace, které vznikají během svařování spolu jednoznačně souvisejí. Každý zásah ovlivňující svarová napětí, současně ovlivní i deformace svarku a samozřejmě to platí i obráceně [4; 5].

Jak je uvedeno výše, charakter a velikost svarových napětí závisí na celé řadě konstrukčních i technologických faktorů. Mezi nejdůležitější patří tyto: [4; 5]

- metoda a postup svařování
- použité svařovací parametry
- druh základního materiálu, jeho mechanické vlastnosti a jeho stav
- teplotní režim během svařování a následně použité teplotní cykly
- vlastní tuhost konstrukce – tloušťka materiálu
- druh, počet, velikost a rozmístění svarů
- konstrukční řešení oblasti svaru, tuhost upnutí (upínací přípravky)

Snížení napětí během svařování

Existuje velké množství faktorů, které ovlivňují velikost i tvar vnitřních svarových napětí, ale existuje také mnoho praktických metod, jak snížit svarová napětí ve svarku již během svařovacího procesu. Mezi tyto možnosti patří například [4; 5]:

- svařování s vyšší hodnotou vneseného tepla na jednotku délky svaru – tento způsob vede ke snížení podélných napětí, ale napětí příčná se zvyšují
- svařování neupnutých, volně položených dílů, což vede ke snížení příčných napětí
- svařování dílů předem nastehovaných s úhlovou deformací v opačném smyslu, než je předpokládaná deformace vzniklá při svařování
- lokální předpětí nebo ohřev
- celkový předehřev vedoucí ke snížení teplotních gradientů a následnému snížení makroskopických napětí
- vhodný postup vytváření svarového spoje – kladení svarových housenek

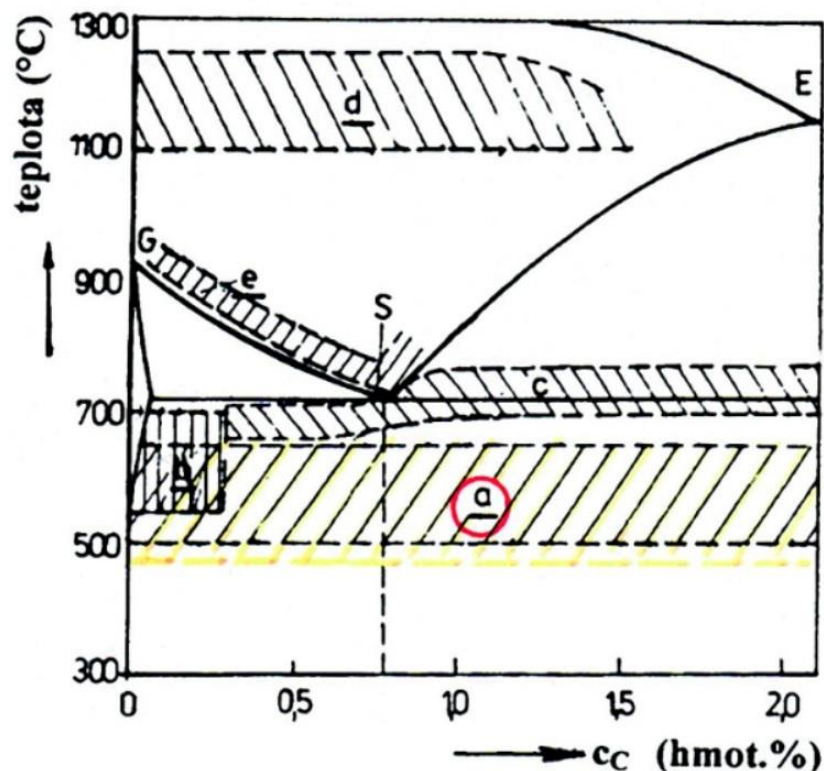
Výše uvedené způsoby pro snížení napětí se zároveň mohou projevit vnitřními plastickými deformacemi nebo vnějšími, viditelnými deformacemi svarku. Může se také stát, že snížením jednoho typu napětí bude vyvolána odezva a zvýšení napětí jiného typu, proto je na uvedená opatření nutno pohlížet z hlediska celkového vlivu. Je důležité si uvědomit, že výše zmíněné metody sice mohou snížit svarová napětí, ale nemohou zabránit jejich vzniku [4; 5].

Snížení napětí po svařování

Zbytková svarová napětí lze také eliminovat, případně snížit následnými operacemi po svařování. K nejběžněji používaným postupům patří žíhání na snížení vnitřního pnutí, mechanické způsoby (prokování, opakované přetížení konstrukce) a snížení napětí vibracemi [5].

Žíhání na snížení vnitřního pnutí

Žíhání se provádí s cílem dosáhnout struktury tvořené stabilními fázemi a s cílem snížit nebo odstranit vnitřní pnutí, která v materiálu vznikla během předchozího zpracování jako důsledek nerovnoměrného ohřevu, který je typický pro svařování. Žíhání na snížení vnitřního pnutí lze realizovat buď s celkovým nebo lokálním ohřevem materiálu [4; 10; 11].



Obr. 2.3 Oblasti žíhacích teplot v rovnovážném diagramu metastabilních fází Fe – Fe₃C – a) žíhání na snížení vnitřních pnutí [11]

Při žíhání svarků na snížení vnitřního pnutí s celkovým ohřevem se materiál pomalu ohřívá v peci pod překryštalizační teplotu A_{c1} , obvykle je to rozmezí teplot 500 až 650 °C, viz. Obr. 2.3. Při této teplotě dochází ke snížení vnitřních

napětí lokální plastickou deformací v důsledku dostatečně nízké hodnoty meze kluzu a meze tečení materiálu. Rychlost ohřevu je dána velikostí průřezu a tvarovou složitostí svařené konstrukce. Správná rychlost ohřevu zaručí rovnoměrný ohřev svařence mezi středem a povrchem materiálu. Rozdíly teplot mezi středem a povrchem materiálu mohou způsobit napěťové stavy způsobující deformace a při překročení mezních hodnot únosnosti materiálu mohou vést až k tvorbě trhlin [5; 11].

Expoziční teplota a doba výdrže závisí na druhu svařovaného materiálu, tloušťce svařovaných profilů, velikosti, tvaru a složitosti konstrukce. Obecně pro žihání platí, že prodleva na žihací teplotě je závislá na její hodnotě, tedy při nižší teplotě se doba výdrže prodlužuje. Doba prodlevy se odvozuje od maximální použité tloušťky materiálu, kdy doba činí zhruba 4 minuty na 1 mm tloušťky, ale nejméně 20 minut. Po výdrži na dané teplotě se materiál ochlazuje. Ochlazení by mělo být pomalé (v peci) až do teplot 150 až 400 °C a to podle tvárnosti ocele, složitosti a velikosti svařence, aby v materiálu nevznikala nová vnitřní pnutí [4; 5; 10].

Žihání na snížení vnitřních pnutí s lokálním ohřevem se realizuje pomocí elektrických topných deček a aplikuje se zpravidla u obvodových svarů. Ohřev materiálu se provádí pouze v přilehlém okolí svaru. Šířka ohřivaného pásma závisí na šířce svaru, kdy ohřev by měl být 3,5krát jeho šířka. Tento přístup však způsobí vznik nepříznivých přídavných napětí, která se ale vyskytují dále od svaru, kde už nejsou tak nebezpečná [5].

Mechanické prokování

Nejjednodušší mechanický způsob snižování vnitřních svarových napětí je prokování jednotlivých vrstev svaru. Prokování se aplikuje ihned v počáteční fázi ochlazování po vytvoření svarové housenky. Svarové housenky se prokovávají a tím jsou do svaru vnášena tlaková napětí a výrazně se tím omezí vznik nepříznivých tahových napětí v oblasti svaru, což má příznivý vliv na únavovou životnost spoje. Vlastní prokování svaru vyvolává povrchovou i podpovrchovou deformaci, která v těchto objemech snižuje zbytková tahová napětí a vnáší do nich napětí tlaková. Mechanické prokování svaru se obvykle provádí ručně kladivem [4; 5].

Vibrace

U velkých strojních součástí a rozměrných konstrukcí se pro snížení zbytkových svarových napětí a stabilizaci rozměrů svařence stále častěji využívá vibračních metod. Ve srovnání s běžně používaným žíháním, které by bylo neekonomické nebo dokonce i nemožné, se zkrátí čas a dosáhne se značného snížení energie. Tato fakta sníží celkové výrobní náklady [4; 9].

Svařovaná konstrukce se uvede do jednoho či více rezonančních nebo subrezonančních stavů a tím začne vnitřní napětí relaxovat. Vibrace uvolňují napětí v mikroskopických objemech materiálu (mikronapětí). Tato mikronapětí tvoří značnou část makroskopických napětí. Napětí se snižují v mikroskopických oblastech materiálu, ve kterých proběhla plastická deformace. Relaxace napětí je způsobena interakcí dislokací s elementárními skluzy v zrnech materiálu. Tyto deformace jsou velmi malé a malé jsou také rozměrové změny svařence. Vibrační metody mohou snížit zbytková napětí až o 40 % [4; 9].

2.4 Metody měření napětí

Zbytková napětí jsou vnášena do materiálu během jejich výroby, během pozdějšího tepelného nebo mechanického zpracování nebo v průběhu provozu součásti. Tato napětí mají vliv na životnost součástí, a proto je nezbytné stanovit a vyhodnotit jejich velikost a původ. Metody pro měření vnitřních zbytkových napětí lze rozdělit na základě různých hledisek. Jedním z obecných rozdělení metod měření je podle stupně ovlivnění testovaného vzorku, metody se tedy dělí na [12; 13]:

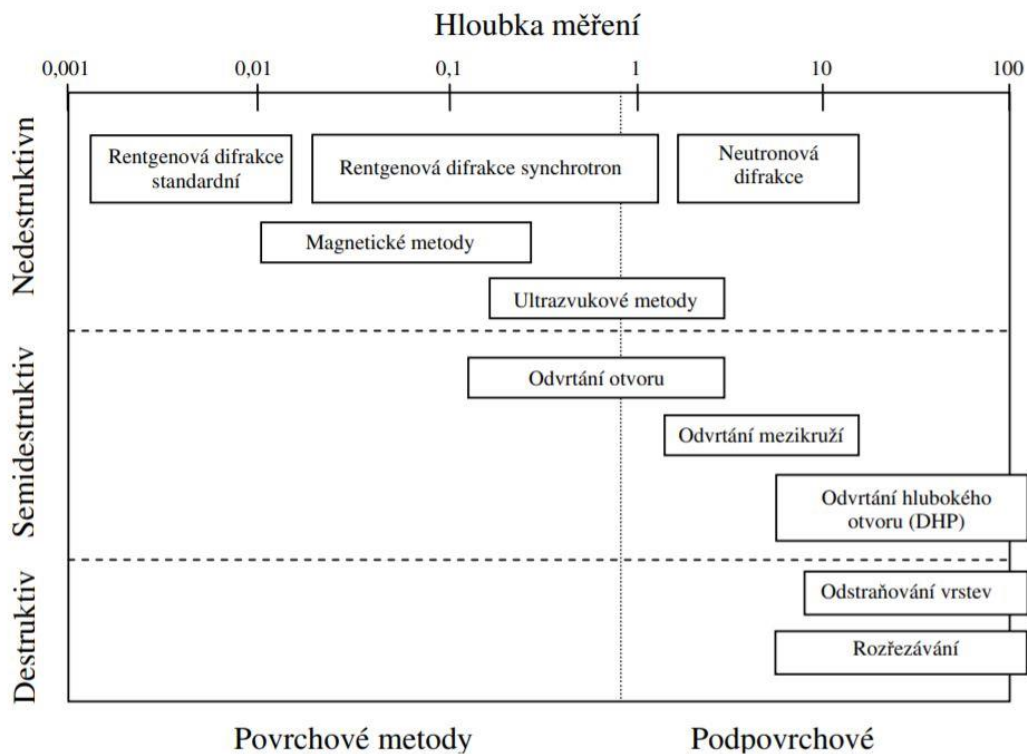
- **destruktivní** – Tyto metody určují zbytková napětí při zásadním porušení zkoumané součásti, která následkem měření není schopna dále plnit svojí funkci. Destruktivní metody jsou založeny na změně napěťového stavu při postupném odstraňování vrstev materiálu nebo rozřezání součásti a měření deformací, které odpovídají této změně.

- **semidestruktivní** – Jsou to metody vycházející z měření deformací, které byly vyvolány přerozdělením napětí v povrchové oblasti vrtaného otvoru. Snímané deformace obvykle tenzometrem jsou zaznamenány jako změny elektrického odporu. Po měření je součást ovlivněná pouze v malé části a lze ji po případných malých úpravách dále použít.
- **nedestruktivní** – Tyto metody využívají závislosti mezi zbytkovým napětím a fyzikálními nebo krystalickými vlastnostmi materiálu. Během měření nedestruktivními metodami nedojde k poškození zkoumané součásti. Mezi nepoužívanější nedestruktivní metody patří bezesporu difrakční tenzometrická analýza [12; 13; 14].

Dále se metody měření zbytkových napětí mohou dělit podle jejich fyzikální podstaty a to na:

- **mechanické** – Metody založené na mechanickém uvolnění napětí pomocí odstranění části objemu zkoumaného vzorku. Uvolnění napětí se projeví deformací, která je měřena tenzometry. Příkladem mechanických metod jsou metody odvrtávací.
- **optické** – Tyto metody jsou založeny na principu úhlu odrazu světelného paprsku.
- **magnetické** – Magnetické metody využívají princip závislosti mezi napětím a magnetickými vlastnostmi, charakteristikami zkoumaného vzorku.
- **ultrazvukové** – Metody vycházející ze vztahu mezi napětím v materiálu a rychlostí ultrazvukových vln.
- **difrakční** – Mezi difrakční metody patří rentgenová a neutronová difrakce [8; 13].

Na Obr. 2.4 jsou vyobrazeny metody pro měření zbytkových napětí a jejich hloubka měření.



Obr. 2.4 Přehled metod měření zbytkových napětí [12]

2.4.1 Popis vybraných metod pro stanovení zbytkové napjatosti

V této kapitole budou více popsány vybrané metody pro měření zbytkových napětí v materiálu. Tato diplomová práce se zabývá měřením zbytkové napjatosti pomocí rentgenové difrakční analýzy, a proto bude tato metoda blíže popsána až v kapitole 2.5.

Odvrtávací metoda

Pro měření povrchových napětí jsou často používány semidestruktivní metody. Jednou z nich je odvrtávací metoda umožňující měřit zbytkovou napjatost v blízkosti povrchu zkoumaného vzorku. Princip metody spočívá v odvrtání otvoru do materiálu, který způsobí uvolnění zbytkových napětí. Relaxace napětí způsobí povrchové deformace v okolí otvoru, které jsou měřeny pomocí nalepených odporových tenzometrů. Na základě výsledků měření jsou zpětně stanovena původní měřená zbytková napětí pomocí tzv. kalibračních koeficientů. Otvor lze provést v několika krocích a uvolněná deformace je odečtena po každém kroku. Relaxace napětí se dosahuje také

metodou odvrtání mezikruží, nebo speciální metodou „deep hole drilling“, která spočívá nejprve v odvrtání otvoru a posléze mezikruží. U této speciální metody se měří změna kruhovitosti vyvrtaného otvoru po celé jeho délce. Výhodou odvrtávacích metod je jejich jednoduchost, možnost přenosu techniky na různá místa, jejich vhodnost pro mnoho materiálů, široké aplikační použití a malé (semidestruktivní) poškození vzorku. Nevýhodou odvrtávací metody je porušení celistvosti povrchu materiálu vyvrtaným otvorem a následné úpravy vzorku [4; 12].

Difrakční metody

Mezi difrakční metody patří rentgenová difrakční analýza, které bude věnována kapitola 2.5, elektronová nebo neutronová difrakce. Tyto metody jsou jedny z nejrozšířenějších pro měření zbytkové napjatosti. V praxi je důležité vědět, do jaké hloubky lze zbytková napětí měřit, protože hloubka měření je základním rozdílem mezi difrakčními metodami. Rentgenovou difrakcí lze měřit napětí na povrchu vzorků do hloubky 1-10 μm a pro měření ve větších hloubkách lze použít metodu neutronové difrakce, která mapuje napětí až 50 mm pod povrchem materiálu. Všechny difrakční metody jsou založeny na měření vnitřních deformací materiálu, které jsou přepočteny na napětí pomocí vztahů teorie elasticity. Zkoumaný vzorek je ozařován částicovým paprskem, který se odráží do různých směrů na základě různých deformací krystalových mřížek. Deformace vzorku je tedy zmapována různými úhly odrazu paprsku. Ozařovací paprsek je tvořen rentgenovým zářením nebo proudem neutronů, záleží na druhu difrakční metody [4; 15].

Magnetická metoda

Tyto metody jsou založeny na odezvě materiálu na působící střídavé magnetické pole. Magnetoelastická metoda využívá Barkhausenova magnetického šumu, jehož úroveň závisí nejen na napětí v materiálu, ale rovněž na jeho mikrostruktuře a tvrdosti. Z tohoto důvodu se komerčně vyráběná zařízení využívají nejen pro měření zbytkových napětí, ale také pro detekci povrchových vad. Analýza Barkhausenova šumu využívá magnetoelastickou interakci mezi magnetickým posunutím doménových stěn a elastickým napětím feromagnetických materiálů. Oblasti, ve kterých je

tahové napětí, mají směr magnetizace rovnoběžný se směrem zatěžování. Tyto oblasti se vlivem pohybu Blochových stěn zvětšují. Oblasti s kolmým směrem magnetizace se samozřejmě zmenšují nebo úplně zanikají. V případě oblastí s tlakovým napětím je efekt opačný, tedy oblasti, kde je kolmý směr magnetizace se zvětšují. Platí, že maximum magnetizace je vyšší u napětí tahových než u napětí tlakových [4; 12].

Ultrazvuková metoda

Metody, které jsou založeny na vztahu rychlosti šíření ultrazvukové vlny a elastických konstant materiálu. Pro měření jsou používány podélné nebo příčně polarizované vlny. Ultrazvuková metoda měření vnitřní napjatosti je metodou nedestruktivní, což je jednou z výhod této metody. Další výhodou metody je měření v jakémkoliv prostředí, protože metoda je založena na šíření vln o vlnové délce nad 20 000 Hz, které je možné v jakémkoliv prostředí [12].

2.5 Rentgenová difrakční analýza

Podstata rentgenové difrakce je založena na využití rozptylu (difrakci) rentgenových paprsků na krystalech materiálu. Rozptylem paprsků jsou měřeny změny vzdáleností atomových mřížkových rovin, které jsou vyvolány působícím napětím. Způsobené změny rovin se projeví změnou úhlu θ . Stanovené deformace jsou následně přepočteny pomocí vztahů z teorie elasticity na napětí. Rozptyl záření na sousedních rovinách vede ke vzniku interferenčního maxima ve směru úhlu θ , platí-li Braggova podmínka, vyjádřená rovnicí (2.3) [8].

$$n \cdot \lambda = 2 \cdot d_{hkl} \cdot \sin \theta \quad (2.3)$$

Kde:

n	– celočíselný násobek	[-],
λ	– vlnová délka použitého záření	[mm],
d_{hkl}	– vzdálenost sousedních mřížkových rovin	[mm],
θ	– Braggův úhel	[-].

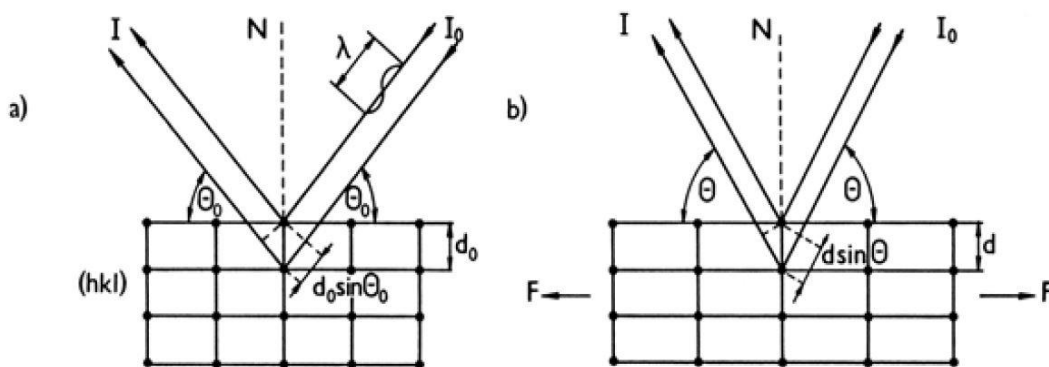
Působení napětí způsobí změny jak mezivrstevní vzdálenosti d , tak i úhlové polohy θ . Dosazením hodnot vzdáleností rovin při stavu bez napětí a při zdeformovaném stavu do rovnice pro mřížkovou deformaci je získána rovnice (2.4) [8].

$$\varepsilon = \frac{d - d_0}{d_0} = -\cot \theta_0 (\theta - \theta_0) \quad (2.4)$$

Kde:

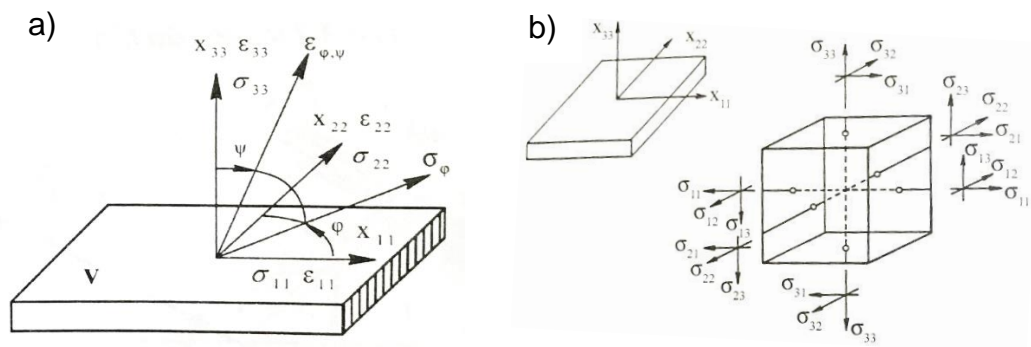
ε	– mřížková deformace	[-],
d	– vzdálenost sousedních rovin ve stavu napjatosti	[mm],
d_0	– vzdálenost sousedních rovin ve stavu bez napětí	[mm],
θ_0	– Braggův úhel nenapjatého krystalu	[-],
$\theta - \theta_0$	– úhlový posun interferenčního maxima	[-].

Na Obr. 2.5 je zobrazena deformace vzdáleností mřížkových rovin a následná změna úhlové polohy interferenčního maxima.



Obr. 2.5 Deformace vzdáleností mřížkových rovin (hkl) a změny úhlové polohy interferenčního maxima; I_0 a I jsou intenzity dopadajícího a difraktovaného svazku rentgenového záření

a) stav bez napětí, b) zdeformovaný stav – změny vyvolané silou F [8]



Obr. 2.6 a) systém souřadnic spojený se vzorkem V, b) napětí působící na objemový element vzorku [8]

Při uvažování soustavy souřadnic, která je spojená se vzorkem (Obr. 2.6a), a označení σ_{ij} složkami tenzoru napětí působícího na objemový element vzorku, který splňuje podmínky lineární teorie elasticity (Obr. 2.6b), lze mřížkovou deformaci $\varepsilon_{\varphi\psi}$ v libovolném směru, který je charakterizován úhly φ a ψ , vyjádřit rovnicí (2.5) [8; 16].

$$\varepsilon_{\varphi\psi} = \frac{\nu+1}{E} (\sigma_{11} \cos^2 \varphi + \sigma_{12} \sin 2\varphi + \sigma_{22} \sin^2 \varphi - \sigma_{33}) \sin^2 \psi + \frac{\nu+1}{E} (\sigma_{13} \cos \varphi + \sigma_{23} \sin \varphi) \sin 2\psi + \frac{1}{E} \sigma_{33} + \frac{-\nu}{E} (\sigma_{11} + \sigma_{22}) \quad (2.5)$$

Kde:

E	– Youngův modul pružnosti	[MPa],
ν	– Poissonovo číslo	[-],
$\sigma_{11}, \sigma_{22}, \sigma_{33}$	– napětí ve směru hlavních os	[MPa],
$\varepsilon_{\varphi\psi}$	– mřížková deformace ve směru φ, ψ	[-].

Úhel φ udává směr měření napětí σ_{φ} vzhledem k ose x_{11} , ψ je úhel mezi osou x_{33} , která je normálou k povrchu, a směrem deformace $\varepsilon_{\varphi\psi}$ [8].

Při dvojosém stavu napjatosti, kdy $\sigma_{13} = 0$, bude vztah pro σ_φ dle rovnice (2.6).

$$\sigma_\varphi = \sigma_{11} \cos^2 \varphi + \sigma_{12} \sin 2\varphi + \sigma_{22} \sin^2 \varphi \quad (2.6)$$

Po substituci bude vztah mezi mřížkovou deformací $\varepsilon_{\varphi\psi}$ a $\sin^2 \varphi$ lineární závislost. Vztah je vyjádřen rovnicí (2.7) [8].

$$\varepsilon_{\varphi\psi} = \frac{\nu + 1}{E} \sigma_\varphi \sin^2 \psi + \frac{-\nu}{E} (\sigma_{11} + \sigma_{22}) \quad (2.7)$$

Následujícím krokem je derivace vztahu (2.7) podle $\sin^2 \varphi$. Derivací se získá směrnice přímky, která je vyjádřena rovnicí (2.8), z které je patrné, že směrnice je úměrná napětí σ_φ . Směrnice přímky $\varepsilon_{\varphi\psi}(\sin^2 \psi)$ je tedy dána Youngovým modulem pružnosti E a působícím napětím σ_φ [8; 16].

$$\frac{\partial \varepsilon_{\varphi\psi}}{\partial \sin^2 \psi} = \frac{\nu + 1}{E} \sigma_\varphi \quad (2.8)$$

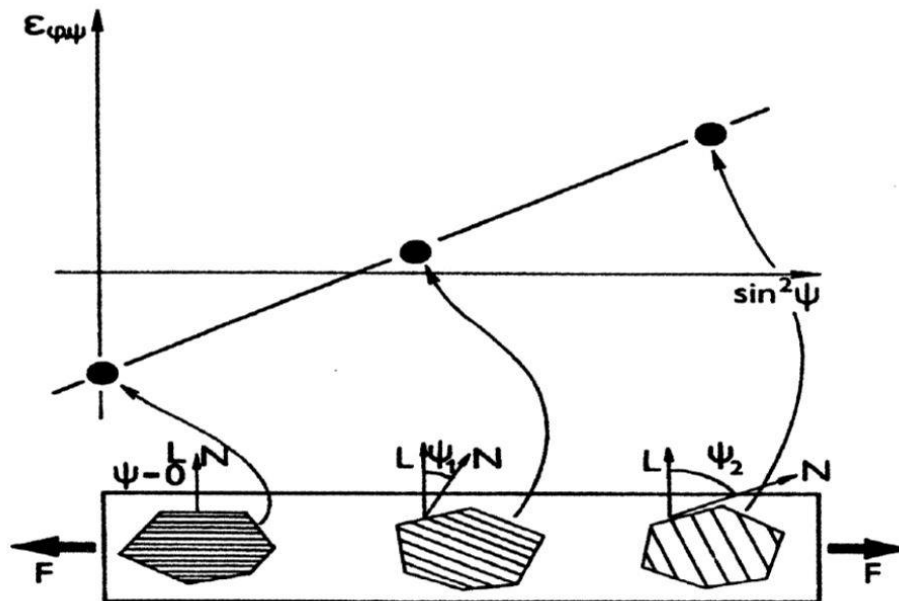
Ztotožněním mřížkové deformace ε s deformací $\varepsilon_{\varphi\psi}$ se získá vztah (2.9). Tento vztah je základní rovnicí rentgenografického měření napětí podle tzv. metody $\sin^2 \varphi$ [8; 16].

$$\varepsilon_{\varphi\psi} = -\cot \theta_0 (\theta - \theta_0) = \frac{\nu + 1}{E} \sigma_\varphi \sin^2 \psi + \frac{-\nu}{E} (\sigma_{11} + \sigma_{22}) \quad (2.9)$$

Z rovnic (2.3) a (2.8) vyplyne finální vztah pro výpočet složky napětí σ_φ , který je dán rovnicí (2.10).

$$\sigma_\varphi = \frac{E}{\nu + 1} \cot \theta_0 \frac{\partial \theta_{\varphi\psi}}{\partial \sin^2 \psi} \quad (2.10)$$

K přesnému stanovení složky σ_φ pomocí metody $\sin^2 \varphi$ je potřeba přesně znát úhlovou závislost $\varepsilon_{\varphi\psi}$ získanou difrakcí na vhodných mřížkových rovinách $\{hkl\}$ pro směr daný azimutálním úhlem φ . Na Obr. 2.7 je schematicky znázorněn princip měření napětí metodou $\sin^2 \varphi$ [8; 16].



Obr. 2.7 Schematický princip měření napětí metodou $\sin^2\psi$ [8]

Rentgenová difrakční analýza zbytkových napětí má některé specifické vlastnosti a výhody, kterými se odlišuje od jiných metod měření. Mezi tyto rysy a výhody patří:

- Možnost měření deformací mezivinných vzdáleností v různých směrech vzhledem k povrchové normále zkoumaného materiálu.
- Pomocí vlnových délek rentgenového záření lze měřit v relativně tenké povrchové vrstvě ($10^{-2} - 10^{-3}$ mm).
- Difrakční metodou se dají navzájem separovat napětí I. a II. druhu, protože makroskopická napětí se projevují změnou polohy difrakčních linií, ale mikroskopická napětí tyto linie rozšiřují.
- Lze měřit i velmi nehomogenní napěťová pole, a to způsobem použití úzkého svazku paprsků, které dopadají na zkoumaný povrch, kdy ozářená plocha může být menší než 1 mm^2 [8].

Nevýhodou rentgenové tenzometrické metody je spolehlivé určení pouze změn mezivinných vzdáleností, které odpovídají mechanickým napětím, protože se vzdálenost rovin v mřížce mění pouze elastickou deformací, nikoliv deformací skluzem. Další nevýhodou rentgenové difrakce je omezení metod

pouze na krystalické, popř. polykrystalické materiály. Přesnost a spolehlivost metody klesá s rostoucí velikostí zrn a jejich přednostní orientací v materiálu (texturou) [8; 16].

2.6 Teplotně-napěťový simulátor Gleeble

Systém Gleeble 3500 je teplotně-napěťový simulátor, který je využíván pro studium většiny dějů probíhajících v kovových materiálech za vysokých teplot. Zařízení lze využít v mnoha oblastech. Lze simulovat svařovací a tepelné procesy, únavové testy, ale také lze systém Gleeble využít pro studium chování materiálů za vyšších teplot a při teplotních cyklech, jako jsou například relaxace, tání a tuhnutí, difuze, růst zrn, či jakékoliv tepelné zpracování materiálů. Přístroj umožňuje dosažení maximální síly v tahu nebo tlaku až 100 kN. V zařízení lze testovat vzorky s různou geometrií do průměru 20 mm nebo s plochou průřezu do 400 mm² [17].

Přístroj se skládá ze 3 následujících jednotek, zobrazených na Obr. 2.8:

- ovládací, řídicí panel
- hlavní jednotka (s hydraulikou a transformátorem pro ohřev)
- vlastní testovací zařízení

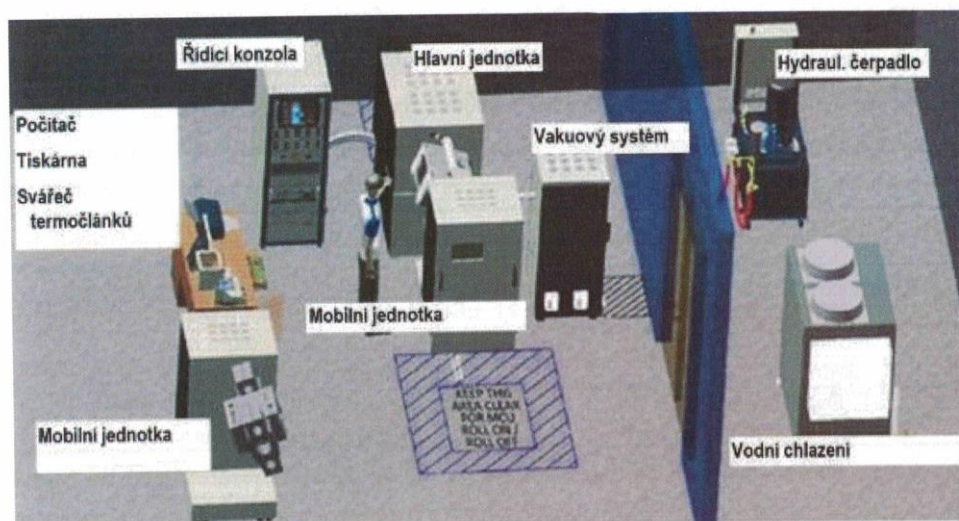


Obr. 2.8 Zařízení Gleeble 3500 a jeho hlavní části
1 - ovládací panel, 2 - hlavní jednotka, 3 - testovací zařízení [18]

2.6.1 Základní části systému Gleeble

Mezi základní části systému Gleeble patří: hlavní jednotka, ovládací panel, hydraulické čerpadlo, mobilní jednotka pro teplotně-mechanické testy, vakuový systém, kompresor a kondenzátorová svářečka. Tyto části jsou vyobrazeny na Obr. 2.9 [17].

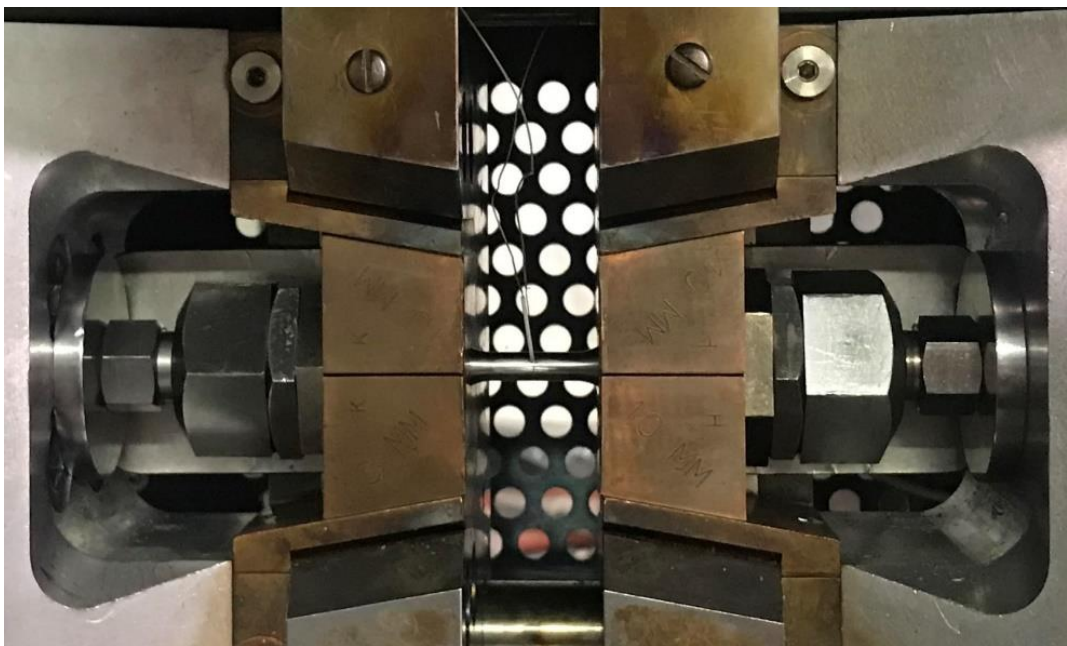
Hlavní jednotka obsahuje hydraulický systém, který je potřebný pro pohon a ovládání zařízení. K hlavní jednotce je připojena mobilní jednotka, následuje ovládací panel, který má v sobě zabudovaný počítač s hardwarem i softwarem a umožňuje řízení a ovládání systému. Další součástí systému Gleeble je hydraulické čerpadlo dodávající tlak hydraulickému systému, který je v hlavní jednotce a generuje požadované tahové a tlakové síly. Důležitou částí Gleeble je vakuový systém, který slouží k odčerpání vzduchu z testovací komory. Vakuum se při testování vzorků používá z důvodu ochrany vzorku před vysokoteplotní oxidací a ochrany celého vnitřního vybavení testovací komory. Vakuový systém je složen ze dvou čerpadel. První čerpadlo vytvoří hrubé vakuum do hodnoty 10^{-1} Pa a druhé difúzní čerpadlo pak vytvoří větší vakuum než 10^{-4} Pa. Vakuový systém je schopen zpětně plnit testovací komoru inertním plynem, nebo jiným ochranným plynem. Inertní plyn je potřeba při vyšších teplotách než $1200\text{ }^{\circ}\text{C}$, protože při těchto teplotách nelze udržet dostatečně vysoký stupeň vakua. K dispozici musí být také výkonné chladicí zařízení, protože se při testování dosahuje vysokých teplot [17].



Obr. 2.9 Rozmístění jednotlivých částí systému Gleeble [17]

2.6.2 Ohřev a chlazení vzorků, teplotní systém, měření teploty

Simulátor Gleeble a jeho teplotní systém je schopen ohřívat vzorek rychlostí až $10000\text{ °C}\cdot\text{s}^{-1}$. Rychlost ochlazování u vzorků s malým průměrem je až $6000\text{ °C}\cdot\text{s}^{-1}$. Rychlosti ohřevu a ochlazování jsou závislé na rozměrech vzorku a způsobu jeho namáhání. Samotná rychlost ohřevu je závislá na velikosti průřezu vzorku, způsobu jeho namáhání či volné délce vzorku (vzdálenost mezi čelistmi). Ochlazování testovaných vzorků probíhá řízeně (programově) nebo neřízeně (volně). Volné ochlazování vzorků probíhá při vypnutém transformátoru a je realizováno vysokoteplotními čelistmi. Rychlost ochlazování lze zvýšit přídavným zařízením, umožňujícím odvod tepla kromě vysokoteplotních čelistí také inertním plynem, vodou nebo stlačeným vzduchem. Nejvíce účinné ochlazení je vodou nebo stlačeným vzduchem. Ochlazovací rychlost u volného ochlazování je dána vedením tepla čelistí a závisí na jejich tvaru a materiálu [17].



Obr. 2.10 Upnutí zkušebního vzorku v systému Gleeble [19]

Takto vysoké rychlosti ohřevu a přesné výdrže na dané teplotě je dosaženo přímým ohřevem pomocí elektrického odporu. Jak je zřejmé z Obr. 2.10, testovaný vzorek je upnut pomocí upínacích čelistí, které jsou z materiálu s vysokou elektrickou i tepelnou vodivostí a jsou použity k ohřevu a ochlazení vzorku. Ohřívací systém spočívá ve změně výkonu transformátoru, který zajistí

průchod proudu vzorkem a ten je ohříván odporovým teplem od procházejícího elektrického proudu. Řízení rychlosti ohřevu a ochlazování umožňují termočlánky, které jsou přivařeny na vzorek a podávají zpětnou informaci o teplotě [17].

Měření teploty a správný výběr termočlánků

Existují dvě možnosti monitorování teploty testovaného vzorku během ohřevu a ochlazování. První je pomocí již zmíněných termočlánků a druhá možnost je pomocí pyrometru pracujícího v infračerveném spektru. Simulátor Gleeble má čtyři kanály pro měření teploty, z nichž na každý lze připojit termočlánek, nebo na tři z nich jsou připojeny termočlánky a na čtvrtý lze připojit pyrometr. Tyto čtyři kanály jsou vyobrazeny na Obr. 2.11 [17].

Termočlánky jsou více používané, protože mají oproti pyrometrům rychlejší odezvu při měření a řízení teploty. Dráty termočlánku se přivařují doprostřed vzorku pomocí kondenzátorové svářečky. Před přivařením termočlánků je doporučeno odmastit a očistit místo budoucího svaru, aby byl spoj kvalitní a zajistil dobrý kontakt se vzorkem [17].



Obr. 2.11 Termočlánekové kanály přístroje Gleeble [19]

Termočlánky jsou zvoleny podle svého teplotního rozsahu a podle maximální teploty dosažené při testování. V Tab. 2.1 jsou uvedeny typy termočlánků a jejich teplotní rozsahy. Termočlánky typu K, S, R nebo B jsou nejčastěji používané pro testování na systému Gleeble.

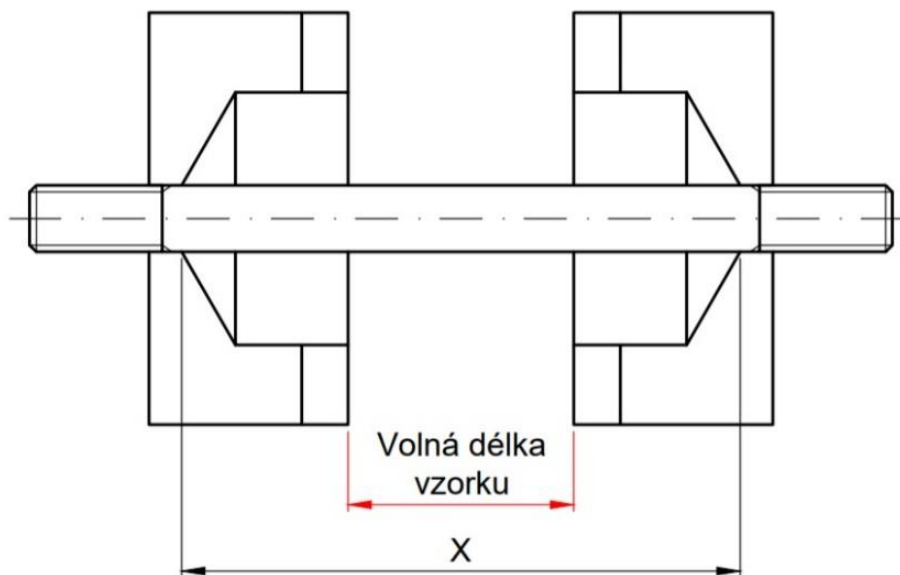
Tab. 2.1 Typy termočlánků a jejich provozní rozsahy [17]

Typ termočlánku	Provozní rozsah
Typ K	0 – 1250 °C
Typ S	0 – 1450 °C
Typ R	0 – 1450 °C
Typ B	0 – 1700 °C
Typ E	0 – 900 °C

K testování do teplot 1250 °C mohou být použity termočlánky typu K, ale čas výdrže na maximální teplotě by se měl snižovat s hodnotou teploty blížící se k maximální provozní teplotě termočlánku. Termočlánek typu K je nejvíce používán pro testy ve vakuu, ale lze ho také využít pro testy v inertních plynech nebo v ochranné atmosféře dusíku. Termočlánky typu S nebo R jsou používány pro testy v inertním i oxidačním prostředí do teploty 1400 °C. Termočlánek typu B je vyroben pro testy až do teploty 1704 °C [17].

2.6.3 Teplotní gradienty v testovaném vzorku

Teplotní gradient má nejvyšší hodnotu uprostřed vzorku, a proto se vždy řídící termočlánek přivaňuje doprostřed. Zařízení Gleeble má systém pro kontrolu rovnoměrnosti teploty ohřevu, a tedy i teplotních gradientů. V případě simulace svařovacích procesů jsou prováděny testy s velkým teplotním gradientem, který je závislý na testovaném materiálu, délce vzorku a jeho průřezu, teplotním a elektrickém odporu a také na tzv. volné délce vzorku. Z hlediska principu ohřevu je volná délka vzorku délka mezi okraji kontaktů s čelistmi (na Obr. 2.12 označeno X), ale při testech se sleduje především délka vzorku mezi čelistmi, a proto je tato délka označována jako volná délka vzorku. Vše je vyobrazeno na Obr. 2.12 [17].



Obr. 2.12 Schematické zobrazení volné délky vzorku [19]

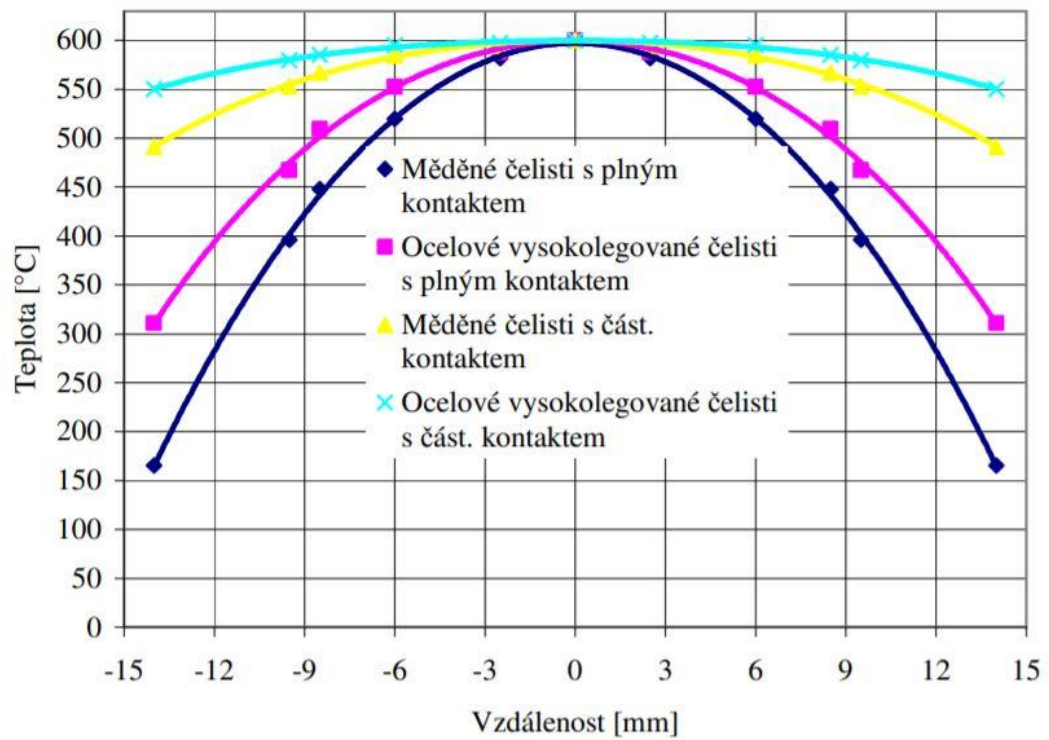
Vliv tvaru a materiálu vysokoteplotních čelistí

Tvar a materiál vysokoteplotních čelistí výrazně ovlivňuje teplotní gradient v testovaném vzorku, přesněji v jeho volné délce. Čelisti jsou chlazené, a proto v místě jejich styku se vzorkem je menší teplota než uprostřed vzorku. Obecně platí, že čím je kontakt mezi čelistmi a vzorkem kratší, tak tím je rovnoměrnější teplotní gradient. Kratší kontakt mezi upínacími čelistmi a vzorkem ale způsobí menší rychlost ohřevu a ochlazování. Na Obr. 2.13 jsou vidět různé druhy a tvary kontaktních ploch upínacích čelistí [17].



Obr. 2.13 Druhy upínacích čelistí [19]

Jak již bylo zmíněno tvar a materiál čelistí má významný vliv na teplotní gradient ve vzorku. Čelisti mohou být vyrobeny z mědi nebo z austenitické vysokolegované oceli. Tyto dva materiály umožňují díky své rozdílné tepelné vodivosti získat rozdílný teplotní gradient pro stejný vzorek a pro stejný tvar upínacích čelistí. Materiál čelistí je volen podle toho, jaký gradient je ve vzorku požadován, podle požadavku na rychlost ohřevu a ochlazování a podle velikosti zatěžující síly. Na Obr. 2.14 je vidět porovnání teplotních gradientů při částečném a plném kontaktu mezi vzorkem a čelistmi a při porovnání různých materiálů čelistí [17].



Obr. 2.14 Porovnání teplotních gradientů [20]

3. Experimentální část

Experimentální část diplomové práce byla zaměřena na analýzu zbytkových napětí u duplexní oceli X2CrMnNiN21-5-1 (1.4162) po aplikaci teplotních cyklů. Měření zbytkových napětí je u duplexních ocelí mnohem problematičtější právě z důvodu přítomnosti dvou různých typů krystalových mřížek. Cílem experimentální části práce proto bylo vytvořit metodický postup, jak při měření zbytkových napětí u duplexních ocelí postupovat.

Experimentální část práce byla rozdělena do následujících dílčích kroků:

- 1) Rozdělení duplexních ocelí a výběr vhodného typu pro experimentální měření.
- 2) Stanovení základních mechanických vlastností vybraného typu duplexní oceli, stanovení koeficientu lineární roztažnosti a definování podílu feritické a austenitické fáze.
- 3) Nalezení způsobu stanovení zbytkových napětí v základním materiálu pomocí rentgenové difrakce a případné posouzení možnosti snížení zbytkových napětí pomocí tepelného zpracování.
- 4) Výroba vzorků a aplikace teplotně-napěťových cyklů v přístroji Gleeble.
- 5) Stanovení zbytkových napětí ve vzorcích po aplikaci teplotních cyklů a posouzení vlivu žíhání na změnu velikosti zbytkových napětí.

3.1 Základní vlastnosti a rozdělení duplexních ocelí

Duplexní oceli se řadí mezi korozivzdorné slitiny, které se vyznačují dvoufázovou strukturou. Struktura duplexní oceli je tvořena austenitem a feritem, a proto jsou tyto oceli také označovány jako austeniticko-feritické. Podíl obou složek je přibližně stejný, kdy poměr fází bývá 50:50, ale může být až 40:60 ve prospěch feritické fáze. Duplexní oceli jsou vysokolegované oceli a obsah legujících prvků určuje výslednou strukturu oceli. Korozivzdornost se zvyšuje obsahem chromu, jehož koncentrace bývá 21 až 27 %, dále se zvyšuje molybdenem (obsah až 6 %) a dusíkem. Dalším legujícím prvkem je nikl, který dosahuje koncentrací 5,5 až 8,5 % a podporuje vytvoření výsledné dvoufázové struktury. Nikl je prvek austenitotvorný a kompenzuje vysoký obsah

feritotvorných prvků, mezi které patří zejména chrom a molybden. Obsah austenitotvorných a feritotvorných prvků musí být vyvážený, aby bylo dosaženo požadovaného poměru obou fází ve struktuře. I velmi malá změna v chemickém složení může způsobit výraznou změnu struktury a vlastností oceli. Podíl feritu a austenitu nezávisí pouze na chemickém složení oceli, ale také na způsobu jejího zpracování [2; 3; 21].

Duplexní oceli vykazují díky své struktuře lepší mechanické vlastnosti oproti austenitickým korozivzdorným ocelím. Pevnostní charakteristiky materiálu se také zvyšují s obsahem feritu a tažnost materiálu zůstává po rozpouštěcím žíhání na vysoké hodnotě i když je obsah feritu vyšší. Pokud je ferit převažující fází ve struktuře materiálu, tak dochází k poklesu hodnot nárazové práce. Pokud je obsah feritu ve struktuře mezi 40 a 50 %, tak je to kompromis mezi pevnostními charakteristikami a houževnatostí materiálu. Duplexní oceli jsou dobře svařitelné, protože mají nižší teplotní roztažnost, čímž vznikají menší zbytková napětí ve svarech a materiál je méně náchylný k trhlinám v TOO. Výhodou duplexních ocelí je také odolnost proti křehkému porušení, kterou zajišťuje feritická oblast. Tato oblast zabraňuje šíření trhlin vznikajících v oblasti austenitu [2; 21].

Korozní odolnost duplexních ocelí

Duplexní oceli mají oproti austenitickým ocelím výrazně lepší odolnost proti bodové, mezikrystalové, štěrbinové korozi a také proti koroznímu praskání. K mezikrystalové korozi dochází především po svařování, z důvodu tvorby karbidů chromu Cr_23C_6 na hranicích zrn. Tím vznikají místa ochuzená o chrom s nižší korozní odolností než ostatní matrice. Snížit náchylnost k mezikrystalové korozi je možné buď snížením obsahu uhlíku, nebo legování tzv. stabilizačními prvky (Nb, Ti, Ta) s nižší afinitou k uhlíku, než má chrom. Zvýšení odolnosti může být způsobeno zvýšením obsahu niklu v austenitu a tím se zlepší jeho strukturní stabilita. Zvýšená odolnost proti bodové a štěrbinové korozi je především u ocelí legovaných chromem a molybdenem [2; 3; 21].

3.1.1 Rozdělení duplexních ocelí

Duplexní oceli tvoří celou skupinu materiálů, kterou lze dělit podle různých hledisek. Nejvíce používané rozdělení je podle odolnosti proti důlkové korozi, která se udává hodnotou PREN (Pitting Resistance Equivalent Number). V některých zdrojích lze nalézt také hodnocení odolnosti oceli proti důlkové korozi pomocí hodnoty P.I (Pitting Index). Stanovení hodnoty P.I vychází ze stejného vztahu, a proto je ekvivalentem čísla PREN a dvojí způsob značení je pouze formální. Podle čísla PREN lze oceli rozdělit do tříd v závislosti na jejich chemickém složení. Odolnost proti důlkové korozi lze vyjádřit rovnicí (3.1) [21; 22].

$$PREN = \%Cr + 3,3 \cdot \%Mo + 16 \cdot \%N \quad (3.1)$$

Některé slitiny mohou obsahovat také určité množství wolframu, který také částečně zvyšuje odolnost proti korozi, a proto je pro tyto oceli vztah pro výpočet hodnoty PREN upraven na rovnici (3.2) [22].

$$PREN = \%Cr + 3,3 \cdot \%Mo + 1,65 \cdot \%W + 16 \cdot \%N \quad (3.2)$$

Výsledkem rozdělení na základě odolnosti proti důlkové korozi je následujících pět tříd ocelí: [23]

- Lean duplex – oceli bez obsahu molybdenu, příklad: X2CrNiN23-4 (1.4362)
- Lean duplex s obsahem Mo – příklad: X2CrMnNiN21-5-1 (1.4162)
- Standard duplex – duplexní ocel používaná v 60 % případů, příklad: X2CrNiMoN22-5-3 (1.4462)
- Super duplex – oceli s obsahem chromu 25 – 26 % a s vyšším obsahem molybdenu a dusíku, PREN oceli 40 – 45, příklad: X2CrNiMoN25-7-4 (1.4410)
- Hyper duplex – ocel s největším obsahem legujících prvků, PREN oceli >45, příklad: X2CrNiMoCoN28-8-5-1 (1.4658)

Korozní odolnost roste lineárně s hodnotou PREN. Z dlouhodobých zkoušek a zkušeností z praxe se odvodilo, že k dosažení dobré korozní odolnosti v mořské vodě musí být hodnota PREN >40 [21].

Pro experimentální činnost byla nejprve vybrána standardní duplexní ocel 1.4462, která patří k nejčastěji používaným duplexním materiálům. Protože se však nepodařilo získat tento typ oceli v dostatečné tloušťce materiálu umožňující aplikaci teplotně napěťových cyklů v přístroji Gleeble, byla pro experimentální testování vybrána ocel 1.4162.

3.2 Vlastnosti oceli 1.4162

Jak již bylo výše zmíněno, pro experimenty v této diplomové práci byla vybrána ocel X2CrMnNiN21-5-1 (1.4162). Jedná se o ocel ze skupiny duplexních ocelí, dle rozdělení v předchozí kapitole se jedná o ocel ze skupiny lean duplex s obsahem molybdenu.

Nejprve bylo provedeno měření chemického složení oceli 1.4162 pomocí spektrometru Bruker Q4 Tasmann. Výsledky měření jsou uvedeny v tabulce Tab. 3.1 a pro porovnání je v Tab. 3.2 uvedeno chemické složení oceli dle materiálového listu.

Tab. 3.1 Chemické složení oceli 1.4162 naměřené spektrometrem

Prvek [%]	C [%]	Cr [%]	Mn [%]	Ni [%]	Si [%]
1.měření	0,040	21,35	4,872	1,502	0,724
2.měření	0,042	21,43	4,869	1,521	0,717
3. měření	0,041	21,56	4,845	1,504	0,714
Průměrná hodnota	0,041	21,45	4,862	1,509	0,718
Prvek [%]	Mo [%]	N [%]	P [%]	S [%]	Cu [%]
1.měření	0,270	0,247	0,035	0,0020	0,349
2.měření	0,271	0,251	0,034	0,0017	0,352
3. měření	0,274	0,253	0,035	0,0021	0,355
Průměrná hodnota	0,272	0,250	0,035	0,0019	0,352

Tab. 3.2 Chemické složení oceli 1.4162 dle materiálového listu [24]

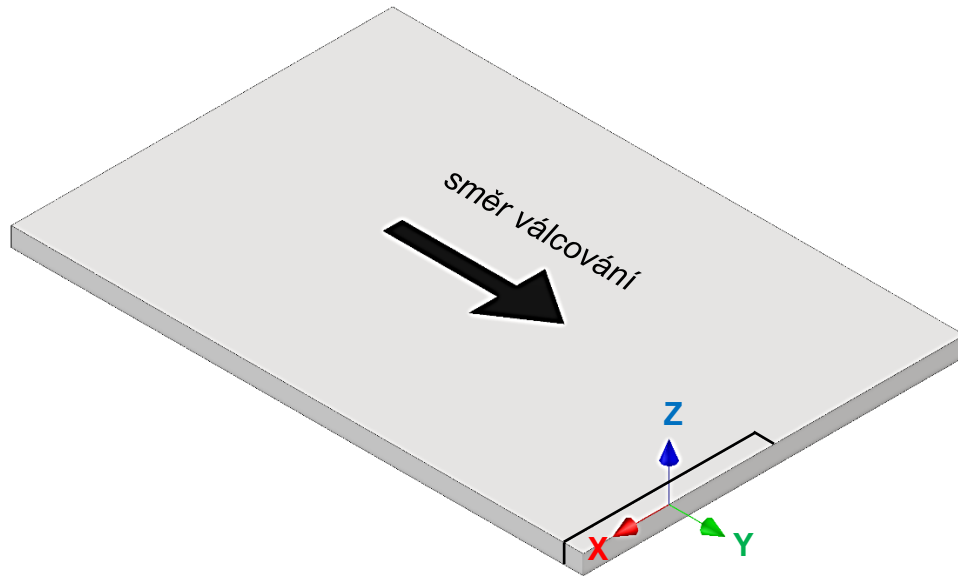
C [hm.%]	Cr [hm.%]	Mn [hm.%]	Ni [hm.%]	Si [hm.%]
<0,04	21,0 – 22,0	4,00 – 6,00	1,35 – 1,70	1,00
Mo [hm.%]	N [hm.%]	P [hm.%]	S [hm.%]	Cu [hm.%]
0,10 – 0,80	0,20 – 0,25	0,04	0,015	0,10 – 0,80

Dále byly měřeny mechanické vlastnosti R_e , R_m , A_g a A_{30} dodaného základního materiálu při teplotě okolí. Mechanické vlastnosti byly naměřeny ve směru kolmém ke směru válcování. Statická zkouška tahem byla realizována na zkušebním zařízení TIRA Test 2300. Průběh zatěžující síly byl zaznamenán tenzometrickým snímačem KAF s rozsahem 100 kN a velikost prodloužení byla měřena extenzometrem MFX 500. Všechny snímače byly použity v souladu s normou ČSN EN ISO 6892-1. Naměřené mechanické hodnoty základního materiálu jsou uvedeny v Tab. 3.3.

Tab. 3.3 Mechanické vlastnosti ZM oceli 1.4162

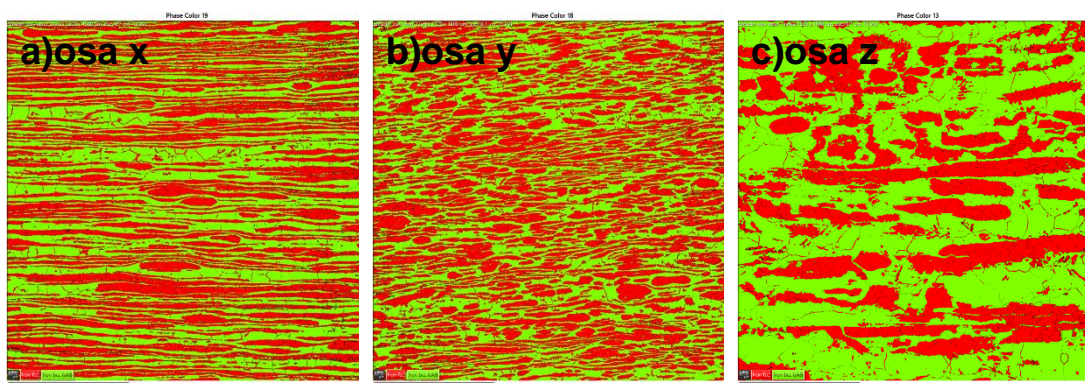
	Průměr vzorku [mm]	Mez kluzu R_e [MPa]	Mez pevnosti R_m [MPa]	Homogenní tažnost [%]	Tažnost A_{30} [%]
Vz.1_RT	7,98	690	848	17,30	34,09
Vz.2_RT	7,98	716	850	9,15	26,06
Vz.3_RT	7,98	704	847	16,57	33,17
Průměrné hodnoty		703 ± 13	848 ± 1,5	14,34 ± 4,5	31,1 ± 4,4

Ke stanovení poměru a procentuálního zastoupení jednotlivých fází v duplexní oceli u základního materiálu bylo provedeno metalografické zpracování a mikroskopické vyhodnocení. Jak se ukázalo později, rozložení a tvar jednotlivých fází ve struktuře nejsou stejné, a proto muselo být mikroskopické vyhodnocení základního materiálu provedeno ve všech třech směrech. Tedy kolmo na směr válcování (osa x), ve směru válcování (osa y) a ve směru tloušťky materiálu (osa z) viz. schematický obrázek Obr. 3.1.



Obr. 3.1 Schematické zobrazení odebrání vzorku

Stanovení poměrů a rozložení fází u základního materiálu v jednotlivých směrech bylo získáno pomocí EBSD detektoru na elektronovém mikroskopu TESCAN Mira 3. Snímání bylo realizováno jednak s krokem snímání $0,7\ \mu\text{m}$ a velikostí snímané plochy $1,5 \times 1,5\ \text{mm}$ a také s krokem $0,5\ \mu\text{m}$ a velikostí snímané plochy $0,5 \times 0,5\ \text{mm}$, která se ukázala jako nedostačující a méně přesná. Výsledky snímání jsou zobrazeny na Obr. 3.2. Červenou barvou jsou znázorněné oblasti austenitu, zelenou barvou oblasti feritu a černou barvou jsou označené oblasti, které se nepodařilo identifikovat.



Obr. 3.2 Rozložení fází v základním materiálu ve všech 3 směrech
a) směr osy x b) směr osy y c) směr osy z

Poměr fází byl stanoven v oblastech o velikosti 1,5x1,5 mm a 0,5x0,5 mm s krokem snímání 0,7 respektive 0,5 μm . Změřené hodnoty jsou uvedeny v Tab. 3.4.

Tab. 3.4 Poměry fází v základním materiálu

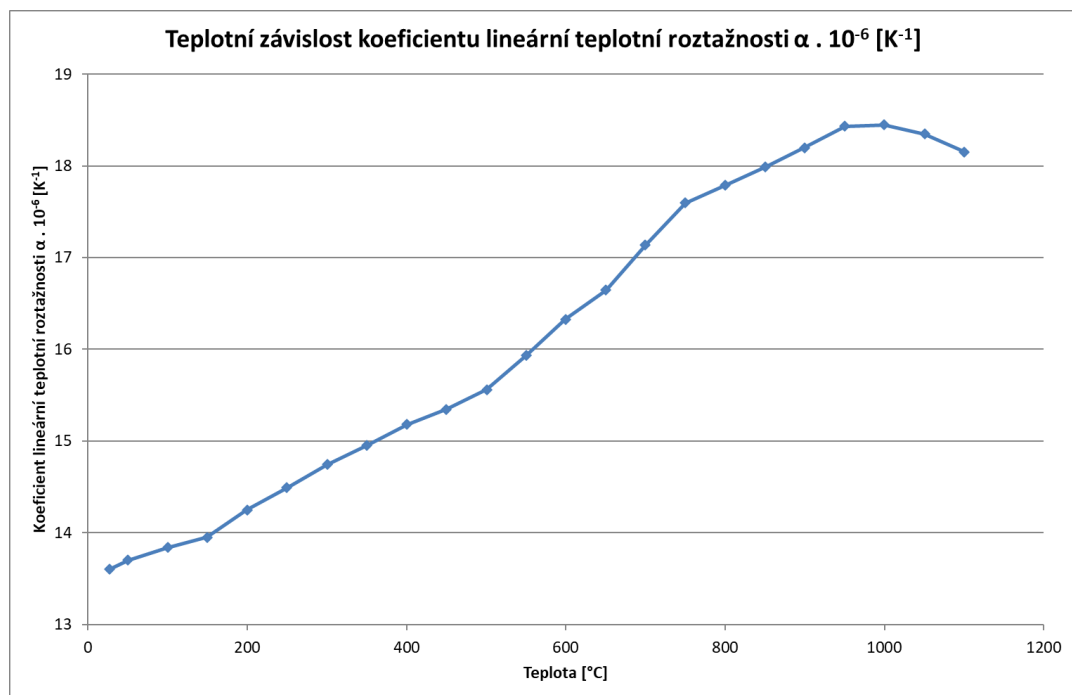
Vzorek	Oblast 1.5 x 1.5 mm (krok 0.7 μm)		
	Podíl austenitu	Podíl feritu	Neidentifikováno
Základní stav směr x	45.9	48.7	5.4
Základní stav směr y	48.4	47.0	4.6
Základní stav směr z	58.6	38.3	3.1
Oblast 0.5 x 0.5 mm (krok 0.5 μm)			
Základní stav směr y	42.4	51.4	6.2
Základní stav směr z	35.4	63.3	1.3

Pomocí elektronového mikroskopu TESCAN Mira 3 byla také zjištěna velikost zrn pro základní materiál oceli 1.4162 ve všech 3 směrech. Snímání bylo realizováno s krokem snímání 0,7 μm a velikostí snímané plochy 1,5x1,5 mm. Dle normy je měření prováděno s rozlišením 100 px. U jemnozrnných ocelí se však používá i menší rozlišení, umožňující detekci i velmi malých zrn. Z tohoto důvodu bylo provedeno další měření s rozlišením 10 px. Získané výsledky jsou uvedeny v Tab. 3.5.

Tab. 3.5 Velikost zrn podle fází v základním materiálu

Vzorek	10 px		100 px	
	Ferit	Austenit	Ferit	Austenit
Základní stav směr x	13.02	8.19	23.68	12.79
Základní stav směr y	11.80	7.82	22.37	12.49
Základní stav směr z	20.45	9.29	38.38	15.26

Dále byl stanoven koeficient lineární teplotní roztažnosti vybrané duplexní oceli. Koeficient byl stanoven na základě dilatometrických křivek naměřených pomocí dilatometru DIL 805L. Dilatometrické měření proběhlo v teplotním intervalu RT až 1100 °C s rychlostí ohřevu 0,5 °C·s⁻¹. Pro dilatometrické testy byl použit vzorek o průměru 3,98 mm a měřené délce 10,02 mm. Z těchto dat byl vypočten koeficient lineární teplotní roztažnosti a jeho teplotní závislost je zobrazena na Obr. 3.3.



Obr. 3.3 Teplotní závislost koeficientu lineární teplotní roztažnosti

3.3 Způsob stanovení zbytkových napětí u duplexní oceli

Dalším úkolem diplomové práce, bylo vytvořit metodiku měření zbytkových napětí v duplexních ocelích. Vzhledem k dualitě struktury těchto ocelí nelze volit stejný přístup, jako při stanovení zbytkových napětí u jednofázových ocelí. Na základě provedené rešerše bylo zjištěno, že zbytková napětí dvoufázových ocelí jsou stanovena jako vážený průměr zjištěných napětí u jednotlivých fází. V praxi to znamená provést měření pomocí rentgenové difrakce s rentgenkou určenou k měření difrakce na kubické prostorově středěné mřížce BCC a následně vyměnit rentgenku určenou pro měření difrakce na kubické plošně středěné mřížce FCC a provést nové měření v identických místech. Pro austenitickou fázi byla použita manganová rentgenka a pro feritickou fázi byla použita rentgenka s chromovou anodou. Následně je třeba pomocí EBSD analýzy stanovit vzájemný poměr fází a výslednou hodnotu zbytkových napětí stanovit jako vážený průměr.

Samotné difrakční měření zbytkových napětí bylo prováděno na přístroji PROTO iXRD COMBO, který je vidět na Obr. 3.4. Výpočet zbytkových napětí byl prováděn pomocí softwaru XRD Win 2000. V Tab. 3.6 jsou uvedeny použité parametry difrakčního experimentu.



Obr. 3.4 Přístroj PROTO iXRD COMBO

Tab. 3.6 Parametry difrakčního experimentu

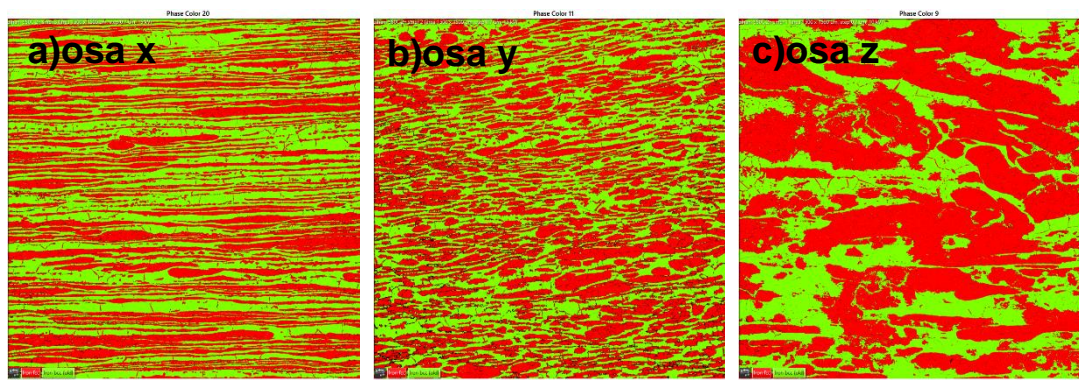
Austenitická fáze	Mn rentgenka
Feritická fáze	Cr rentgenka
Doba expozice	1 s
Kolimátor	∅ 1 mm
Oscilace rentgenky	± 5°
Počet náklonů úhlu β	11
Počet opakování expozice pro každé měřené difrakční maximum	15

K měření zbytkových napětí pomocí rentgenové difrakce dochází pouze na povrchu, v hloubce několika mikrometrů. Z tohoto důvodu je třeba brát zřetel na přípravu vzorků před vlastním měřením. Na výsledku se totiž výrazně projeví jak předchozí technologické zpracování (zpevnění povrchové vrstvy), tak také způsob přípravy vzorku (řezání, obrábění, broušení, leštění atd.). K eliminaci těchto vlivů je možné použít buď elektrolytické odleptání zpevněného povrchu v místě měření, nebo žíhání ke snížení zbytkových napětí.

Při hledání správné metodiky měření zbytkových napětí proto byly některé vzorky podrobeny lokálnímu elektrolytickému leptání. Pro leptání byla použita silikonová hubice vyrobená pomocí 3D tisku. Hubice o rozměrech 7 x 15 mm byla použita z důvodu čtvercového tvaru vzorku, kdy hubice přesně kopírovala povrch zkušební vzorku a tím došlo k rovnoměrnému naleptání. Odleptaná vrstva měla tloušťku 0,2 mm.

Při měření zbytkových napětí pomocí rentgenové difrakce se ale zjistilo, že u leptaných vzorků z dosud nezjištěných důvodů vycházejí rozdílné výsledky a tvary zbytkových napětí. To může značit buď nerovnoměrná zbytková napětí ve dvoufázových ocelích vzniklá při jejich výrobě, nebo problematiku selektivního leptání vícefázových ocelí. Na základě těchto prvotních výsledků bylo rozhodnuto, že vzorky určené pro měření zbytkových napětí po aplikaci teplotních cyklů budou podrobeny žíhání na snížení zbytkových napětí. Tím se zároveň odstraní zpevnění povrchové vrstvy po obrábění.

Žíhání na snížení zbytkových napětí bylo provedeno ve vakuové peci Reetz při teplotě 650 °C a času výdrže na teplotě 2 hodiny. Tyto parametry byly zvoleny na základě zkušeností z technické praxe. Pro posouzení, zda se proces žíhání může nějakým způsobem projevit na změně poměru fází v jednotlivých směrech, musel být znovu stanoven poměr a procentuální zastoupení jednotlivých fází v duplexní oceli. Bylo provedeno metalografické zpracování a mikroskopické vyhodnocení tepelně zpracovaného materiálu ve všech 3 směrech. Tedy kolmo na směr válcování (osa x), ve směru válcování (osa y) a ve směru tloušťky materiálu (osa z) viz. výše Obr. 3.1. Stanovení poměrů a rozložení fází v jednotlivých směrech bylo získáno pomocí EBSD analýzy. Snímání bylo opět realizováno jednak s krokem snímání 0,7 μm a velikostí snímané plochy 1,5x1,5 mm a také s krokem 0,5 μm a velikostí snímané plochy 0,5x0,5 mm. Výsledky snímání jsou zobrazeny na Obr. 3.5 a zjištěné hodnoty jsou uvedeny v Tab. 3.7.



Obr. 3.5 Rozložení fází v žíhaném materiálu ve všech 3 směrech
a) směr osy x b) směr osy y c) směr osy z

Tab. 3.7 Poměry fází ve vyžíhaném materiálu

Vzorek	Oblast 1.5 x 1.5 mm (krok 0.7 μm)		
	Podíl austenitu	Podíl feritu	Neidentifikováno
Žíháno 650 °C 2 hodiny směr x	45.1	51.1	3.8
Žíháno 650 °C 2 hodiny směr y	48.0	44.6	7.4
Žíháno 650 °C 2 hodiny směr z	59.7	38.0	2.3
Oblast 0.5 x 0.5 mm (krok 0.5 μm)			
Žíháno 650 °C 2 hodiny směr y	53.2	44.1	2.7
Žíháno 650 °C 2 hodiny směr z	62.3	34.2	3.5

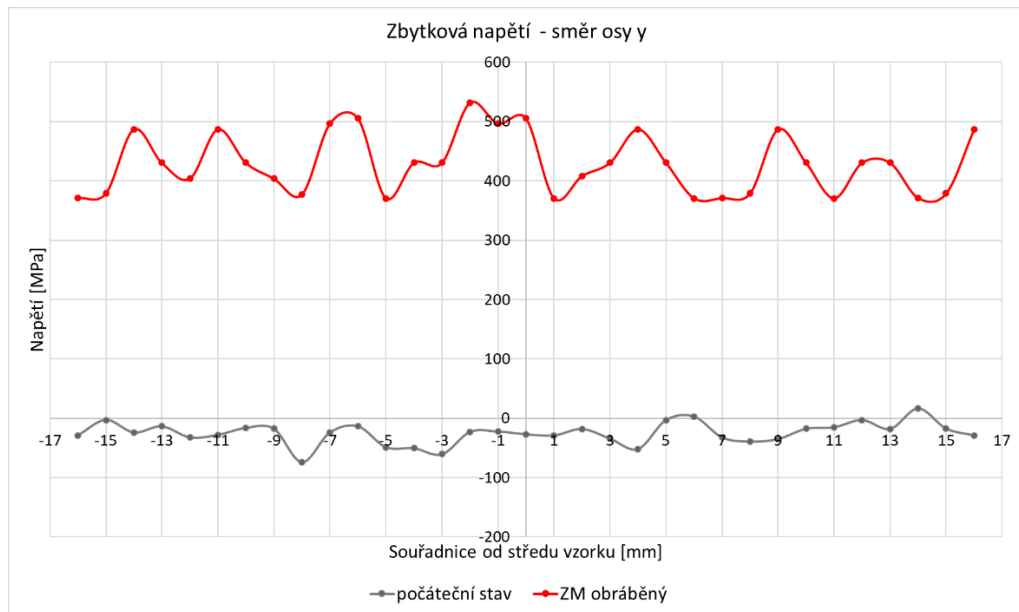
Z Obr. 3.5 a z Tab. 3.7 je zřejmé, že ve směru osy z, tedy ve směru tloušťky materiálu, je poměr a rozložení fází výrazně odlišný od poměrů ve směrech x a y. Z tohoto důvodu bude nutné pomocí rentgenové difrakce měřit obě strany vzorků, vzájemně pootočené o 90 °C.

Při hledání správné metodiky měření zbytkových napětí, byl také posouzen vliv žíhání na mechanické vlastnosti materiálu. Byly měřeny mechanické vlastnosti R_e , R_m , A_g a A_{40} při teplotě okolí u materiálu žíhaného po dobu 2 hodin při 650 °C. Mechanické vlastnosti byly měřeny na vzorcích odebraných ve směru kolmém ke směru válcování. V Tab. 3.8 jsou uvedeny naměřené mechanické hodnoty vyžíhané duplexní oceli.

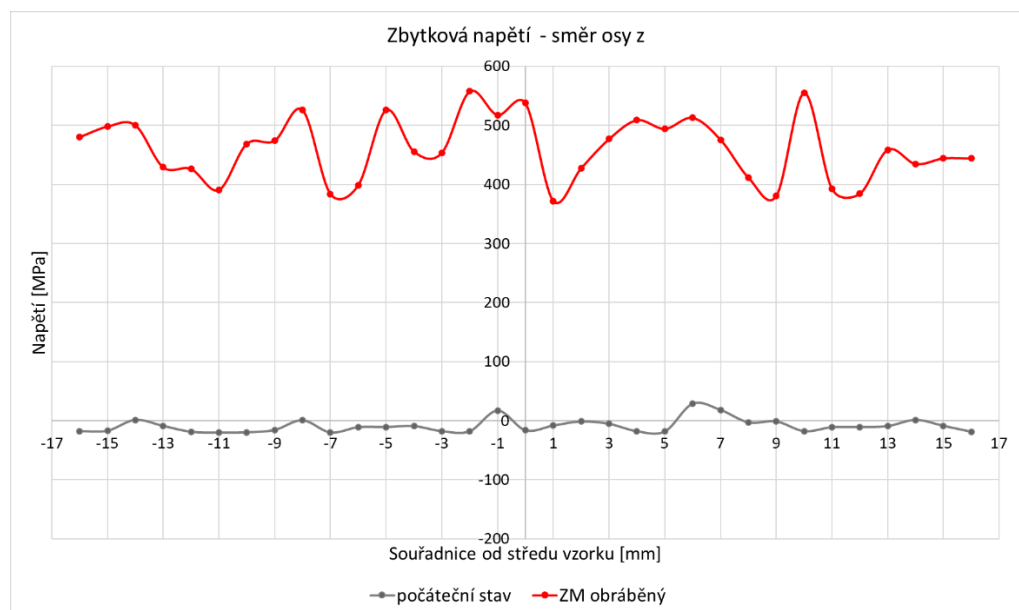
Tab. 3.8 Mechanické vlastnosti oceli 1.4162 po žíhání 650 °C_2 hodiny

	Průměr vzorku [mm]	Mez kluzu R_e [MPa]	Mez pevnosti R_m [MPa]	Homogenní tažnost [%]	Tažnost A_{40} [%]
Vz.1_RT	6,48	480,3	736,2	30,02	39,99
Vz.2_RT	6,47	482,2	739,1	29,00	39,97
Vz.3_RT	6,48	481,1	737,4	29,51	39,99
Průměrné hodnoty		481,2 ± 1	737,6 ± 1,5	29,51 ± 0,5	39,98 ± 0,01

Jak již bylo výše zmíněno, k měření zbytkových napětí pomocí rentgenové difrakce dochází pouze na povrchu vzorku, a proto musely být vzorky žíhány, protože po technologickém zpracování bylo na povrchu vzorku tahové zbytkové napětí. Na Obr. 3.6 a Obr. 3.7 jsou červenou čarou vyobrazena naměřená zbytková napětí v základním materiálu, kdy byla měřena zpevněná povrchová vrstva po obrábění a šedivou čarou jsou vyobrazena vnitřní napětí žíhaných vzorků při teplotě 650 °C po dobu 2 hodin.



Obr. 3.6 Průběh zbytkových napětí – strana ve směru osy y



Obr. 3.7 Průběh zbytkových napětí – strana ve směru osy z

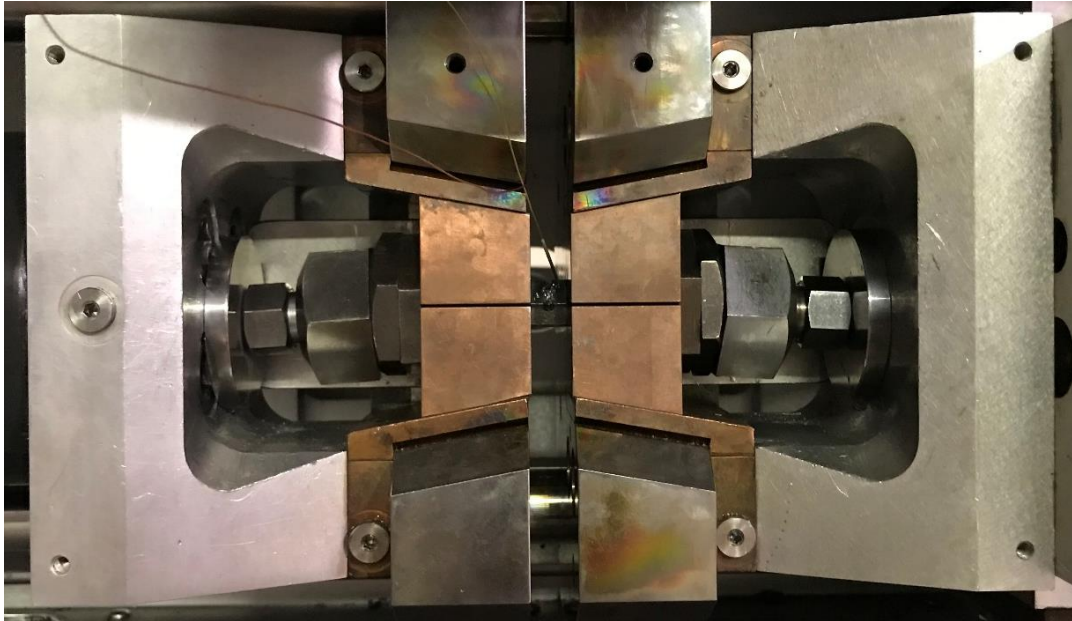
3.4 Výroba vzorků a aplikace teplotních cyklů

Z dodaného polotovaru duplexní oceli 1.4162 o rozměrech 500x350x10 mm, byly vyrobeny vzorky čtvercového průřezu o straně 10 mm. Na koncích vzorků byly vyrobeny závity M10, které slouží k upevnění vzorku do čelistí simulátoru Gleeble. Hotový vzorek je ukázán na Obr. 3.8. Čtvercový tvar vzorku byl zvolen z důvodu přesnějšího měření zbytkových napětí rentgenovou difrakcí tak, aby se nemusela provádět kompenzace tvaru povrchu mající vliv na přesnost měření.



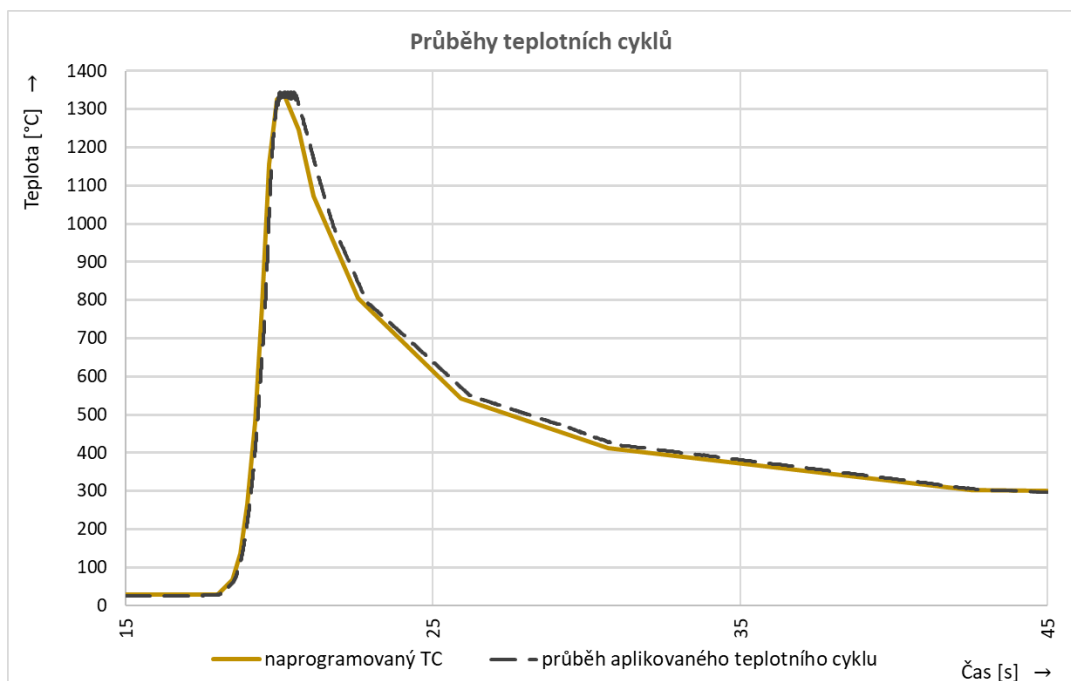
Obr. 3.8 Tvar vzorku použitého pro měření zbytkových napětí po aplikaci teplotních cyklů

Vyžíhané vzorky byly následně podrobeny přesně definovanému teplotnímu cyklu na simulátoru Gleeble 3500. Nejdříve se na vzorek přivařily termočlánky typu K, které slouží k řízení teploty během ohřevu a ochlazování. Termočlánky jsou přivařeny na střed vzorku pomocí kondenzátorové svářečky. Na střed vzorku se termočlánky přivařují z důvodu teplotních gradientů vznikajících ve vzorku, viz. Obr. 2.14. Po přivaření termočlánků se na vzorek našroubují matice, které slouží jednak ke správnému upnutí vzorku, ale především slouží k tomu, aby vzorek mohl být vystaven tahovým i tlakovým napětím. Takto připravený vzorek se vloží do měděných čelistí s plným kontaktem, které omezí výslednou volnou délku na 10 mm. Volná délka vzorku je velmi krátká proto, aby mohl být vzorek dostatečně rychle ochlazován podle naprogramovaného teplotního cyklu. Takto připravená sestava se vloží do pracovní komory simulátoru Gleeble. Vše je zobrazeno na Obr. 3.9.



Obr. 3.9 Připravený vzorek v pracovní komoře simulátoru Gleeble 3500

Díky vysokým rychlostem ohřevu a ochlazování popsaných v kapitole 2.6 je možné na vzorek aplikovat reálné svařovací cykly, které byly změřeny při obloukovém svařování. Pro měření v této diplomové práci byl zvolen teplotní cyklus s maximální teplotou 1340 °C, který byl následně aplikován na připravené vzorky.

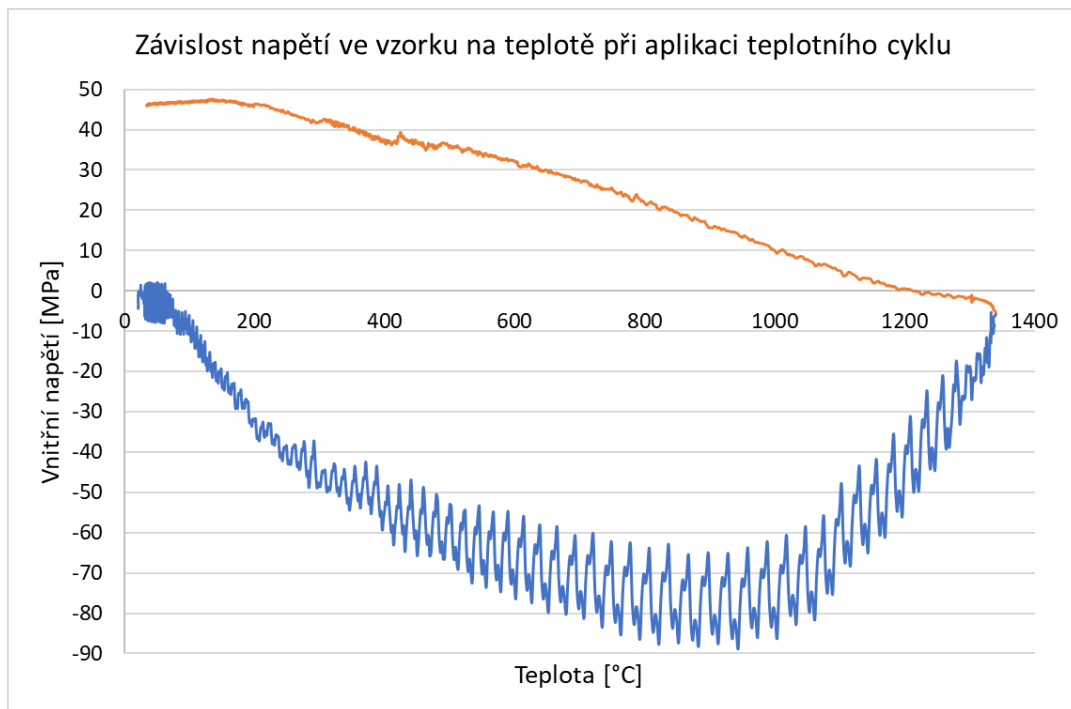


Obr. 3.10 Průběhy teplotních cyklů s maximální teplotou 1340 °C

Na Obr. 3.10 je ukázán naprogramovaný a reálně zaznamenaný teplotní cyklus použitý pro experimenty. Po naprogramování teplotního cyklu, po upnutí vzorku a vyvakuování pracovní komory teplotního simulátoru Gleeble byl test spuštěn. Aplikace teplotního cyklu probíhala u všech vzorků stejně.

System Gleeble umožňuje několik způsobů, kterými řídí proces – napěťově a deformačně. Nejpoužívanější řízení je pomocí síly, kdy je programově definována velikost síly aplikovaná na vzorek. Pokud je tato síla nulová, čelisti se posunují podle údajů ze siloměrné hlavy a tím pádem ve vzorku nevznikají zbytková napětí ani plastické deformace. Variantně může být na vzorek aplikována síla definované velikosti a směru (tah, tlak), která může být v průběhu testu konstantní, nebo proměnlivá. Druhým způsobem je řízení pomocí průtahoměru. Při simulaci svařování je častěji používáno řízení pomocí průtahoměru, pomocí kterého je definována tuhost upnutí, a tedy i relativní pohyb čelistí vůči sobě. Tento způsob řízení byl zvolen při aplikaci teplotních cyklů na jednotlivé vzorky v rámci této diplomové práce.

Konkrétně se jednalo o tuhé upnutí, kdy jsou čelisti po celou dobu zafixovány v jedné poloze a vzorek tak nemůže dilatovat. Při nulové dilataci vzorku vznikají napětí, která jsou kompenzována elastickou a dále i plastickou deformací. Průběh napětí ve vzorku, na nějž byl aplikován teplotní cyklus z Obr. 3.10, je ukázán na Obr. 3.11. Z průběhu napětí je zřejmé, že s rostoucí teplotou stoupá tlakové napětí, a to až do chvíle, kdy je dosaženo meze kluzu v tlaku při dané teplotě (cca při 250 °C). Následně se vzorek zpevňuje a zároveň je plasticky deformován. Při teplotě cca 950 °C dochází k výraznému poklesu tlakových napětí v důsledku intenzivního snížení hodnoty meze kluzu při dané teplotě. Po dosažení maximální teploty cyklu dojde k chlazení vzorku a tlaková napětí se přemění na napětí tahová. Tato napětí narůstají postupně s klesající teplotou.



Obr. 3.11 Průběh napětí ve vzorku v závislosti na teplotě při aplikaci teplotního cyklu 1340 °C

Na Obr. 3.12 je pak ukázán vzorek, po aplikaci teplotního cyklu v přístroji Gleeble 3500. Uprostřed vzorku je viditelná oblast ovlivněná vysokými teplotami a deformacemi, kterých bylo během cyklu dosaženo.



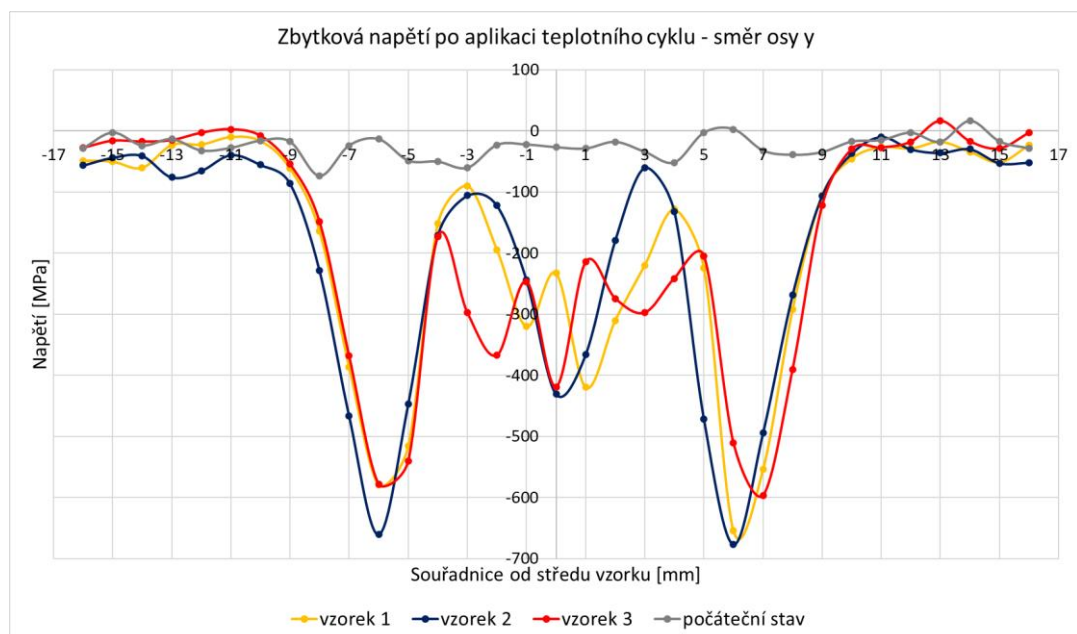
Obr. 3.12 Vzorek po aplikaci teplotního cyklu 1340 °C

3.5 Stanovení zbytkových napětí po aplikaci teplotních cyklů

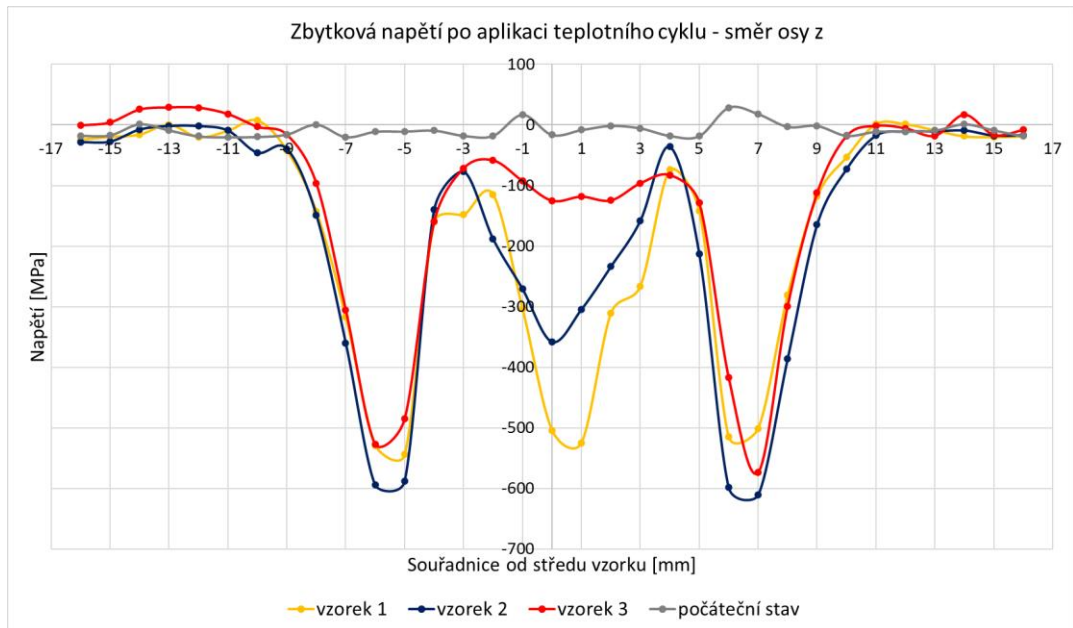
Po aplikaci teplotních cyklů na zkušební vzorky bylo možné přejít k měření vnitřních zbytkových napětí. Celkem bylo zbytkové napětí měřeno u 3 vzorků. Na všechny vzorky byl aplikován identický teplotní cyklus s maximální teplotou

1340 °C. Vzorky byly před aplikací teplotních cyklů žíhány na snížení vnitřních pnutí při teplotě 650 °C po dobu 2 hodin. Důvodem, proč byly realizovány 3 testy za úplně identických podmínek, bylo posouzení opakovatelnosti měření, a relevantnosti získaných výsledků. Tři vzorky byly zvoleny také z důvodu vysoké časové i finanční náročnosti měření a také z důvodu omezení přístroje PROTO iXRD COMBO, který dokáže změřit pouze 99 bodů v rámci jednoho měření. Na jednom vzorku bylo třeba měřit místa vzájemně vzdálená 1 mm, a to ve vzdálenosti ± 16 mm od středu vzorku, tedy 33 bodů. Měření jednoho vzorku (33 bodů) jedním typem rentgenky vyžaduje cca 3,5 hodiny čistého strojního času. S výměnou rentgenek a opětovným snímáním pak měření zbytkových napětí jedné strany vzorku (33 bodů) zabere cca 8,5 hodiny. Ke stanovení zbytkových napětí ve třech vzorcích a ve směrech os y a z byly třeba pro každý typ měření minimálně 4 dny.

Průběhy napětí změřených u vzorků č. 1, 2 a 3 jsou pro osu y znázorněny na Obr. 3.13 a pro osu z na Obr. 3.14. Šedivá čára znázorňuje průběh napětí v počátečním stavu vzorku, tedy po žíhání při 650 °C po dobu 2 hodin.

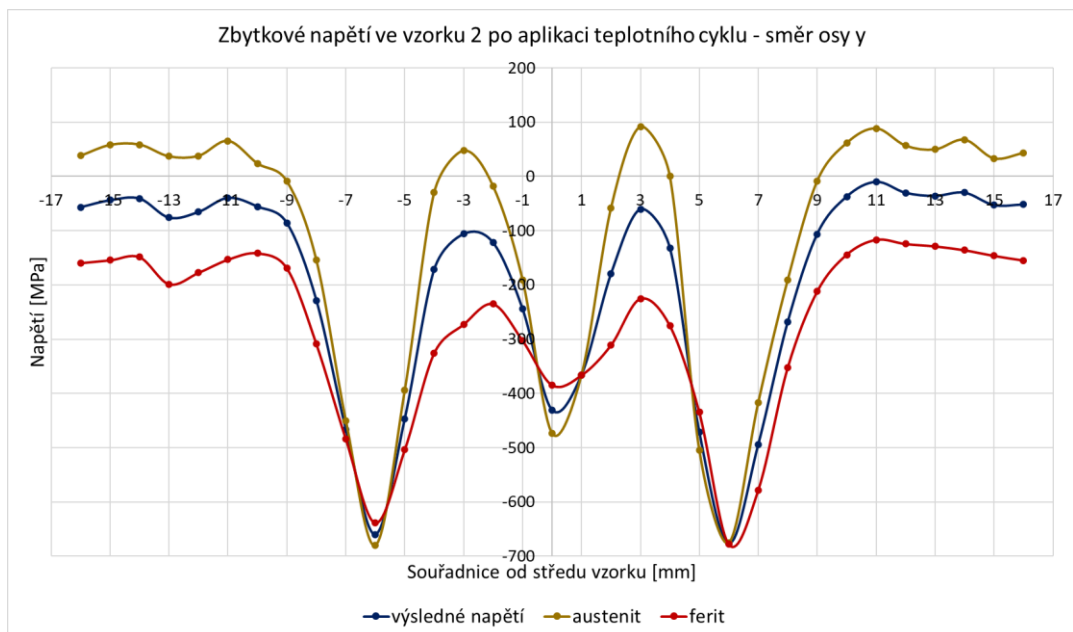


Obr. 3.13 Průběh zbytkových napětí po aplikaci teplotního cyklu – směr osy y

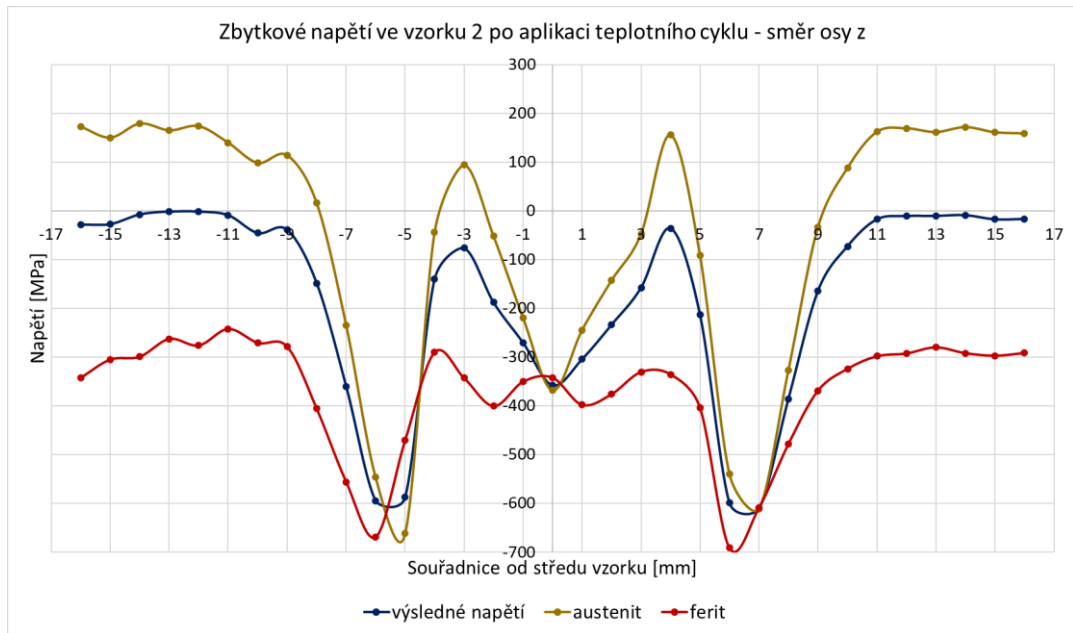


Obr. 3.14 Průběh zbytkových napětí po aplikaci teplotního cyklu – směr osy z

Na následujících obrázcích jsou znázorněny průběhy zbytkových napětí v jednotlivých fázích (austenit a ferit) a průběh výsledného zbytkového napětí ve vybraném vzorku č. 2. Na Obr. 3.15 jsou průběhy napětí měřené na straně vzorku ve směru osy y. Na Obr. 3.16 jsou znázorněny průběhy ve směru osy z.

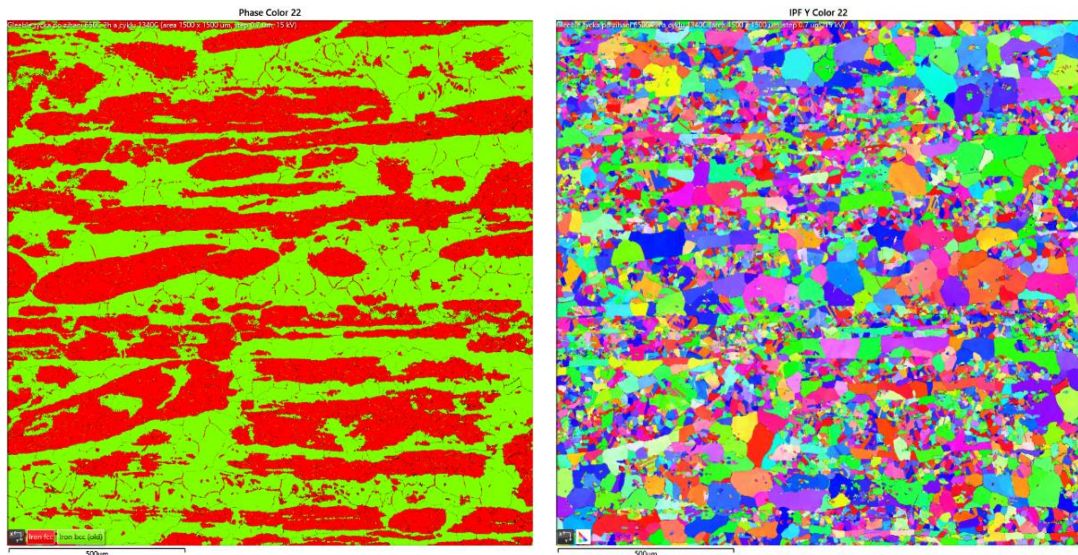


Obr. 3.15 Průběh zbytkových napětí jednotlivých fází (A a F) a výsledného napětí ve vzorku 2 – směr osy y



Obr. 3.16 Průběh zbytkových napětí jednotlivých fází (A a F) a výsledného napětí ve vzorku 2 – směr osy z

Pro posouzení, zda se aplikace teplotního cyklu s maximální teplotou 1340 °C může nějakým způsobem projevit na změně poměru fází v materiálu, musel být znovu stanoven poměr a procentuální zastoupení jednotlivých fází v duplexní oceli. Pomocí elektronového mikroskopu byla také zjištěna velikost zrn v materiálu, který byl ovlivněn aplikovaným teplotním cyklem. Bylo provedeno metalografické zpracování a mikroskopické vyhodnocení materiálu ovlivněného teplotním cyklem. Stanovení poměru, rozložení fází a velikosti zrn v ovlivněném materiálu bylo získáno pomocí EBSD analýzy. Snímání bylo opět realizováno s krokem snímání 0,7 μm a velikostí snímané plochy 1,5x1,5 mm. Výsledky snímání jsou zobrazeny na Obr. 3.17. V Tab. 3.9 je uvedeno procentuální zastoupení jednotlivých fází v duplexní oceli po aplikaci teplotního cyklu. V Tab. 3.10 je uvedena velikost zrn podle fází po aplikaci teplotního cyklu 1340 °C.



Obr. 3.17 EBSD analýza ovlivněného vzorku teplotním cyklem 1340 °C – směr osy z

Tab. 3.9 Podíl jednotlivých fází po aplikaci teplotního cyklu 1340 °C

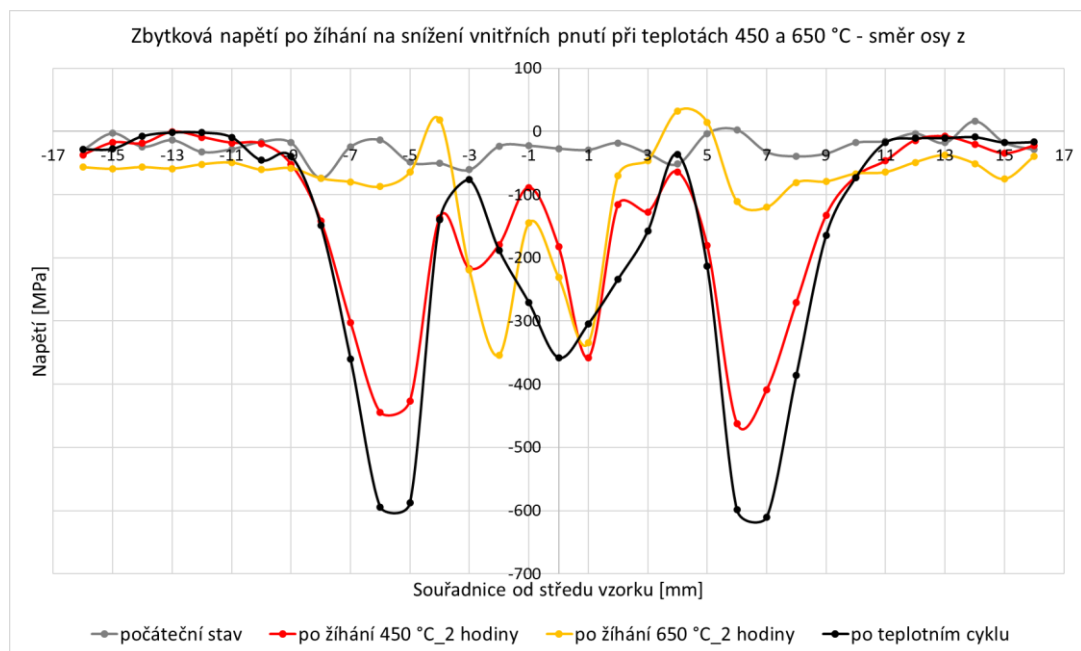
Vzorek	Oblast 1.5 x 1.5 mm (krok 0.7 µm)		
	Podíl austenitu	Podíl feritu	Neidentifikováno
Žiháno 650 °C 2 hodiny směr z	59.7	38.0	2.3
Po teplotním cyklu 1340 °C směr z	46.4	50.7	2.9

Tab. 3.10 Velikost zrn podle fází po aplikaci teplotního cyklu 1340 °C

Vzorek	10 px		100 px	
	Ferit	Austenit	Ferit	Austenit
Žiháno 650 °C 2 hodiny směr z	12.93	9.12	28.71	14.78
Po teplotním cyklu 1340 °C směr z	15.26	8.79	29.35	14.15

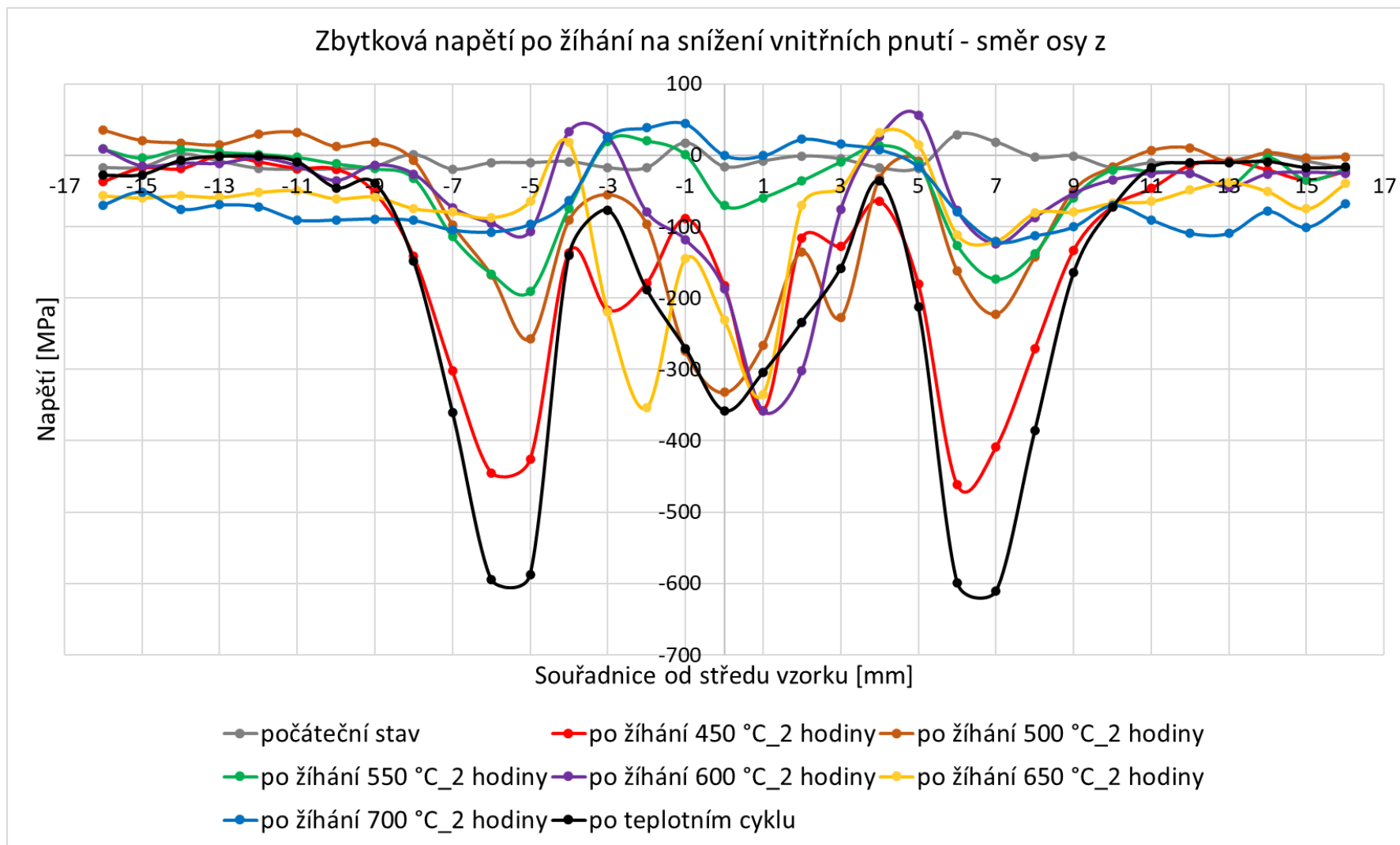
Vliv žíhání na změnu velikosti vnitřních napětí

V další části experimentu byl posouzen vliv teploty při žíhání na snížení zbytkových napětí, na změnu velikosti zbytkových napětí ve zkušebních vzorcích, na nichž byly aplikovány teplotní cykly. Vzorky byly nejprve žíhány při teplotě 650 °C po dobu 2 hodin z důvodu odstranění napjatosti po obrábění. Dále na tyto vzorky byl simulován teplotní cyklus s maximální teplotou 1340 °C. Po aplikaci teplotního cyklu a změření hodnot zbytkových napětí byly zkušební vzorky podrobeny žíhání na snížení vnitřních napětí ve vakuové peci Reetz. Žíhání probíhalo po dobu 2 hodin nejprve při teplotě 450 °C a po žíhání bylo změřeno zbytkové napětí pomocí rentgenové difrakce. Měření probíhalo za identických podmínek a ve stejných bodech jako u měření napjatosti po aplikaci teplotního cyklu. Dále bylo provedeno žíhání při teplotě 650 °C po dobu 2 hodin a opět bylo změřeno zbytkové napětí. Tato zbytková napětí po žíhání při 450 °C a při 650 °C po dobu 2 hodin byla měřena pouze ve směru osy z. Výsledky těchto měření jsou na Obr. 3.18.

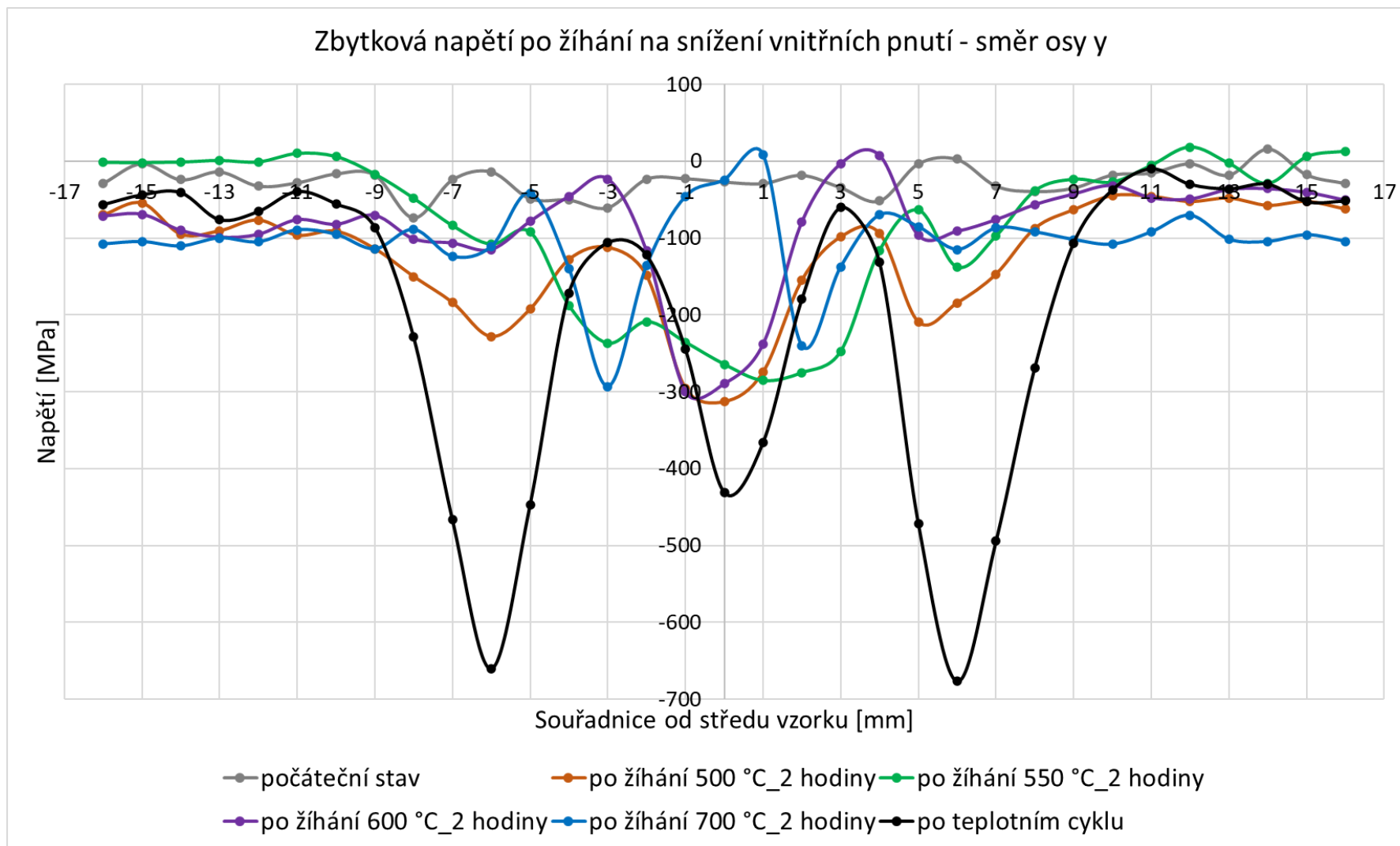


Obr. 3.18 Průběh zbytkových napětí po žíhání při 450 a 650 °C po dobu 2 hodin – směr osy z

Z grafu je vidět výrazná změna velikosti i tvaru rozložení zbytkových napětí. Z tohoto důvodu byly vzorky podrobeny žíhání při teplotách 500, 550, 600 a 700 °C. Tyto teploty byly zvoleny z důvodu posouzení vlivu žíhání na hodnoty a tvary zbytkových napětí, aby byl doplněn trend posouvání napětí k nižším hodnotám. Po vyžhání vzorků bylo opět pomocí rentgenové difrakce změřeno zbytkové napětí. Zbytková napětí po žíhání při teplotách 500, 550, 600 a 700 °C byla měřena ve směru osy y i z. Na Obr. 3.19 jsou znázorněny naměřené křivky zbytkových napětí ve směru osy z po žíhání při různých teplotách. Na Obr. 3.20 jsou naměřená zbytková napětí ve směru osy y po žíhání při 500, 550, 600 a 700 °C. Šedivá čára opět značí počáteční stav napjatosti ve zkušebních vzorcích, tedy po žíhání při 650 °C po dobu 2 hodin. Černá křivka znázorňuje zbytkovou napjatost vzorku, na který byl aplikován teplotní cyklus s teplotou 1340 °C. Další křivky znázorňují hodnoty zbytkových napětí po žíhání při různých teplotách.



Obr. 3.19 Průběh zbytkových napětí po aplikaci žihání na snížení pnutí při různých teplotách – směr osy z



Obr. 3.20 Průběh zbytkových napětí po aplikaci žíhání na snížení pnutí při různých teplotách – směr osy y

4. Diskuze výsledků

Cílem experimentální části této diplomové práce bylo zjistit, jaký vliv bude mít aplikace teplotních cyklů na velikost a tvar zbytkových napětí u vzorků z duplexní oceli a také to, jakým způsobem bude možné zbytková napětí upravit žíháním na snížení zbytkových napětí. V první části experimentu bylo provedeno rozdělení duplexních ocelí a výběr vhodného typu oceli pro experimentální měření. Dále byly stanoveny základní mechanické vlastnosti vybrané oceli 1.4162 a také teplotní závislost koeficientu lineární roztažnosti. V rámci strukturní analýzy byl pomocí EBSD měření stanoven podíl feritické a austenitické fáze a velikost zrna. Zatímco mechanické vlastnosti odpovídali předpokládaným hodnotám, překvapivé výsledky ukázala strukturní analýza. Zatímco vzájemný poměr austenitu a feritu byl ve směru os x a y prakticky identický (i když tvar jednotlivých oblastí byl různě deformován podle směru válcování), ve směru osy z (ve směru tloušťky materiálu) byl poměr výrazně odlišný. Uvedené zjištění se výrazně projevilo na způsobu vyhodnocení zbytkových napětí, respektive podílu napětí jednotlivých fází na celkové hodnotě zbytkové napjatosti. Proto bylo a s největší pravděpodobností bude i do budoucna nutné měřit zbytková napětí minimálně ve dvou různých směrech.

Dalším úkolem experimentální části bylo stanovení metodiky měření zbytkových napětí u duplexních ocelí. Během hledání a optimalizace metodiky bylo zjištěno, že odleptání zpevněné povrchové vrstvy, které je běžně využíváno u jednofázových ocelí, není možné u duplexních ocelí využít s dostatečně vypovídající hodnotou. Důvodem může být jednak případná lokální heterogenita, spíše je však pravděpodobným důvodem selektivní leptání dílčích fází, mající vliv na difrakci rentgenového paprsku. K potvrzení uvedených domněnek by ale bylo třeba provést podrobnější analýzy.

Proto bylo třeba provést na vzorcích nejprve žíhání na snížení zbytkových napětí (650 °C po dobu 2 hodin) a teprve poté stanovit základní úroveň zbytkových napětí. Měření proběhlo na speciálně tvarovaných vzorcích ve směru os y a z. Přestože byl v jednotlivých směrech výrazný rozdíl v poměru jednotlivých fází, úroveň zbytkových napětí (Obr. 3.6 a Obr. 3.7) byla po

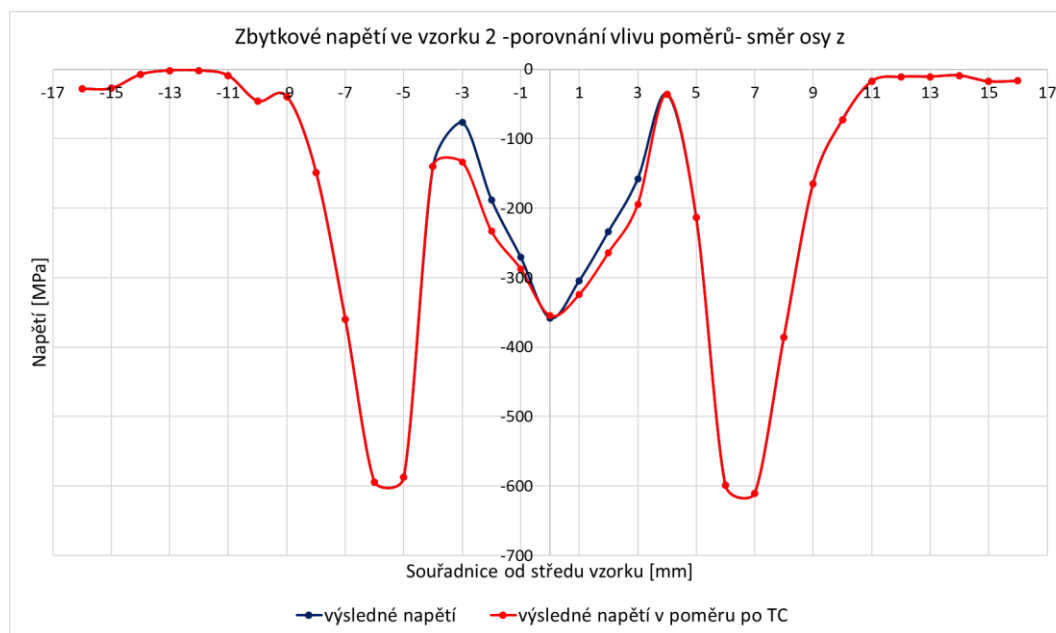
tepelném zpracování identická, oscilující okolo nulové hodnoty. Důležitým faktem dále bylo, jak se žíhání projeví na změně mechanických vlastností, případně na změně rozložení a poměru jednotlivých fází. Výsledné analýzy ukázaly, že žíhání nemá žádný vliv na vzájemný poměr fází v jednotlivých směrech. Kde se však výrazně projevilo, byla změna mechanických vlastností. Po žíhání klesla mez kluzu R_e o 220 MPa, tedy o 31,6 %. Došlo také k poklesu meze pevnosti R_m o 110 MPa, tedy o 13 %. Naopak žíháním se významně zvýšila homogenní tažnost A_g a to z 15 % na dvojnásobek, tedy na 30 %.

Po vyhodnocení vlivu žíhání již bylo možné přistoupit k posouzení vlivu teplotního cyklu na velikost a rozložení zbytkových napětí ve vzorku. Konkrétně se jednalo o simulaci svařovacího cyklu s maximální teplotou 1340 °C a tuhým upnutím, aplikovaným na tři identické vzorky. Vyhodnocení ukázalo jednak aplikovatelnost metodiky měření zbytkových napětí u duplexních ocelí, ale hlavně velmi dobrou opakovatelnost jak teplotních cyklů, tak způsobu měření zbytkových napětí. Jak ukazují Obr. 3.13 a Obr. 3.14, průběhy zbytkových napětí jsou téměř identické, jediné výraznější odchylky jsou u vzorků měřených ve směru osy z ve vzdálenosti ± 1 mm od středu vzorku. Tedy v místech největší plastické deformace. Rovněž zajímavý je fakt, že všechna zbytková napětí jsou tlaková. Zatímco jsou u svarů běžných konstrukčních ocelí zbytková napětí ve větších vzdálenostech od svaru tlaková a v TOO a svarovém kovu přecházejí do tahových napětí, u duplexní oceli 1.4162 se vyskytovala pouze tlaková napětí.

Zajímavá je rovněž informace o rozložení zbytkových napětí v jednotlivých fázích. Jak je zřejmé z obrázků Obr. 3.15 a Obr. 3.16, tak zbytková napětí v austenitu vychází částečně v tahu, ale zbytková napětí ve feritu jsou vždy tlaková. Zároveň je z obrázků zřejmé, že rozložení a hodnoty zbytkových napětí jednotlivých fází vychází ve směru os y a z odlišně. Po zahrnutí vzájemného poměru fází v jednotlivých směrech jsou ale výsledné průběhy napětí ve směru os y a z téměř identické. Tím bylo ověřeno, že stanovené poměry fází byly správně přiřazeny jednotlivým stranám vzorku.

Dále bylo provedeno posouzení, zda se aplikace teplotního cyklu projevila na změně poměru fází a byl tedy znovu stanoven poměr a procentuální

zastoupení jednotlivých fází. Z Obr. 4.1. a Tab. 3.9 je zřejmé, že aplikovaný teplotní cyklus měl na rozložení feritu a austenitu vliv a procentuální zastoupení jednotlivých fází se změnilo. Změna rozložení a podílu feritu a austenitu byla pravděpodobně způsobena vzniklou plastickou deformací. Poměr se tedy přiblížil k hodnotám deformovaných stran vzorku ve směru os x a y. Pomocí elektronového mikroskopu byla také zjištěna velikost zrn v materiálu a dle Tab. 3.10 je zřejmé, že aplikace teplotního cyklu se neprojevila na velikosti zrn v materiálu. Velikost zrn byla pouze nepatrně odlišná, u austenitu o 4,3 % a u feritu o 2,2 %. Tyto malé odchylky se dají považovat za chybu měření a aplikace teplotního cyklu tedy neměla vliv na velikost zrn.



Obr. 4.1 Průběh zbytkových napětí – porovnání vlivu poměrů – směr osy z

Na Obr. 4.1 je znázorněn vliv změny poměru austenitu a feritu po aplikaci teplotního cyklu. Vliv byl vyhodnocen v oblasti ± 3 mm od středu vzorku, protože v této oblasti vznikla plastická deformace způsobená vysokou teplotou. Modrá křivka znázorňuje výsledná zbytková napětí odpovídající poměru fází v materiálu žíhaného při 650 °C po dobu 2 hodin. Červená křivka značí výsledné napětí ve vzorku, odpovídající zjištěnému poměru fází po aplikaci teplotního cyklu. Z Obr. 4.1 je zřejmé, že změna procentuálního

zastoupení jednotlivých fází ve zplastizované oblasti nemá na výsledné napětí výrazný vliv.

Posledním cílem práce bylo posoudit vliv žíhání na velikost i tvar zbytkových napětí. Nejprve byly vzorky žíhány při teplotě 450 °C a následně při 650 °C po dobu 2 hodin viz. Obr. 3.18. Žíháním při teplotě 450 °C bylo dosaženo poklesu zbytkových pnutí ve vzdálenosti od středu vzorku ± 6 mm o 150 MPa, tedy o 25 %. Během žíhání při 650 °C došlo jednak k dalšímu snížení maximálních tlakových napětí, ale zároveň došlo k přesunu oblasti maximálních napětí ze vzdálenosti ± 6 mm do vzdálenosti ± 2 mm. Na základě uvedených zjištění bylo rozhodnuto vliv žíhací teploty podrobněji prozkoumat, a proto byly vzorky po teplotních cyklech žíhány ještě při teplotách 500, 550, 600 a 700 °C. Z Obr. 3.19 a Obr. 3.20 je zřejmé, že zvyšování teplot žíhání má významný vliv na hodnoty zbytkových napětí. S vyšší žíhací teplotou dochází ke změně velikosti i rozložení vnitřních napětí. S rostoucí žíhací teplotou došlo k přesunu oblastí maximálních zbytkových napětí blíže ke středu vzorku. Při teplotách žíhání vyšších než 550 °C se hodnoty zbytkových napětí okolo středu vzorku začínají opět zvyšovat, a to až do teploty 650 °C. To je samozřejmě nežádoucí. Žíháním se ale snižují mechanické vlastnosti materiálu, a proto je třeba zvolit optimální žíhací teplotu, při které dojde ke snížení vnitřních napětí, ale zároveň nedojde k tak výraznému poklesu mechanických vlastností materiálu. Proto je tedy teplota 550 °C optimální, protože dojde k výraznému poklesu zbytkových napětí, ale zároveň nedojde k tak výraznému poklesu mechanických vlastností materiálu.

5. Závěr

Cílem této práce bylo posouzení vlivu svařování (teplotního cyklu) a tepelného zpracování na hodnoty a rozložení zbytkových napětí ve vzorcích z duplexní oceli. Zbytková napětí vznikají při každém technologickém zpracování materiálu, a proto je velmi důležité znát jejich hodnoty a případné možnosti jejich snižování. Nežádoucí zbytková napětí (především tahová) negativně ovlivňují životnost konstrukcí (statická a dynamická), a proto je třeba tato napětí eliminovat.

Při experimentech bylo zjištěno, že zbytková napětí se dají eliminovat pomocí žíhání na snížení vnitřních pnutí téměř na nulovou hodnotu. Tento proces má ale také své nevýhody, protože žíháním se snižují mechanické vlastnosti materiálu. Je tedy třeba zvolit optimální žíhací teplotu, při které dojde ke snížení vnitřních napětí, ale zároveň nedojde k výraznému poklesu mechanických vlastností materiálu.

Výsledky experimentů prováděných na vzorcích z duplexní oceli 1.4162 lze shrnout následovně:

1. Vzhledem k dualitě struktury duplexních ocelí je třeba správně stanovit poměr austenitické a feritické fáze, který je nezbytný pro správný výpočet zbytkových napětí váženým průměrem.
2. U duplexní oceli 1.4162 je třeba brát v úvahu rozdílné rozložení a poměry fází ve směru osy y a z. Na základě výsledků analýz ve směru y a z je třeba měřit obě hrany vzorku a správně přiřadit poměry fází k jednotlivým hranám.
3. Zbytková napětí vznikající během svařování duplexní oceli jsou v celém rozsahu tlaková.
4. Hodnoty zbytkových napětí jsou závislé na žíhací teplotě. S rostoucí teplotou se mění velikost i rozložení zbytkových napětí. Oproti běžným konstrukčním ocelím jsou duplexní oceli specifické svým chováním z pohledu velikosti žíhacích teplot.
5. Žíhací teplota 550 °C po dobu 2 hodin se ukázala jako optimální vzhledem k relaxaci napětí a mechanickým vlastnostem materiálu.

Seznam použité literatury

- [1] KRAUS, Ivo a Valerij Vasiljevič TROFIMOV. *Rentgenová tenzometrie*. Praha: Academia, 1988, 247 s. ISBN (Váz.).
- [2] ČÍHAL, Vladimír. *Korozivzdorné oceli a slitiny*. Praha: Academia, 1999. ISBN 80-200-0671-0.
- [3] DULAVA, Martin, Jaroslav ŠENBERGER a Antonín ZÁDĚRA. Dezoxidace duplexních korozivzdorných ocelí. *Slévárství*. 2012, **60**(7-8). ISSN 0037-6825.
- [4] MUSIL, Miloslav a Jaromír MORAVEC. *Výroba a aplikované inženýrství ve svařování: výukové materiály pro kurzy Mezinárodní svářečský inženýr IWE, Mezinárodní svářečský technolog IWT*. 1. vydání. Česká Třebová: DOM-ZO 13, s.r.o., 2017. ISBN 978-80-906720-0-0.
- [5] NEUMANN, Heinz. *Teorie svařování a pájení*. Liberec: Technická univerzita v Liberci, 2014. ISBN 978-80-7494-171-9.
- [6] KOU, Sindo. *Welding metallurgy* [online]. Druhé vydání, John Wiley and Sons, Inc.,. USA, 2003 [cit. 2021-02-04]. Dostupné z: <http://www.elcoweld.com/files/editor/downloads/elmi/WELDING%20METALLURGY.pdf>
- [7] HUDEC, Zdeněk. *Deformace a napětí při svařování*. Vyd. 1. Liberec: Technická univerzita v Liberci, 1998. ISBN 80-7083-313-0.
- [8] KRAUS, Ivo a Nikolaj GANEV. *Technické aplikace difrakční analýzy*. Vyd. 1. Praha: Vydavatelství ČVUT, 2004. ISBN 80-01-03099-7.
- [9] ZIMMER, Wolfgang. Vibrace odstraňují vnitřní napětí v materiálech. *MM Průmyslové spektrum* [online]. **92010** [cit. 2021-01-28]. Dostupné z: <https://www.mmspektrum.com/clanek/vibrace-odstranuji-vnitri-napeti-v-materiallech.html>

- [10] PTÁČEK, Luděk. *Nauka o materiálu II*. 2. opr. a rozš. vyd. Brno: CERM, 2002. ISBN 80-7204-248-3.
- [11] PILOUS, Václav. Tepelné zpracování konstrukcí svařených z normalizačně žíhaných a normalizačně válcovaných ocelí S235 a S355 ve shodě s ČSN EN ISO 17663. *Konstrukce* [online]. [cit. 2021-01-29]. Dostupné z: <http://old.konstrukce.cz/clanek/tepelne-zpracovani-konstrukci-svarenych-z-normalizacne-zihanych-a-normalizacne-valcovanych-oceli-s235-a-s355-ve-shode-s-csn-en-iso-17663/>
- [12] VÁCLAVÍK, Jaroslav, Zbyněk BUNDA, Petr BOHDAN a Otakar WEINBERG. *Aplikace vybraných metod pro měření zbytkového napětí* [online]. Seč u Chrudimy, 2012 [cit. 2021-01-31]. Dostupné z: https://www.ndt.net/article/defektoskopie2012/papers/271_p.pdf
- [13] BAKALOVA, Totka. *Vliv materiálových a technologických parametrů obrábění na napětí v povrchové vrstvě a vlastnosti dynamicky namáhaných strojních součástí*. Liberec, 2010. Disertační práce. TUL.
- [14] KOLAŘÍK, Kamil a Nikolaj GANEV. *Difrakční a tenzometrická analýza povrchů ocelí po nekonvenčních metodách obrábění* [online]. 2006 [cit. 2021-02-02]. Dostupné z: <https://www.xray.cz/ms/bul2006-2/kolarik.pdf>
- [15] KRAUS, Ivo a Nikolaj GANEV. *Difrakční analýza mechanických napětí*. Praha: ČVUT, 1995. ISBN ISBN 80-01-01366-9.
- [16] TROJAN, Karel. *Strukturní charakteristiky svarů vytvořených pokročilými technologiemi*. Praha, 2014. Diplomová práce. FJFI, ČVUT.
- [17] MORAVEC, Jaromír a Josef BRADÁČ. *Možnosti a využití teplotně-napěťového simulátoru Gleeble při výzkumu technologické zpracovatelnosti materiálů*. Liberec: Technická univerzita, 2014. ISBN 978-80-7494-138-2.
- [18] *Gleeble systems*. In: *Dynamic systems inc*. [online]. 2020 [cit. 2021-01-29]. Dostupné z: <https://www.gleeble.com/>

- [19] BUKOVSKÁ, Šárka. *Vliv teplotního cyklu na kinetiku růstu zrna a změnu mechanických vlastností u jemnozrnné oceli S700MC*. Liberec, 2019. Bakalářská práce. TUL.
- [20] VRABEC, Zdeněk. *Vliv druhu materiálu a tvaru čelistí na teplotní gradient při ohřevu testovacích vzorků v přístroji Gleeble 3500*. Liberec, 2014. Diplomová práce. TUL.
- [21] ŠENBERGER, Jaroslav, Zdeněk BŮŽEK, Antonín ZÁDĚRA, Karel STRÁNSKÝ a Václav KAFKA. *Metalurgie oceli na odlitky*. Brno: Vysoké učení technické v Brně - nakladatelství VUTRUM, 2008. ISBN 978-80-214-3632-9.
- [22] ARMAS, Alberto. *Duplex Stainless Steels: Brief History and Some Recent Alloys* [online]. [cit. 2021-02-24]. Dostupné z: https://www.researchgate.net/publication/237541303_Duplex_Stainless_Steels_Brief_History_and_Some_Recent_Alloys
- [23] *Practical Guidelines for the Fabrication of Duplex Stainless Steels* [online]. Třetí vydání. Velká Británie: IMOA: The International Molybdenum Association, 2014 [cit. 2021-02-04]. ISBN 978-1-907470-09-7. Dostupné z: https://www.imoa.info/download_files/stainless-steel/Duplex_Stainless_Steel_3rd_Edition.pdf
- [24] Materiálový list 1.4162. *Techportál* [online]. [cit. 2021-04-28]. Dostupné z: https://www.techportal.cz/33/euro-normy-en-uniqueidgOkE4NvrWuOKaQDKuox_Z2IM4iJOhS7wy0VnZiUL3gY/