

ČESKÉ VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V PRAZE

Fakulta strojní

Ústav strojírenské technologie

BAKALÁŘSKÁ PRÁCE

**MODERNÍ MATERIÁLY V AUTOMOBILOVÉM PRŮMYSLU A
JEJICH VLASTNOSTI Z HLEDISKA TVÁŘENÍ**

Autor: Jan Havelka

Studijní program: Teoretický základ strojního inženýrství

Vedoucí práce: Ing. Michal Valeš

Praha 2018

I. OSOBNÍ A STUDIJNÍ ÚDAJE

Příjmení: **Havelka** Jméno: **Jan** Osobní číslo: **459870**
Fakulta/ústav: **Fakulta strojní**
Zadávající katedra/ústav: **Ústav strojírenské technologie**
Studijní program: **Teoretický základ strojního inženýrství**
Studijní obor: **bez oboru**

II. ÚDAJE K BAKALÁŘSKÉ PRÁCI

Název bakalářské práce:

Moderní materiály v automobilovém průmyslu a jejich vlastnosti z hlediska tváření

Název bakalářské práce anglicky:

Modern materials used in automotive industry a their mechanical properties

Pokyny pro vypracování:

1. Úvod do problematiky tváření
2. Rešeršní přehled současného stavu
3. Přehled perspektivních moderních materiálů s ohledem na snižování hmotnosti karoserie automobilů
4. Závěrečné zhodnocení

Seznam doporučené literatury:

dle pokynů vedoucího

Jméno a pracoviště vedoucí(ho) bakalářské práce:

Ing. Michal Valeš, ústav strojírenské technologie FS

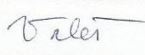
Jméno a pracoviště druhé(ho) vedoucí(ho) nebo konzultanta(ky) bakalářské práce:

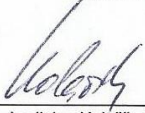
Ing. František Tatíček, Ph.D., ústav strojírenské technologie FS

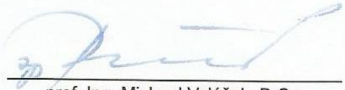
Datum zadání bakalářské práce: **19.04.2018**

Termín odevzdání bakalářské práce: **10.08.2018**

Platnost zadání bakalářské práce: **10.08.2018**


Ing. Michal Valeš
podpis vedoucí(ho) práce


doc. Ing. Ladislav Kolářik, Ph.D.
podpis vedoucí(ho) ústavu/katedry


prof. Ing. Michael Valášek, DrSc.
podpis děkana(ky)

III. PŘEVZETÍ ZADÁNÍ

Student bere na vědomí, že je povinen vypracovat bakalářskou práci samostatně, bez cizí pomoci, s výjimkou poskytnutých konzultací.
Seznam použité literatury, jiných pramenů a jmen konzultantů je třeba uvést v bakalářské práci.

9..5. 2018
Datum převzetí zadání

Havelka
Podpis studenta

Prohlášení:

Prohlašuji, že jsem svou bakalářskou práci vypracoval samostatně, pod odborným dohledem vedoucího Ing. Michala Valeše. Práce je vypracována na základě materiálů uvedených v seznamu použité literatury.

V Praze dne 25. 7. 2018

.....

Jan Havelka

Poděkování:

Rád bych touto cestou vyjádřil poděkování vedoucímu práce Ing. Michalu Valešovi za jeho cenné rady, vstřícnost a trpělivost při vedení mé bakalářské práce. Rovněž bych chtěl poděkovat konzultantovi Ing. Františku Tatíčkoví, Ph.D. za užitečné rady a věcné připomínky. Na závěr bych chtěl poděkovat společnosti ŠKODA AUTO, a.s. za poskytnutí materiálu k testování.

Anotace

Vysoká škola:	ČVUT v Praze, Fakulta strojní
Ústav:	Ústav strojírenské technologie
Název bakalářské práce:	Moderní materiály v automobilovém průmyslu a jejich vlastnosti z hlediska tváření
Akademický rok:	2017/2018
Autor:	Jan Havelka
Vedoucí práce:	Ing. Michal Valeš

Abstrakt:

Bakalářská práce poskytuje náhled do problematiky materiálů užívaných v automobilovém průmyslu a důvodů jejich dalšího vývoje z hlediska redukce hmotnosti. Snaha snížit celkovou hmotnost automobilů vede k rostoucí poptávce po moderních vysokopevnostních ocelích. Práce se tedy zabývá těmito moderními materiály a jejich vlastnostmi, které je předurčují pro specifické technické aplikace. Zkoumá vliv chemického složení a technologického procesu tepelného zpracování na výsledné mechanické vlastnosti moderních ocelí. Experimentální část pak zkoumá vlastnosti materiálu MBW 1500 + AS150 a jejich následnou změnu způsobenou vlivem procesu tepelného zpracování.

Klíčová slova: vysokopevnostní oceli, snížení hmotnosti, tepelné zpracování, tvařitelnost automobilový průmysl

Rozsah práce a příloh:

Počet stran:	61
Počet obrázků:	54
Počet tabulek:	26

Annotation

University: CTU in Prague, Faculty of Mechanical Engineering
Department: Department of Manufacturing Technology
Title of work: Modern materials used in automotive industry and their mechanical properties
Academic year: 2017/2018
Author: Jan Havelka
Supervisor: Ing. Michal Valeš

Abstract:

Primary focus of this bachelor thesis is to give a preview of the materials used in automotive industry and of the reasons for their further development, with the emphasis on the aspect of weight reduction. The effort to reduce the weight of automobiles causes increase in demand for advanced high strength steels. The thesis addresses these modern materials and their properties, which determine them for specific technical applications. It addresses the influence of chemical composition and of the subsequent process of heat treatment on the final mechanical properties of these modern steels. The experimental part examines the properties of material MBW 1500 + AS150 and their subsequent change, following the process of heat treatment.

Keywords: advanced high strength steels, weight reduction, heat treatment, formability, automotive industry

Volume of work:

Number of pages: 61

Number of pictures: 54

Number of tables: 26

Obsah

Seznam použitých symbolů dle kapitol	9
1 Úvod.....	9
2 Teoretická část.....	10
2.1 Tvařitelnost.....	10
2.2 Tváření za tepla a za studena	11
2.2.1 Tváření za studena	12
2.2.2 Tváření za tepla.....	12
2.2.3 Tváření za poloohřevu	13
2.3 Tváření objemové	13
2.3.1 Válcování.....	14
2.4 Tváření plošné	15
2.4.1 Hluboké tažení.....	15
2.4.2 Ohýbání.....	16
2.4.3 Stříhání.....	16
2.5 Mechanické vlastnosti	17
2.5.1 Vlastnosti získané pomocí zkoušky tahem	17
2.5.2 Součinitel normálové anizotropie r_m , rovnoměrné prodloužení ϵ_r , exponent deformačního zpevnění n	18
3 Konvenční oceli.....	20
3.1 Oceli pro hluboké tažení.....	20
3.2 Oceli bez volných intersticiálů (IF oceli)	21
3.3 Bake Hardening (BH) oceli	22
3.4 Mikrolegované HSLA oceli	23
4 Motivace	25
4.1 Pojem AHSS (Advanced High-strength Steels).....	25
4.2 Primární faktory vývoje.....	25
4.2.1 Bezpečnost.....	25
4.2.2 Snížení hmotnosti	26
4.2.3 Tlak na snižování CO ₂ - aféra Dieselgate	27
5 1. Generace AHSS ocelí.....	28
5.1 Dual Phase (DP) oceli	28
5.2 Complex Phase (CP) oceli.....	30
5.3 TRIP oceli.....	31
5.4 Martenzitické (MS) oceli	32
5.4.1 Press-hardened (PH) oceli	33
6 Druhá generace AHSS ocelí.....	34

6.1	Problematika druhé generace	34
6.2	Austenitické korozivzdorné oceli	35
6.3	TWIP oceli	36
7	Třetí generace AHSS ocelí	38
7.1	Oceli využívající efektu kalení a rozpadu uhlíku (Q&P)	38
7.2	TRIP oceli s bainiticko feritickou fází (TBF)	42
7.3	Oceli se středním obsahem manganu (Medium Mn)	45
7.4	NanoSteel	48
8	Vliv tepelného zpracování na mechanické vlastnosti materiálu MBW 1500 + AS150	50
8.1	Příprava vzorků	50
8.2	Ověření mechanických vlastností	51
8.3	Tepelné zpracování a jeho vliv na mechanické vlastnosti	51
9	Závěr	55
	Seznam použité literatury	56
	Seznam obrázků	59
	Seznam tabulek	61

Seznam použitých symbolů dle kapitol

2.5 Mechanické vlastnosti, 3.1 Konvenční oceli

σ – Napětí

E – Youngův modul pružnosti

ε – Deformace

S_0 – Plocha průřezu nezdeformovaného vzorku

F_m – Síla na mezi pevnosti

F_e – Síla na mezi kluzu

$F_{p0,2}$ – Síla na smluvní mezi kluzu

L_u – Měřená délka zdeformovaného tělesa

L_0 – Měřená délka nezdeformovaného tělesa

r_0, r_{45}, r_{90} – Součinitel normálové anizotropie ve směru $0^\circ, 45^\circ$ a 90° ke směru válcování

n_0, n_{45}, n_{90} – Exponent deformačního zpevnění ve směru $0^\circ, 45^\circ$ a 90° ke směru válcování

K – Stupeň tažení

η – Deformační účinnost

β – Faktor udávající vliv normálové anizotropie

$A_{80,min}$ – Minimální tažnost při použití zkušební tyče o délce 80 mm

2.4.1 Hluboké tažení

d – Výsledný průměr výtažku

D – Průměr přístřihu

4. Motivace

F_{av} – Maximální absorbovaná síla

F_{max} – Maximální síla při namáhání na vzpěr

UTS – Ultimate yield strength – Mez pevnosti

YS – Yield strength – Mez kluzu

t – Tloušťka materiálu

K – Konstanta závislá na geometrii vzorku

7.1 Oceli využívající efektu kalení a rozpadu uhlíku (Q&P)

f_m – Obsah martenzitu, který poskytuje uhlík k difuzi

Q_T – Kalicí teplota

M_s – Teplota počátku martenzitické přeměny

M_f – Teplota ukončení martenzitické přeměny

P_T – Teplota při které dochází k rozpadu uhlík

1 Úvod

Automobilový průmysl vždy kladl vysoké nároky na používané materiály, neboť použitý materiál musí zaručovat optimální bezpečnost pro posádku vozu a zároveň zajistit optimální provozní podmínky. Cílem této práce je vytvořit přehled materiálů, ze kterých jsou vyráběny tvářené díly do automobilového průmyslu, počínaje běžnými ČSN oceli až po supermoderní AHSS oceli, které díky svému komplexnímu chemickému složení a tepelnému zpracování splňují i ty nejnáročnější požadavky dnešní moderní doby.

Standard dnešní doby stále ještě spočívá v majoritním užívání takzvaných konvenčních ocelí, které jsou sice velmi levné, avšak vzhledem ke svým vlastnostem už nejsou dostatečné pro budoucí aplikace/potřebu. Uplatnění vysokopevnostních ocelí se díky výzkumu materiálů a optimalizaci výrobních procesů stále zvyšuje, čímž roste i jejich celkový podíl na konstrukci vozů.

Oceli typu AHSS vykazují mnohem lepší pevnostní charakteristiky než oceli konvenční, což výrobcům umožňuje snižovat hmotnost jednotlivých dílů. Redukce hmotnosti tak velmi výrazným způsobem zvyšuje úspornost a ekologičnost příslušných vozů. Tyto faktory jsou klíčové, neboť současná doba klade stále se zpřísňující nároky na povolené množství emisních plynů. Závažnost těchto nároků lze pozorovat na aféře známé jako Dieselgate, která vyplavala na povrch v září roku 2015. Nedodržování mezinárodně stanovených limitů může vést k mnohamilionovým pokutám od mezinárodních společenství pro životní prostředí, kterým se za své provinění v aféře Dieselgate nevyhnula ani automobilka Volkswagen. Ušetření hmotnosti pomocí moderních AHSS ocelí je tak důležitým krokem, který automobilkám umožní vyhovět neustále se zpřísňujícím legislativám jednotlivých zemí. Dalším podstatným faktorem, je zvýšení pasivní bezpečnosti, jenž vyplývá z lepších mechanických vlastností, kterými tyto moderní AHSS oceli disponují. Kombinace vysoké pevnosti i při nižší tloušťce, tak umožňuje vozům, jejichž konstrukce disponuje prvky z vysokopevnostních ocelí, splňovat jak bezpečnostní, tak ekologické normy.

Mechanické vlastnosti se přímo odvíjejí od výsledné mikrostruktury dané oceli. Dosažené charakteristiky tažnosti a pevnosti příslušné mikrostruktury jdou ruku v ruce s klíčovými parametry, kterými je chemické složení a tepelné zpracování daného materiálu. Chemické složení má zásadní vliv na kompozici jednotlivých fází, přítomných v této struktuře. Tato kompozice je dále utvářena právě procesem tepelného zpracování, jehož optimální provedení definuje výsledné vlastnosti. V práci se tedy věnuji jednotlivým materiálům, používaným v automobilovém průmyslu, z hlediska vlivu chemického složení a tepelného zpracování na mechanické vlastnosti. Efekt procesu tepelného zpracování je zároveň předmětem experimentální části této práce, která zkoumá jeho vliv na mechanické vlastnosti tvářeného plechu MBW 1500 od firmy ThyssenKrupp.

2 Teoretická část

Tváření je technologický proces, kdy za působení vnějšího silového zatížení, dochází k deformaci základního materiálu do požadované tvaru bez úběru třísky. Schopnost materiálu deformovat se bez porušení soudržnosti nazýváme plasticita. V případě, že materiál při tvářecím procesu svou plasticitu vyčerpá, dochází k překročení meze pevnosti, což vede k lokalizaci deformace nebo k okamžitému porušení integrity, které se projevuje vznikem trhlin a v mezních případech může vést k lomu. [1, str. 1]

Tváření obecně dělíme dle dvou hlavních kritérií, kterými jsou stav napjatosti a tvářecí teplota. Stav napjatosti, jakožto tvářecí parametr definuje tváření objemové a plošné. Tvářecí teplota udává, zdali tvářecí proces probíhá za tepla, či za studena.

2.1 Tvařitelnost

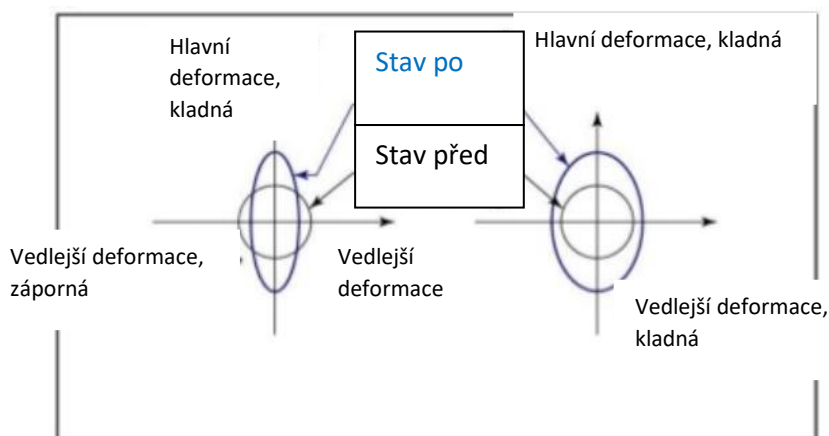
Nejdůležitějším faktorem z hlediska technologických vlastností je tvařitelnost, která se liší v závislosti na chemickém složení příslušného materiálu a jeho tepelném zpracování. Tvařitelnost materiálu vyjadřuje jeho schopnost měnit svůj tvar vlivem působení plastické deformace bez ztráty soudržnosti, či vzniku makroskopických defektů. [1, str. 1]

Vlivem působení tvářecích sil vzniká v materiálu reakční napětí, které nazýváme **přetvárným odporem σ [MPa]**. Tato veličina je závislá na termomechanických podmínkách daného tvářecího procesu. Obecně platí, že hodnota přetvárného odporu klesá s rostoucí teplotou. [2, str. 170]

Tvařitelnost plechů rozdělujeme do několika kategorií dle způsobu zatížení a to na ohebnost, houževnatost hrany a tažnost. Ohebnost vyhodnocujeme podle dvou kritérií, z nichž první je pomocí poměru ohybového rádius a počáteční tloušťky nezdeformovaného plechu. Druhé kritérium je maximální rovinné namáhání na vnějším povrchu ohýbaného plechu. Houževnatost hrany je parametr, který vyhodnocuje odolnost vůči praskání a tvorbě trhlin na hraně plechu při lisování. [3, str. 2296]

Z pohledu praktického inženýrství, když mluvíme o tvařitelnosti máme na mysli vhodnost daného materiálu pro operace tažení, její vyhodnocení probíhá nejčastěji pomocí diagramu mezních deformací neboli FLD (Forming Limit diagram). [3, str. 2296]

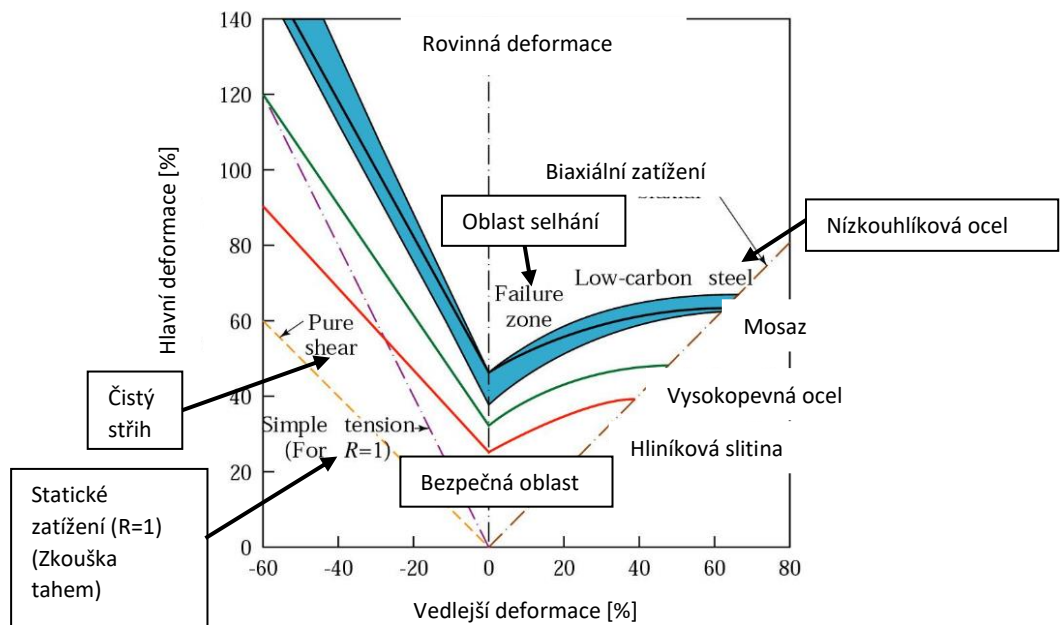
Princip sestavení diagramu spočívá v provedení zátěžového testu, kdy na plech je umístěna kruhová značka nebo jiný referenční bod a následně je plech deformován, přičemž je pozorována změna v osách hlavní a vedlejší deformace, viz **Obrázek 1**. [4, str. 395]



Obrázek 1 - Působení hlavního a vedlejšího napětí na tvar elementu

Zdroj: Přeloženo z [4, str. 395]

Získaný FLD diagram nám ukazuje hranice mezi bezpečnými oblastmi a oblastmi porušení integrity. [4, str. 395]

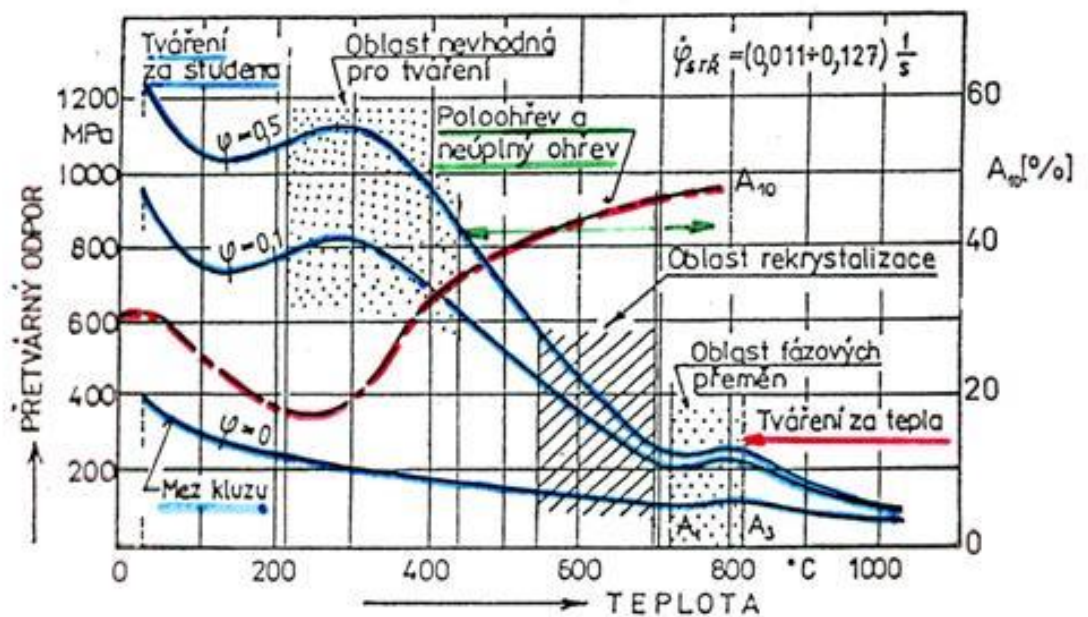


Obrázek 2 - Obecný diagram tvařitelnosti FLD (Forming limit diagram), Diagram mezních přetvoření

Zdroj: Přeloženo z [4, str. 395]

2.2 Tváření za tepla a za studena

Tvářecí teplota má přímý vliv na mechanické a strukturální vlastnosti materiálu. Z hlediska vztahu tvářecí teploty vůči teplotě rekystalizace daného materiálu, rozlišujeme tváření za tepla a za studena. Teplota rekystalizace ocelí nabývá přibližně hodnoty 0,35-0,45 příslušné termodynamické teploty tání. Rozdělení jednotlivých procesů dle tvářecí teploty je patrné z **Obrázku 3.** [1, str. 1]

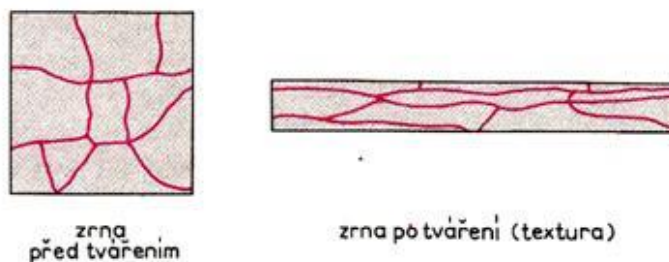


Obrázek 3 - Rozdělení tvářecích procesů podle teploty

Zdroj: [1, str. 1]

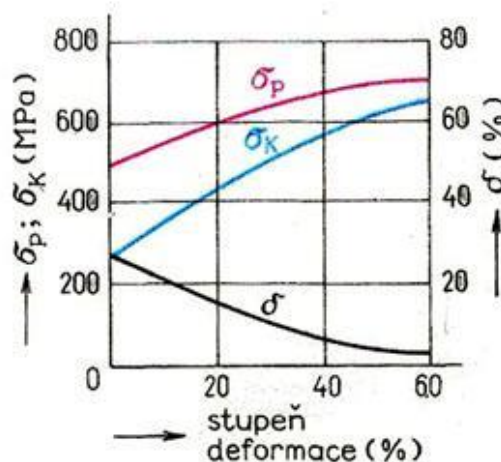
2.2.1 Tváření za studena

Tváření za studena probíhá při teplotě nižší než 20% termodynamické teploty tání, přičemž dochází vlivem silového zatížení k protahování jednotlivých zrn ve směru hlavní deformace, znázorněno na **Obrázku 4**. Deformace způsobuje zpevňování materiálu, které se projeví zlepšením mechanických vlastností, jako je mez pevnosti nebo mez kluzu. Další z výhod této metody je dosažení přesných rozměrových parametrů, při zachování kvalitního povrchu. Nevýhodou této metody je, že vlivem rostoucí deformace dochází ke snižování plasticity a tedy i tažnosti materiálu, což může vést ke vzniku trhlin. Zvyšující se stupeň deformace má i další poměrně závažný nedostatek a to nárůst přetvárného odporu σ [MPa]. Z vyšší hodnoty přetvárného odporu vyvstává nutnost zajistit dostatečné vysoké tvářecí síly, což celý proces komplikuje a prodražuje. [1, str. 1]



Obrázek 4 - Deformace zrna

Zdroj: [1, str. 1]



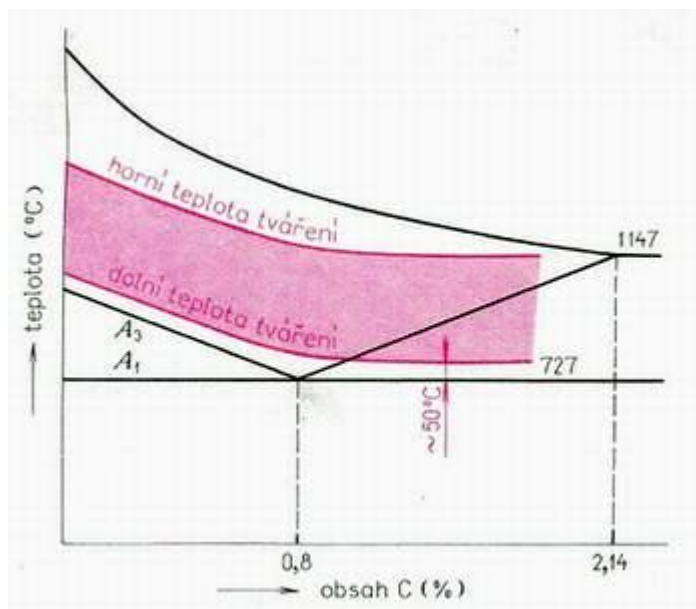
Obrázek 5 - Závislost mechanických vlastností na stupni deformace

Zdroj: [1, str. 1]

2.2.2 Tváření za tepla

Tváření za tepla probíhá při teplotě vyšší než je 60-70% termodynamické teploty tání, kdy dochází k rekystalizaci a materiál je ve vysoce zplastizovaném stavu. Tento plastický stav je charakteristický rychlou regenerací deformovaných zrn, tudíž silové zpevnění mizí již v průběhu tvářecího procesu nebo velmi krátce po jeho dokončení. Vysoká tvářecí teplota má za následek nízký přetvárný odpor, což umožňuje použít síly i desetkrát menší než při tváření za studena. Vysoká teplota ve spojení s oxidací způsobuje shlukování nečistot materiálu, které se vylučují ve formě okujů na povrchu tvářeného materiálu. Okuje jsou plátky oxidů železa, které je nutné při tvářecím procesu odstranit. Povrch tvářené součásti je vlivem okujení méně kvalitní a je nutná jeho další technologická úprava. [1, str. 1]

Hlavní nevýhodou tváření za tepla je nutnost udržení rovnoměrného ohřevu materiálu, což zvyšuje celkovou časovou, technologickou a energetickou náročnost procesu. Stabilní regulace teploty je nezbytná, neboť zbytečné přehřátí materiálu započne proces sekundární rekrystalizace, která se projevuje velmi rychlým hrubnutím zrna. Hrubé zrna má nepříznivé následky na mechanické vlastnosti materiálu. Pro tváření uhlíkových ocelí se pohybujeme v oblastech tvářecích teplot, které jsou vyznačeny v $Fe_3 - C$ diagramu na **Obrázku 6**. [1, str. 1]



Obrázek 6 - Oblast tvářecích teplot nízkouhlíkových ocelí

Zdroj: [1, str. 1]

2.2.3 Tváření za poloohřevu

Tváření za poloohřevu představuje kompromis mezi tvářením za tepla a za studena. Účelem poloohřevu je pracovat s materiálem, který je snáze tvárný než při tváření za studena a bude mít lepší mechanické vlastnosti než při tváření za tepla. Principem je tedy ohřátí na takovou teplotu, aby došlo k potřebnému snížení přetvárných odporů při udržení takové tvářecí teploty, aby nedocházelo ke ztrátě vneseného zpevnění vlivem rekrystalizace. Horní hodnota tvářecí teploty je omezena tak, aby nedocházelo k oxidaci povrchu, které by negativně ovlivnilo kvalitativní povrchové parametry. [1, str. 1]

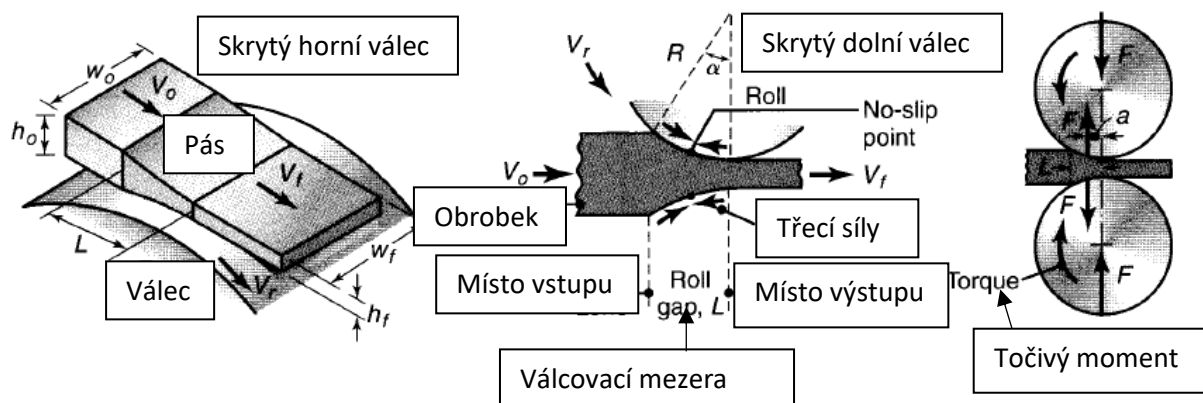
2.3 Tváření objemové

Objemové tváření zastřešuje technologické operace, které v základním materiálu vyvolávají prostorovou napjatost, tudíž se těleso deformuje ve směru všech tří os kartézského souřadného systému. Mezi základní metody objemového tváření patří například kování, válcování, protlačování a mnohé další metody. [1, str. 1]

2.3.1 Válcování

Pro účely této bakalářské práce je vhodné blíže upřesnit především jeden technologický proces objemového tváření, kterým je technologie válcování. Plechy, které se v technické praxi automobilového průmyslu používají, jsou již z výroby válcovány.

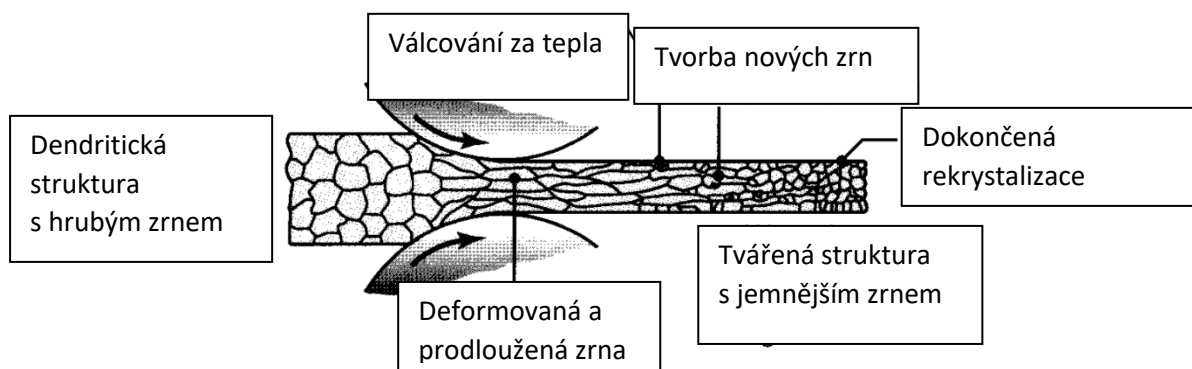
Válcování je proces, při kterém dochází ke snížení tloušťky plechu a to tak, že pás oceli je posouván mezi dva (či více) otáčející se válce, které plech dále odvalují a zároveň v celé jeho ploše působí konstantním silovým zatížením. Technologický proces válcování je zobrazen na **Obrázku 7**. Technologie válcování zastává až 90% všech procesů zpracování kovových materiálů. V moderní výrobě oceli navazuje proces válcování přímo na kontinuální odlévání, což výrazně zvyšuje produktivitu a zároveň podstatně snižuje výrobní náklady. [4, str. 316]



Obrázek 7 - Proces válcování

Zdroj: Přeloženo z [4, str. 319]

Válcování jako jiné tvářecí procesy probíhá za tepla i za studena. Odlitý kov se vyznačuje dendritickou strukturou, která je charakteristická hrubým a nerovnoměrným zrnem. Tato struktura je eliminována pomocí **procesu válcování za tepla**, který vytvoří strukturu tvářenou s jemnějším zrnem a zvýšenou tvárností. Proces přeměny struktury lze pozorovat na **Obrázku 8**. [4, str. 323]



Obrázek 8 - Přeměna struktury při válcování za tepla

Zdroj: Přeloženo z [4, str. 323]

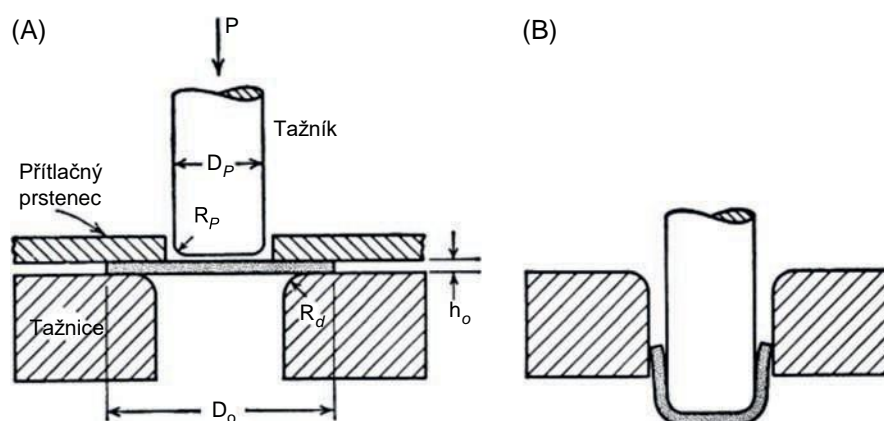
Proces **válcování za studena** má za účel zlepšení mechanických vlastností a kvalitativních parametrů povrchu. Lepší kvalita povrchu zvyšuje vhodnost těchto plechů k aplikaci nátěrových hmot nebo k povrchovým úpravám galvanického či elektrolytické pokovování. [4, str. 323]

2.4 Tváření plošné

Plošné tváření je proces, při kterém dochází k vyvolání rovinného stavu napjatosti v základním materiálu. Tento stav napjatosti je takzvaně neustálený, tudíž se mění v závislosti na stádiu tvářecího procesu. Tento stav lze vyvolat silovým zatížením jako je například jednoosý tah, smyk, kombinace tahu a tlaku, případně i tah dvojosý. Plošné tváření specifikuje celou škálu dílčích technologických procesů, všechny v sobě však kombinují základní principy dvou nejdůležitějších a to hlubokého tažení a vypínání. [2, str. 166]

2.4.1 Hluboké tažení

Hluboké tažení je jednou z nejkomplicovanějších tvářecích operací, při které vyrobíme z rovinného plechu duté těleso. Výchozím polotovarem pro tuto operaci je pás nebo přístřih plechu. Změna tvaru je způsobena působením tažníku přes tažnou hranu tažnice. [6, str. 1] Schéma operace hlubokého tažení viz **Obrázek 9**.



Obrázek 9 - Princip hlubokého tažení, (A)-před deformací, (B) po deformaci

Zdroj: Přeloženo z [7, str. 114]

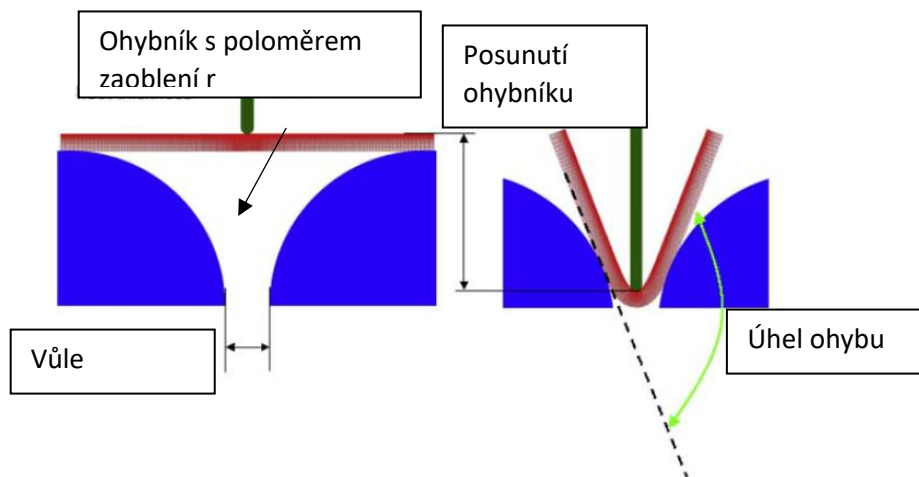
Přítlačný prstenec (přidržovač) má za účel eliminovat zvlnění, které by v přírubě výtažku mohlo vznikat vlivem tangenciálních napětí. Tlak přítlačného prstence musí být vhodně zvolen tak, aby eliminoval zvlnění, ale zároveň nezpůsobil pěchování materiálu pod prstencem, což by mohlo vést k utržení dna. [6, str. 1]

Výsledný produkt, tzv. výtažek, by měl být vyroben pomocí co nejmenšího počtu operací. Vhodnost materiálu pro procesy hlubokého tažení je dána tvařitelností, která přímo ovlivňuje nutný počet operací a jejich rozdělení při tvářecím procesu. Dalším důležitým ukazatelem, který stanovuje v hodnost k hlubokému tažení je **součinitel tažení m** . [6, str. 1]

$$m = \frac{d}{D} \quad (1)$$

2.4.2 Ohýbání

Ohýbání je proces plošného tváření, kdy plastická deformace zasáhne do malé části objemu tvářeného materiálu, dochází tak ke vzniku hrany s ostrým přechodem. Základní princip ohýbání spočívá v silovém působení ohybníku proti polotovaru, uloženém na ohybnici, což je patrné z **Obrázku 10**. Ohýbání rozdělujeme na metody ruční a strojní, které jsou realizovány na lisech. [8, str. 52]



Obrázek 10 - Princip ohýbání

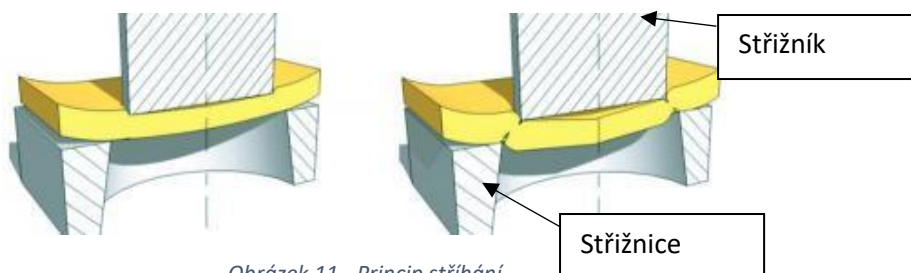
Zdroj: Přeloženo z [7, str. 71]

Důležitým faktorem, který má vliv na vyvolané plastické deformace je **poloměr zaoblení ohybníku r** . Pokud ohýbáme s vysokým poloměrem zaoblení, vznikají pouze malé deformace, naopak malý **poloměr r** způsobí pohyb střední (neutrální) vrstvy materiálových vláken, čímž způsobí změnu průřezu. Při ohýbání dochází k nežádoucímu jevu odpružení, kdy se změní deformace vlivem uvolnění zatěžujícího napětí. Odpružení lze kompenzovat větším přetvořením nebo kalibrací parametru ohýbacího procesu. [8, str. 52]

2.4.3 Stříhání

Technologii lze kvalifikovat jako tváření objemové i plošné, neboť záleží na geometrii děleného materiálu. Pokud stříháme například tyče nebo trubky bavíme se o tváření objemovém. Stříhání plechů je naopak procesem tváření plošného a z hlediska automobilového průmyslu je pro nás zajímavější. [9, str. 1]

Pro technologii stříhání je nejdůležitějším faktorem volba střížné vůle, která by měl být v rozmezí 3-20% tloušťky stříhaného plechu. Střížná vůle udává rozdíl funkčních rozměrů střížníku a střížnice. [9, str. 1]



Obrázek 11 - Princip stříhání

Zdroj: [9, str. 1]

2.5 Mechanické vlastnosti

K aplikaci materiálů v reálných konstrukčních úlohách a vyhodnocení jejich tvařitelnosti je nezbytně nutné znát základní mechanické vlastnosti. Tyto parametry, které nám z hlediska tváření poskytují nejdůležitější informace, jsou mez kluzu R_e , mez pevnosti R_m , smluvní mez kluzu $R_{p0,2}$, tažnost A , součinitel normálové anizotropie r a exponent deformačního zpevnění n .

2.5.1 Vlastnosti získané pomocí zkoušky tahem

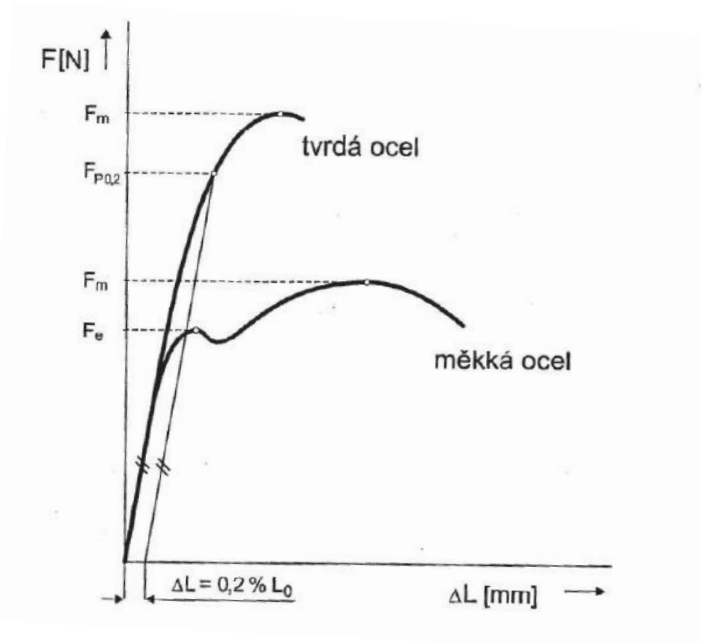
Vyhodnocení pevnostních a plastických charakteristik se provádí pomocí laboratorních zkoušek, pro oceli se nejčastěji využívá statická zkouška tahem. Princip této zkoušky spočívá v zatěžování normalizovaného zkušební vzorku předepsanou rychlostí až do bodu lomu. Rozměry a tvar zkušební vzorku jsou stanoveny dle normy ČSN EN ISO 6892-1. [5, str. 7]

Výstupem ze zkoušky je pracovní diagram, který udává závislost zatěžující síly F na absolutním prodloužení zkušební tyče ΔL . Tato závislost má zpočátku lineární charakter, neboť se zkušební vzorek deformuje elasticky a k vyhodnocení této závislosti lze využít Hookův zákon, v okamžiku kdy končí lineární závislost se těleso deformuje plasticky.

Hookův zákon:

$$\sigma = \varepsilon E \quad (2)$$

Příklad pracovního tahového diagramu lze vidět na **Obrázku 12**. V grafu jsou vyznačeny důležité body, ve kterých při specifickém zatížení dochází ke změnám chování materiálu. [5, str. 7]



Obrázek 12 - Příklad pracovního diagramu

Zdroj:[5, str. 8]

Z **Obrázku 12** je patrný rozdíl v chování měkkých nízkouhlíkových ocelí a tvrdých legovaných ocelí. Zatímco u nízkouhlíkových ocelí je tzv. výrazná mez kluzu, tvrdé oceli se vyhodnocují pomocí smluvní meze kluzu. [5, str. 8]

Ze zkoušky tahem získáváme specifické vlastnosti:

Mez kluzu R_e

$$R_e = \frac{F_e}{S_0} \text{ [MPa]} \quad (3)$$

Mez kluzu je napětí, při kterém zkoušený vzorek začne projevovat známky plastické deformace bez nárůstu zatěžujícího napětí. Tato veličina je charakteristická pro měkké oceli a nazývá se tzv. výraznou mezí kluzu. [5, str. 9]

Smluvní mez kluzu $R_{p0,2}$

$$R_{p0,2} = \frac{F_{p0,2}}{S_0} \text{ [MPa]} \quad (4)$$

Smluvní mez kluzu je veličina specifická pro oceli, které při deformaci nevykazují výraznou mez kluzu. Hodnota této veličiny se určí jako podíl zatěžující síly, při předem specifikované deformaci (0,2%), a nezdeformované plochy průřezu zkoušeného vzorku. [5, str. 9]

Mez pevnosti v tahu R_m

$$R_m = \frac{F_m}{S_0} \text{ [MPa]} \quad (5)$$

Mez pevnosti v tahu je hodnota napětí, po jejímž dosažení dochází k lokalizaci deformace a k tvorbě tzv. krčku, následuje ztráta integrity a přetržení vzorku. [5, str. 9]

Tažnost A

$$A = \frac{L_u - L_0}{L_0} \cdot 100 \text{ [%]} \quad (6)$$

Tažnost je veličina, která udává trvalé prodloužení měřené délky po přetržení zkušební vzorku. [5, str. 9]

2.5.2 Součinitel normálové anizotropie r_m , rovnoměrné prodloužení ε_r , exponent deformačního zpevnění n

Vážený průměr součinitele plastické anizotropie r_m

Anizotropie udává závislost fyzikálních veličin na volbě směru. Součinitel normálové anizotropie je tedy veličina, která vyjadřuje nerovnoměrnosti mechanických vlastností dle zvoleného směru. Jedná se o jeden z nejvýznamnějších ukazatelů tvárnosti při plošném tváření a to jako ukazatel hlubokotažnosti. Hodnota tohoto váženého průměru je dána vztahem **(7)**. [2, str. 170]

$$r_m = \frac{1}{4} \cdot (r_0 + 2 \cdot r_{45} + r_{90}) \quad (7)$$

Hodnota vyjadřující plošnou anizotropii:

$$\Delta r = \frac{1}{2} \cdot (r_0 - 2 \cdot r_{45} + r_{90}) \quad (8)$$

Rovnoměrné prodloužení ε_r

Rovnoměrné prodloužení je důležitým indikátorem tvařitelnosti materiálu a jeho hodnota je řízena hodnotou exponentu deformačního zpevnění n . [2, str. 168]

Exponent deformačního zpevnění n

Tvářením pod teplotou rekrytalizace dochází ke zpevňování tvářeného materiálu, toto chování se popisuje pomocí tzv. exponentu deformačního zpevnění n . Jedná se o jeden z nejdůležitějších parametrů, které udávají míru tvařitelnosti při plošném tváření. Význam tohoto exponentu je nejpodstatnější pro operace vypínání. Pro tyto aplikace použijeme jeho střední hodnotu n_m , která je dána vztahem (9). [2, str. 170]

$$n_m = \frac{1}{4} \cdot (n_0 + 2 \cdot n_{45} + n_{90}) \quad (9)$$

Tvařitelnost pomocí deformačního exponentu n_m přibližně vyhodnocujeme následujícím způsobem:

$$n_m < 0,215 \text{ nízká tažnost}$$

$$n_m = 0,215 - 0,25 \text{ dobrá tažnost}$$

$$n_m > 0,25 \text{ vynikající tažnost}$$

Zdroj: [2, str. 176]

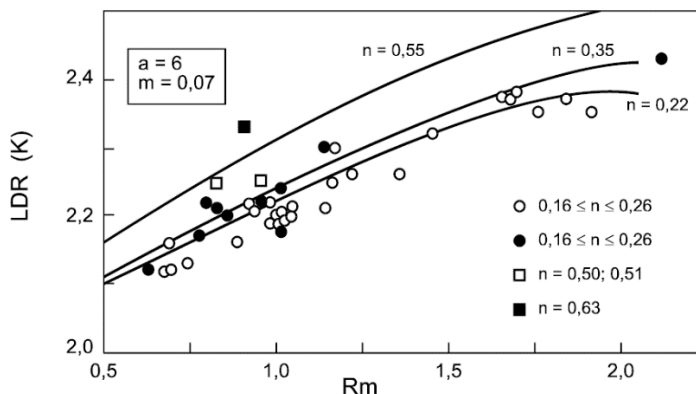
Stupeň tažení K

Z hlediska zjištění maximální deformace na jeden tah a k určení počtu tažných operací se využívá takzvaného stupně tažení K . Pro tuto veličinu se často užívá i označení LRD (Limiting Draw Ratio), což v překladu znamená mezní tažný poměr. Stupeň tažení K lze určit pomocí následujícího výpočtového vztahu:

$$\ln LRD = \ln K = \eta\beta \quad (10)$$

Zdroj: [2, str. 176]

Vliv deformačního exponentu n a součinitele normálové anizotropie r_m na stupeň tažení K je patrný z **Obrázku 13**.



Obrázek 13 - Vliv deformačního exponentu a normálové anizotropie na tvařitelnost

Zdroj: [2, str. 173]

3 Konvenční oceli

3.1 Oceli pro hluboké tažení

Konstrukční prvky automobilového průmyslu jsou v mnoha případech poměrně složité a komplikované. Tyto prvky se proto musí vyrábět z materiálu, který je schopný zachovat svou integritu i za působení velkých deformačních sil. Materiálem, který tento požadavek splňuje, jsou tzv. oceli pro hluboké tažení, jež jsou aplikovány například při výrobě vnitřních a vnějších panelů dveří nebo i kapot a blatníků. [7, str. 113]

Oceli pro hluboké tažení jsou kvalifikovány dle normy EN 10130, která zahrnuje nízkouhlíkové oceli, válcované za studena, určené k tváření za studena. Jednotlivé třídy ocelí se od sebe liší mechanickými vlastnostmi a chemickým složením. Chemické složení příslušných ocelí lze vidět v **Tabulce 1**.

Tabulka 1 - Chemické složení DC, DX ocelí

Značení dle EN 10130	Ekvivalentní ocel dle ČSN	Chemické složení v %					
		C	P	S	Mn	Si	Ti
DC01	11320,11321	0,12	0,045	0,045	0,60	-	-
DC03	11300,11301	0,10	0,035	0,035	0,45	-	-
DC04	11305	0,08	0,030	0,030	0,40	-	-
DC05		0,06	0,025	0,025	0,35	-	-
DC06		0,02	0,020	0,020	0,25	-	0,30
DX51D		0,18	0,12	0,045	1,20	0,50	0,30
DX52D - DX58D		0,12	0,10	0,045	0,60	0,50	0,30

Zdroj: [10, str. 4]

Na **Obrázku 14** lze vidět příslušné díly, které jsou z těchto materiálů vyráběny firmou ArcelorMittal Automotive.



Obrázek 14 - Výtažek boku dveří a podlaha zavazadlového prostoru z materiálu DX54D

Zdroj: [11, str. 1]

Mechanické vlastnosti jednotlivých DC a DX ocelí lze pozorovat v **Tabulce 2**. Mechanické vlastnosti se mohou lehce lišit v závislosti na tloušťce použitého plechu.

Tabulka 2 - Mechanické vlastnosti DC, DX ocelí

Značení dle EN 10130	Ekvivalentní značení dle ČSN	Povrch. úprava	$R_e [N/mm^2]$	$R_m [N/mm^2]$	$A_{80,min} [%]$	$r_{90,min}$
DC01	11320,11321	EG	140 - 280	270 - 410	28	-
DC03	11300,11301	EG	180 - 240	270 - 370	34	1,3
DC04	11305	EG	160 - 220	270 - 350	38	1,6
DC05		EG	140 - 200	270 - 330	40	1,9
DC06		EG	120 - 180	270 - 350	38	1,8
DX51D	11331	GI	140 - 280	270 - 500	22	-
DX52D	11321	GI	140 - 300	270 - 420	26	-
DX53D	11305	GI	140 - 260	270 - 380	30	-
DX54D	-	GI	120 - 220	260 - 350	36	1,6
DX55D	-	GI	140 - 240	270 - 370	30	-
DX56D	-	GI	120 - 180	260 - 350	39	1,9
DX57D	-	GI	120 - 170	260 - 350	41	2,1
DX58D	-	GI	120 - 160	260 - 330	43	2,3

EG – Elektrolytické pozinkování

GI – Žárové zinkování

Zdroj: [10, str. 5]

3.2 Oceli bez volných intersticiálů (IF oceli)

Oceli bez volných intersticiálů se vyznačují velmi malým množstvím uhlíku a dusíku. Velmi nízké koncentrace intersticiálních prvků se dosahuje pomocí technologie vakuového odplynění. Chemická struktura takovýchto materiálů je zároveň obohacena o legující prvky jako je titan nebo niob, které mají za účel vytvářet karbidy a nitridy a tím co nejvíc eliminovat přítomnost intersticiálů v dané struktuře, což výrazně zlepšuje hodnoty normálové anizotropie r_m . Množství titanu, či niobu je však nutné velmi přesně kontrolovat, neboť přebytečné množství těchto prvků by mohlo způsobit naopak snížení hodnoty r_m . [7, str. 127] Pro aplikace v automobilovém průmyslu se převážně užívají plechy válcované za studena, jejichž chemické složení a mechanické vlastnosti lze vidět v **Tabulce 3**.

Tabulka 3 - Chemické složení a mechanické vlastnosti IF ocelí

Značení	Značení dle EN 10268	Chemické složení v %			Mechanické vlastnosti		
		C	Mn	Si	$R_{p0,2} [N/mm^2]$	$R_m [N/mm^2]$	$A_{80,min} [%]$
IF180	HC 180 Y	0,01	1,0	0,25	180 - 230	340 - 400	≥ 35
IF220	HC 220 Y	0,01	0,7	0,5	220 - 260	340 - 400	≥ 33
IF260	HC 260 Y	0,01	1,0	0,5	260 - 300	380 - 440	≥ 30
IF300	HC 300 Y	0,01	1,0	0,5	300 - 340	400 - 460	≥ 28

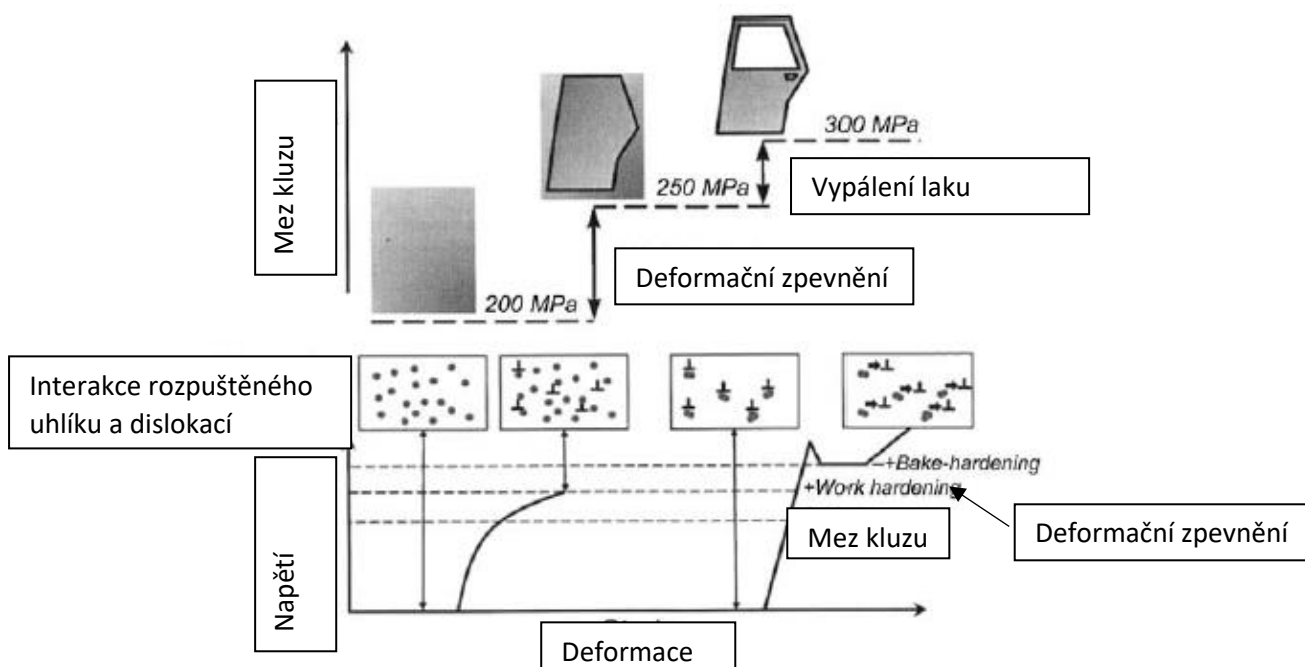
Zdroj: [12, str. 1]

3.3 Bake Hardening (BH) oceli

Oceli s bake hardening efektem jsou speciální třídou nízkouhlíkových ocelí u kterých je využito efektu stárnutí malého množství volného uhlíku, který musí být přítomen i po finální žihání. Množství tohoto uhlíku je tak malé, aby nedošlo k ovlivnění tvařitelnosti materiálu. [7, str. 138]

Za studena válcované plechy jsou nejprve vytvarovány do požadovaných tvarů pomocí procesu hlubokého tažení a následně je proveden nástřik laku. Vlivem procesu hlubokého tažení vzniká v materiálu velké množství dislokací, které jsou difúzně vyplňovány pomocí atomů volného uhlíku. [7, str. 138] Následuje proces urychleného stárnutí, který je spojen s vypálením naneseného laku. Vypalovací proces probíhá při teplotě 170°C po dobu dvaceti minut. [7, str. 141] Tento proces je podrobně znázorněn na **Obrázku 15**.

Oceli s BH efektem se nejčastěji používají na vnější plechy automobilů, neboť jsou díky svému zpracování odolnější vůči promáčknutí. Zvýšení meze kluzu alespoň o 40 MPa umožňuje snížit tloušťku plechu o 0,1 mm při zachování stejné odolnosti vůči promáčknutí. Bake Hardening procesem lze dosáhnout zvýšení meze kluzu o zhruba 30 až 90 MPa. [7, str. 138]



Obrázek 15 - Bake Hardening proces

Zdroj: [7, str. 138]

Chemické složení těchto ocelí je stanoveno, tak aby vlivem urychleného stárnutí bylo dosaženo optimálního zlepšení mechanických vlastností. Složení příslušných ocelí jsou patrna z **Tabulky 4**.

Tabulka 4 - Chemické složení BH ocelí

Značení	Značení dle EN 10268	Chemické složení v %		
		C	Mn	Si
180 BH	HC 180 B	0,04	0,7	0,5
195 BH	-	0,06	0,7	0,5
220 BH	HC 220 B	0,06	0,7	0,5
260 BH	HC 260 B	0,08	0,8	0,5
300 BH	HC 300 B	0,10	0,7	0,5

Zdroj: [13, str. 1]

Mechanické vlastnosti BH ocelí spolu s dosahovanými hodnotami zpevnění vlivem urychleného stárnutí jsou uvedeny v **Tabulce 5**.

Tabulka 5 - Mechanické vlastnosti BH ocelí

Značení	Značení dle EN 10268	Mechanické vlastnosti			
		$R_e [N/mm^2]$	$R_p [N/mm^2]$	$A_{80,min} [%]$	BH zpevnění [MPa]
180 BH	HC 180 B	180 - 230	300 - 360	≥ 34	≥ 35
195 BH	-	195-270	340 - 400	≥ 32	≥ 35
220 BH	HC 220 B	220-270	340 - 400	≥ 32	≥ 35
260 BH	HC 260 B	260-300	370 - 430	≥ 30	≥ 35
300 BH	HC 300 B	300-360	420 - 480	≥ 28	≥ 45

Zdroj: [13, str. 1]



Obrázek 16 - Vnější panel dveří z materiálu 260 BH

3.4 Mikrolegované HSLA oceli

Termínem HSLA označujeme vysokopevné mikrolegované oceli, které se získávají kombinací procesu precipitace a zjemňování zrna. Takto získané oceli se vyznačují vysokou svařitelností a vhodností k aplikaci nátěrů. [14, str. 1] Oceli typu HSLA se v automobilovém průmyslu začaly hojně užívat po roce 1973, kdy ve světě došlo k ropné krizi. Vlivem krize vyvstala nutnost snížit váhu konstrukce automobilu za účelem snížení spotřeby paliva. Moderní HSLA oceli se od svých předchůdců poměrně výrazně liší, neboť postupem času se začal klást důraz i na jiné faktory jako například tvařitelnost, svařitelnost nebo zvýšení pevnosti při nárazu. [7, str. 145]

Vysokopevné mikrolegované oceli jsou charakteristické vysokou únavovou pevností, torzní tuhostí a rázovou pevností. Oceli typu HSLA jsou proto aplikovány při realizaci výztuh a konstrukčních prvků jako je například systém zavěšení kol nebo komponenty podvozku. Pro aplikace v automobilovém průmyslu se používají plechy tvářené za tepla i za studena. [7, str. 146]

Nejdůležitějšími mikrolegujícími prvky jsou vanad, niob a titan. Kombinace příměsí malého množství těchto legujících prvků a velmi jemné struktury zrna má za následek výborný poměr pevnosti a houževnatosti. [7, str. 147]

Oceli typu HSLA představují velmi výhodné konstrukční řešení, neboť jsou charakteristické vynikajícími mechanickými vlastnostmi a jsou finančně nenáročné, neboť obsahují jen malé množství legujících prvků, zároveň není nutné jejich další technologické zpracování.

Z hlediska chemického složení se HSLA oceli nevyznačují velmi úzkým chemickým složením, naopak se chemické složení stanovuje pro optimální požadované vlastnosti. Chemické složení jednotlivých HSLA **ocelí válcovaných za studena** je znázorněno v **Tabulce 6**.

Tabulka 6 - Chemické složení a mechanické vlastnosti HSLA ocelí válcovaných za studena

Značení	Značení dle EN 10268	Chemické složení v %			Mechanické vlastnosti		
		C	Mn	Si	$R_e [N/mm^2]$	$R_m [N/mm^2]$	$A_{80} [%]$
HSLA 260	HC 260 LA	0,08	0,5	0,04	260 - 320	350 - 410	≥ 28
HSLA 300	HC 300 LA	0,08	0,6	0,04	300 - 360	390 - 450	≥ 26
HSLA 340	HC 340 LA	0,08	0,7	0,04	340 - 400	420 - 490	≥ 23
HSLA 380	HC 380 LA	0,08	0,9	0,35	380 - 450	460 - 530	≥ 20
HSLA 420	HC 420 LA	0,14	1,6	0,4	420 - 520	470 - 590	≥ 17

Zdroj: [14, str. 1]

Plechý, které jsou válcovány za studena, se dodávají s galvanickým nebo žárovým pozinkováním. Naopak plechy, jenž jsou válcovány za tepla se zpravidla dodávají bez povlaků. Charakteristické vlastnosti ocelí **válcovaných za tepla** lze vidět v **Tabulce 7**.

Tabulka 7 - Chemické složení a mechanické vlastnosti HSLA ocelí válcovaných za studena

Značení	Značení dle EN 10149	Chemické složení v %			Mechanické vlastnosti		
		C	Mn	Si	$R_e [N/mm^2]$	$R_m [N/mm^2]$	$A_{80} [%]$
HSLA 320	S315MC	0,08	0,5	0,03	325 - 385	415 - 470	≥ 28
HSLA 360	S355MC	0,08	0,6	0,03	360 - 435	450 - 520	≥ 25
HSLA 420	S420MC	0,08	0,75	0,03	420 - 500	490 - 570	≥ 23
HSLA 460	S460MC	0,12	1,6	0,4	460 - 550	550 - 650	≥ 21
HSLA 500	S500MC	0,09	1,5	0,03	500 - 590	570 - 670	≥ 19
HSLA 560	S550MC	0,09	1,65	0,35	550 - 650	650 - 730	≥ 18

Zdroj: [14, str. 1]

Plechý vyrobené z HSLA ocelí jsou zaručeně svařitelné, tudíž lze aplikovat všechny běžné svařovací procesy. Zároveň u těchto materiálů dochází jen k velmi malému tepelnému ovlivnění, tudíž dochází pouze k minimální ztrátě pevnosti v oblasti svaru a nedochází k hrubnutí zrna. [14, str. 1]

Příklad aplikací těchto materiálů v technické praxi můžeme pozorovat na **Obrázku 17**.



Obrázek 17 - Zadní příčník z materiálu HSLA 300

Zdroj: [14, str. 1]

4 Motivace

4.1 Pojem AHSS (Advanced High-strength Steels)

Termínem AHSS označujeme pokročilé vysokopevnostní oceli, které jsou vyvinuty za účelem splnění velmi náročných požadavků z oblasti automobilového průmyslu. Tyto oceli jsou navrženy z hlediska materiálového složení a technologického zpracování tak, aby poskytovaly vysokou pevnost při zachování optimální tažnosti. [15, str. 937] Díky svému složení a zpracování jsou jejich vlastnosti nadřazeny konvenčním ocelím, což v automobilovém průmyslu umožňuje snížení hmotnosti celé karoserie, díky čemuž jsme schopni snížit spotřebu paliva, produkci emisí a celkové množství použitého materiálu. Využitím AHSS ocelí na prvky karosérie jako jsou například B-sloupky nebo prahy dveří dosáhneme zvýšené pasivní bezpečnosti příslušného automobilu. [16, str. 59]

Pro snazší rozeznávání jednotlivých AHSS ocelí byl adaptován následující identifikační systém:

XX aaa/bbb **(11)**

Kde:

XX -symbolizuje typ oceli

aaa -udává minimální mez kluzu daného materiálu

bbb – udává minimální mez pevnosti v tahu příslušného materiálu

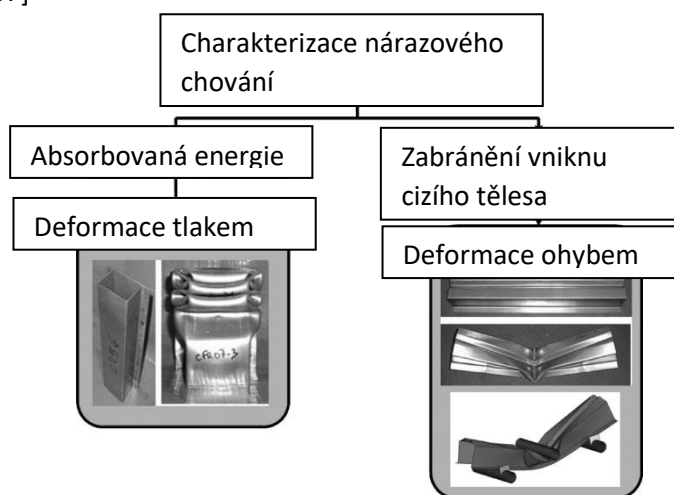
Zdroj:[16, str. 59]

4.2 Primární faktory vývoje

4.2.1 Bezpečnost

Jedním z nejdůležitějších vývojových parametrů vysokopevnostních ocelí je jejich příspěvek k bezpečnosti. Komponenty automobilů vyrobené z AHSS ocelí jsou schopny daleko lépe absorbovat energii při kolizi s cizím tělesem, čímž zabráňují pronikání nebezpečných objektů a jejich úlomků do kabiny vozu. [15, str. 937]

Z hlediska posouzení těchto bezpečnostních vlastností byly dodavateli vytvořeny různé laboratorní testy, z nichž nejdůležitější je chování materiálu při zatížení tlakem a ohybem, viz **Obrázek 18**. [15, str. 937]



Obrázek 18 - Hlavní testovací charakteristiky

Zdroj: Přeloženo z [15, str. 937]

Provedením příslušných testů byla získána důležitá data o chování těchto materiálů, následná statistická analýza vedla k odvození fyzikálních vztahů, které vyjadřují schopnost materiálu odolávat vůči vnějším silovým zatížením. [13, str. 937]

Množství absorbované energie je dáno vztahem:

$$F_{av} = K \cdot \sqrt{UTS} \cdot t^2 \quad (12)$$

Zdroj:[15, str. 938]

Schopnost bránit vniku cizího tělesa je úzce spojena s kritickým zatížením způsobujícím ztrátu stability dané komponenty a je dána vztahem:

$$F_{max} = K \cdot \sqrt{YS} \cdot t^{1,75} \quad (13)$$

Zdroj:[15, str. 938]

4.2.2 Snížení hmotnosti

Výše uvedené vztahy **(8)**, **(9)** jasně stanovují, že oba uvedené bezpečnostní faktory jsou závislé na tloušťce materiálu. Z tohoto poznatku můžeme vyvodit, že použití vysokopevnostních ocelí oproti konvenčním je velmi žádoucí, neboť vyšší mez pevnosti a mez kluzu AHSS ocelí nám umožňuje snížit tloušťku dané konstrukce a tím podstatně redukovat její hmotnost.

Hmotnost, kterou jsme schopni ušetřit z hlediska absorpce energie, můžeme vyjádřit ze vztahu **(2)**. Víme-li, že hmotnost je závislá na tloušťce materiálu a za předpokladu, že F_{av} je konstantní, jsme schopni upravit vztah **(2)** do následující formy [8, str. 939]:

$$\frac{\Delta M}{M} = -\frac{1}{4} \frac{\Delta UTS}{UTS} \quad (14)$$

Zdroj:[15, str. 939]

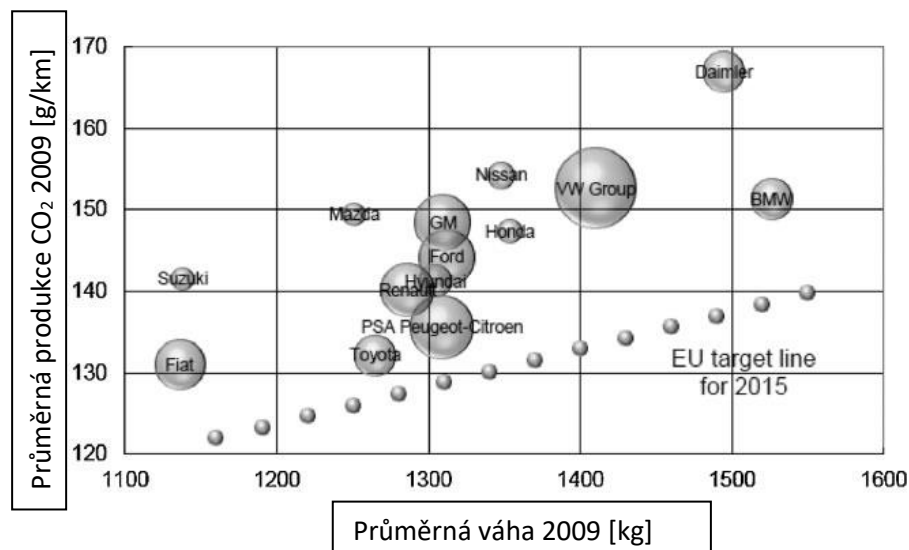
Hmotnost ušetřená z hlediska vniku cizího objektu by se vyjádřila obdobně jako vztah **(14)** a upravila do výsledné formy[8, str. 939]:

$$\frac{\Delta M}{M} = -\frac{2}{7} \frac{\Delta YS}{YS} \quad (15)$$

Zdroj: [15, str. 939]

Automobil, který ve své konstrukci integruje prvky vyrobené z AHSS ocelí, je tak mnohem bezpečnější a zároveň lehčí než automobil vyrobený pouze s použitím konvenčních materiálů.

Snaha snížit hmotnost vyplývá z potřeby snížit emisní stopu CO₂, kterou automobily produkují, tak aby odpovídala mezinárodně stanoveným limitům. Na **Obrázku 19** lze vidět emisní produkci CO₂ jednotlivých automobilek vůči stanovenému cíli Evropské unie.



Obrázek 19 - Emisní produkce jednotlivých automobilek v roce 2009

Zdroj: Přeloženo z [11, str. 939]

4.2.3 Tlak na snižování CO₂ - aféra Dieseldgate

Tlak na dodržení mezinárodně stanovených limitů CO₂ je velmi vysoký, což dokazuje tzv. kauza DIESELGATE, kdy automobilka Volkswagen vybavovala své vozy, poháněné dieselovými agregáty, speciálním odpojovacím zařízením. Toto zařízení je schopné poznat kontrolované podmínky emisního testu a následně upravuje výkon motoru, aby došlo k vyhovění limitu. Použití takového zařízení je samozřejmě zakázáno, pokud přímo emisní zkoušky nestanoví jinak. Po vyjetí do normálního provozu se opět chod motoru vrátí do běžného provozu, čímž dojde ke zvýšení produkce emisních plynů, které v některých extrémních případech překračovali až čtyřicetkrát limitu ve Spojených státech amerických. [17, str. 1]

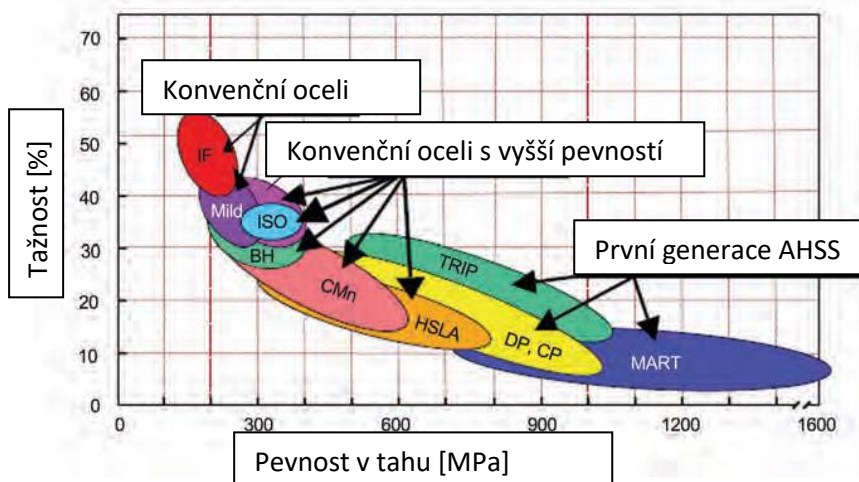
Automobilka Volkswagen se v důsledku tlaku obvinění přiznala k podvodům s emisemi. Dle průzkumů americké agentury pro ochranu životního prostředí (**EPA**) se tento problém týká alespoň 480 000 vozů ve Spojených státech. Volkswagen však sám přiznal, že odpojovacím zařízením je vybaveno nejméně 11 milionů vozů, z čehož 8 milionů automobilů bylo pro evropský trh. [17, str. 1]

V důsledku tohoto skandálu resignoval výkonný ředitel Martin Winterkorn, který svými vlastními slovy řekl: „naše společnost narušila důvěru zákazníků a veřejnosti“. Důsledky jsou pro Volkswagen však mnohem závažnější než jen změna ve vedení, po celém světě musí stáhnout několik milionů aut, kdy na pokrytí škod si společnost vyčlenila 4,8 miliard euro. V říjnu roku 2015 tak firma zaznamenala první čtvrtletní ztrátu za posledních patnáct let. Celá kauza má mnohem důslednější dohru ve Spojených státech, neboť EPA může uložit Volkswagenu pokutu až 37 tisíc dolarů za každé auto, které nevyhovělo standardu. [17, str. 1]

Tato kauza je velkou ránou pro dieselové agregáty, neboť mnohými vládními činiteli po celém světě byly považovány za ekologičtější oproti motorům benzínovým. Prodeje naftových automobilů se pomalu snižují a některé automobilky jako Toyota, či Renault oznámily úplný konec vývoje malých naftových motorů.

5 1. Generace AHSS ocelí

Obecně dělíme AHSS oceli do třech generací s tím, že jednotlivé generace se vůči sobě vymezují odlišnými vlastnostmi, chemickým složením a technologickým zpracováním. Na **Obrázku 19** lze vidět vymezení oblasti 1. generace, včetně jí příslušících materiálů:



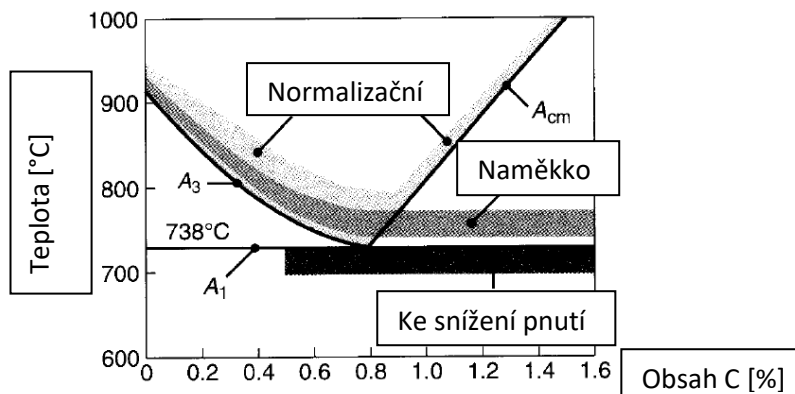
Obrázek 20 - Vymezení oblasti 1. generace AHSS v diagramu závislosti pevnosti na tažnosti

Zdroj: Přeloženo z [16, str. 61]

První generace AHSS se oproti ocelím typu HSLA vymezuje mnohem lepší tvárností při stejných pevnostních parametrech. Tyto oceli se vyznačují fází s velmi tvrdou martenzitickou mikrostrukturou a dalšími přídavnými fázemi, které mají za účel zlepšení tvárnosti [18, str. 17] První generace je zastoupena čtyřmi hlavními třídami, které zahrnují dual phase (DP), complex phase (CP), TRIP (transformace indukovaná plasticitou) a martenzitické (MS) oceli. [16, str. 60]

5.1 Dual Phase (DP) oceli

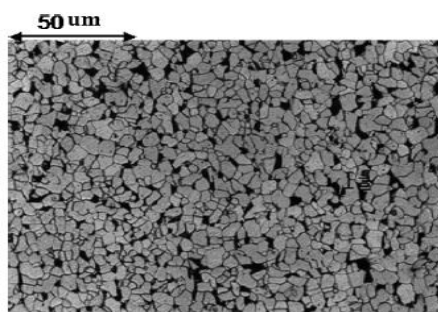
Dvoufázové oceli jsou v dnešní době nejrozvinutější a nejvíce používaný typ AHSS. Tento typ ocelí je charakteristický sktrukturou, která obsahuje martenzitickou a feritickou fází. Tato speciální mikrostruktura je dosažena pomocí specifického tepelného zpracování. Materiál nejprve podstoupí proces **tzv. interkritického žihání** ke kterému dochází v rozmezí překrytizačních teplot **Ac1 a Ac3**, viz **Obrázek 21**. V průběhu procesu interkritického žihání jsou austenit a ferit ve stabilní fázi, následuje proces kalení, kdy dojde k velmi prudkému ochlazení materiálu, což má za následek přetvoření austenitu na martenzit. [15, str. 940]



Obrázek 21 - Pásmo žihacích teplot

Zdroj: Přeloženo z [4, str. 122]

Vlivem interkritického žhání a následného kalení získáme velmi tvrdou martenzitickou fázi uloženou ve feritické matici, která má sice nízkou pevnost, ale je charakteristická vysokou tvárností. Tuto mikrostrukturu lze vidět na **Obrázku 22**, kde černá barva představuje martenzit a šedivá ferit. [15, str. 940] Takto upravená ocel je specifická výbornými mechanickými vlastnostmi, z nichž například mez kluzu může být dále zvýšena pomocí Bake Hardening efektu. [19, str. 1]



Obrázek 22 - Mikrostruktura DP ocelí

Zdroj: [15, str. 940]

Dvoufázové oceli mají specifické chemické složení, které jim musí umožnit podstoupit proces tepelného zpracování. Důležité je zajistit prokalitelnost, proto mají lehce vyšší obsah uhlíku oproti konvenčním ocelím a zároveň obsahují lehce vyšší procento legujících prvků manganu a křemíku oproti konvenčním ocelím. Chemické složení a mechanické vlastnosti jsou znázorněny v **Tabulce 8**.

Tabulka 8 - Chemické složení a mechanické vlastnosti DP ocelí

Značení	Značení dle EN 10338	Chemické složení v %			Mechanické vlastnosti		
		C	Mn	Si	$R_e [N/mm^2]$	$R_m [N/mm^2]$	$A_{80} [%]$
Válcováno za studena							
DP 450	HCT450X	0,08	1,6	0,4	280 - 340	450 - 530	≥ 27
DP 500	HCT490X	0,14	1,6	0,4	300 - 380	500 - 600	≥ 25
DP 600	HCT590X	0,14	2,1	0,4	330 - 410	600 - 700	≥ 21
DP 780	HCT780X	0,17	2,2	0,6	450 - 550	780 - 900	≥ 15
DP 980	HCT980X	0,11	2,9	0,7	600 - 750	980 - 1100	≥ 10
DP 1180	HCT1180G2	0,18	2,4	0,6	900 - 1100	≥ 1180	≥ 5
Válcováno za tepla							
DP 600	HDT580X	0,09	1,0	0,25	330 - 460	580 - 670	≥ 22
DP 780	-	0,09	1,0	0,3	≥ 450	≥ 750	≥ 15

Zdroj: [19, str. 1]

Díky vysoké absorpční kapacitě a únavové pevnosti jsou za studena válcované DP oceli vhodné ke konstrukčním a bezpečnostním prvkům jako jsou podélné nosníky a různé výztuhy. Na **Obrázku 23** můžeme vidět výztuhu nárazníku. [19, str. 1]

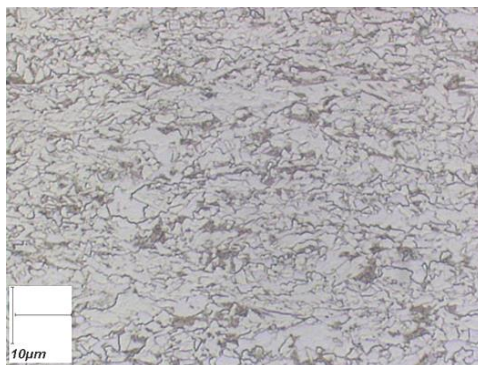


Obrázek 23 - Výztuha nárazníku z materiálu DP 1180

Zdroj: [19, str. 1]

5.2 Complex Phase (CP) oceli

Complex phase oceli se vyznačují existencí ještě třetí bainitické fáze, která doplňuje martenzitickou a feritickou. Díky obsahu bainitu mají oproti dvojfázovým ocelím vyšší tvařitelnost, zároveň jsou za účelem zjemnění zrna legovány prvky jako je titan, vanad a niob. Oceli nesou název dle své velmi komplexní mikrostruktury, ve které je poměrně složité rozlišit jednotlivé fáze. Příklad této mikrostruktury lze vidět na **Obrázku 24**. [7, str. 222]



Obrázek 24 - Mikrostruktura oceli CP 800, válcované za tepla

[20, str. 1]

Oceli s komplexní fází mají nižší tažnost než DP oceli a TRIP oceli, vzhledem k jejich pevnostním vlastnostem mají poměrně dobrou tvárnost. Příklady chemického složení a mechanický vlastností ocelí s komplexní fází lze vidět v **Tabulce 9**. [20, str. 1]

Tabulka 9 - Chemické složení a mechanické vlastnosti CP ocelí

Značení	Značení dle EN 10346	Chemické složení v %			Mechanické vlastnosti		
		C	Mn	Si	$R_e [N/mm^2]$	$R_m [N/mm^2]$	$A_{80} [%]$
Válcováno za studena							
CP 600	HCT600T	0,10	1,6	0,4	360 - 440	600 - 700	≥ 19
CP 800	HCT780T	0,17	2,2	0,6	600 - 700	780 - 900	≥ 10
CP 1000	HCT980C	0,2	2,7	0,8	800 - 950	980 - 1130	≥ 6
Válcováno za tepla							
CP 750	HDT750C	0,25	1,4	0,4	620 - 750	≥ 750	≥ 10
CP 800	HDT780C	0,10	2,0	0,25	680 - 830	≥ 780	≥ 10
CP 1000	HDT950C	0,14	1,7	0,25	800 - 950	≥ 950	≥ 10

Zdroj: [20, str. 1]

Oceli s komplexní fází se stejně jako dvoufázové vyznačují velmi dobrou absorpční kapacitu, tudíž se také používají jakožto bezpečnostní prvky karosérie.



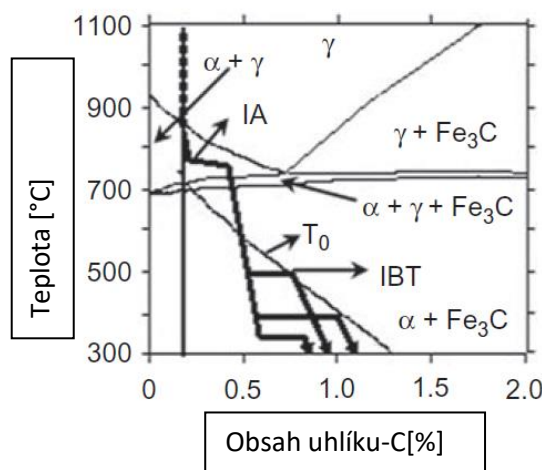
Obrázek 25 - Výztužná tyč dveří z materiálu CP 1000

Zdroj: [20, str. 1]

5.3 TRIP oceli

Oceli s transformačně indukovanou plasticitou (zkráceně TRIP) poskytují jedny z nejlepších vlastností z hlediska poměru pevnosti a tažnosti. Zároveň jsou TRIP oceli charakteristické vysokou hodnotou součinitele deformačního zpevnění, díky čemuž mají dobrou tvařitelnost a jsou tak vhodnou konstrukční volbou pro nosné komponenty, čímž zlepšují celkovou bezpečnost vozu. [7, str. 217]

Proces tepelného zpracování TRIP ocelí je možné rozdělit do dvou částí, kdy první krok probíhá v oblasti alfa feritu a austenitu kde dochází k interkritickému žíhání (IA). Tímto zpracováním dochází v prvním kroku ke tvorbě austenitu, rozpouštění perlitu a částic karbidu. Dále pak dochází k rekrytalizaci zrn, čímž se eliminuje za studena válcovaná struktura, kterou materiál získal z výrobního procesu. Účelem je získat strukturu, která bude mít zhruba polovinu objemové koncentrace feritu, kde zbylá polovina bude tvořena austenitem. Tvorba austenitu spolu s nukleací jsou doprovázeny obohacováním materiálu o uhlík, toto množství je však nedostačující, proto je nutná aplikace sekundárního tepelného zpracování. Druhý krok spočívá v rychlém ochlazení na střední teplotu, kdy v oblasti tvorby bainitu dojde k jeho izotermické přeměně (IBT). Následkem je tvorba přesyceného bainitu, jehož míra nasycenosti je uvolňována pomocí rozpadu uhlíku na austenit, případně karbidy. Část uhlíku může zůstat zachycena ve struktuře bainitu, což je žádoucí efekt, neboť tento uhlík prioritně tvoří austenit, čímž zvyšuje celkovou stabilitu fáze. Po ukončení transformace bainitu následuje ochlazení na pokojovou teplotu. Cílem je získat strukturu feritu a martenzitu, která bude mít složku zbytkového austenitu o objemové koncentraci 0,05-0,2 [7, str. 217]. Celý tento proces je znázorněn na **Obrázku 26**.



Obrázek 26 - Tepelný proces zpracování TRIP ocelí

Zdroj: Přeloženo z [20, str. 1]

Pásky plechů používané k tepelnému zpracování jsou nejčastěji válcovány za studena a jsou legovány prvky manganu, hliníku a křemíku. Příklady materiálů používaných v praxi, spolu s jejich mechanickými vlastnostmi a chemickým složením lze vidět v **Tabulce 10**.

Tabulka 10 - Chemické složení a mechanické vlastnosti TRIP ocelí

Značení	Značení dle EN 10346	Chemické složení v %			Mechanické vlastnosti		
		C	Mn	Al+Si	$R_e [N/mm^2]$	$R_m [N/mm^2]$	$A_{80} [%]$
TRIP 690	HCT690T	0,2	2	2	410 - 510	690 - 800	≥ 25
TRIP 780	HCT780T	0,250	2	2	450 - 550	780 - 900	≥ 23

Zdroj: [21, str. 1]

Oceli s transformačně indukovanou plasticitou jsou zároveň vhodné k využití Bake Hardening efektu. Využití BH efektu spolu s přirozeně vysokou vytvrzovací kapacitou zajišťuje výbornou schopnost absorpce energie, což je předurčuje k aplikaci v bezpečnostních a konstrukčních prvcích vozů. Mezi tyto prvky patří například výztuhy B sloupků, výztuhy nárazníků, příčníky a mnohé další součásti. [21, str. 1] Příklad aplikace těchto materiálů v technické praxi je možné pozorovat na **Obrázku 27**.



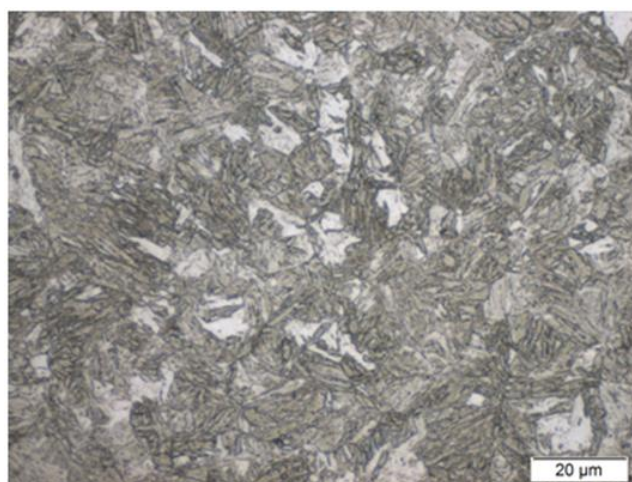
Obrázek 27 - Výztuha B-sloupku z materiálu TRIP 780

Zdroj: [21, str. 1]

5.4 Martenzitické (MS) oceli

Martenzitické oceli obsahují strukturu s majoritním zastoupením martenzitické fáze a pouze zbytkovou přítomností feritu a bainitu. Tato fáze je charakteristická velmi vysokou tvrdostí a pevností. MS oceli mají nejvyšší pevnost v tahu ze všech materiálů první generace, avšak zároveň mají nejhorší tažnost. Pevnost v tahu se pohybuje v rozmezí od 900 MPa až do 1700 MPa, tažnost do 10%. Kvůli vysoké pevnosti je lisování martenzitických ocelí za studena velmi obtížné, proto jsou válcovány nebo lisovány za tepla. [18, str. 17]

Velice tvrdá struktura těchto ocelí se získává pomocí martenzitického kalení, kdy dochází k velmi prudkému ochlazení austenitické fáze, což má za následek vznik velice tvrdého, ale křehkého martenzitu. Následným popouštěním se odstraní křehkost při zachování co nejvyšší pevnosti. [16, str. 61] Vyobrazení této struktury je patrné z **Obrázku 28**.



Obrázek 28 - Mikrostruktura MS ocelí

Zdroj: [22, str. 2]

Martenzitické oceli jsou díky poměru pevnosti a váhy vhodné k aplikaci jakožto konstrukční nosníky. Aplikace v technické praxi je omezená pouze jejich nízké tažnosti. Kromě vysoké pevnosti je výhodou, že mechanické vlastnosti jsou jednotné jak v podélném, tak příčném směru, což umožňuje vyšší flexibilitu z hlediska designu a výroby, čímž se zajišťuje maximální využití materiálu. [22, str. 2] Ke zvýšení prokalitelnosti se užívá dalších legujících prvků jako je mangan, chrom, bor nebo molybden.

Tabulka 11 - Chemické složení a mechanické vlastnosti MS ocelí

Značení	Chemické složení v %				Mechanické vlastnosti		
	C	Mn	P	S	$R_e [N/mm^2]$	$R_m [N/mm^2]$	$A_{80} [%]$
M900	0,08	0,45	0,01	0,015	877	1015	6
M1100	0,12	0,45	0,01	0,015	1018	1179	6
M1300	0,19	0,45	0,01	0,015	1212	1423	6
M1500	0,25	0,45	0,01	0,015	1370	1629	6
M1700	0,3	0,45	0,01	0,015	1520	1820	5

Zdroj: [22, str. 2]

5.4.1 Press-hardened (PH) oceli

Speciálním typem MS ocelí jsou takzvané press-hardened oceli, které jsou za tepla lisovány, díky čemuž dosahují jejich mez pevnosti až hodnot v rozmezí 1500-1800 MPa při tažnosti do 10%. Nejnovější generace PH ocelí dosahují pevnosti až 2000 MPa, což je předurčuje k aplikacím, kde od součásti požadujeme co nejmenší deformaci. [18, str. 17]

Proces zpevnění plechů spočívá v tváření oceli legované manganem a borem za tepla, kde obsah boru se pohybuje v rozmezí 0,001% až 0,005%. Výhodou je kromě vysoké pevnosti také eliminace efektu elastické deformace. Oceli jsou aplikovány jako výztuhy A či B sloupků, dále se stále častěji používají jakožto podlahové panely z důvodu ušetření váhy. [18, str. 17]

Z technologického hlediska lze vytvářet i tvarově složitější součásti, neboť ocel má zpočátku při tvářecím procesu nízkou pevnost a vysokou tažnost. Takto zpracována je například ocel 22MnB5. Tato ocel dosahuje skvělých výsledků v simulacích havárie, proto nachází své uplatnění v prvcích deformačních zón. [23, str. 824] Chemické složení oceli 22MnB5 lze vidět v **Tabulce 12**.

Tabulka 12 - Chemické složení PH oceli 22MnB5

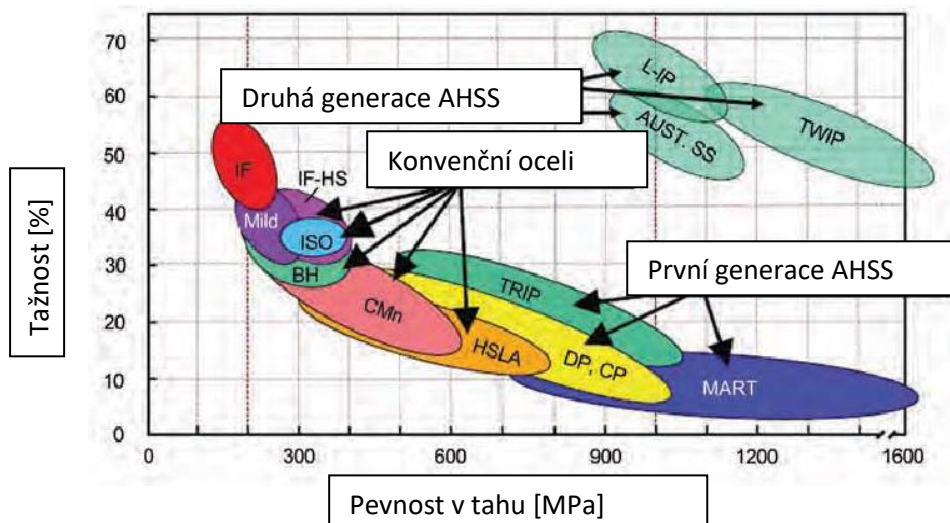
Značení	Chemické složení v %					
	C	Mn	B	Si	Cr	Ti
22MnB5	0,24	1,22	0,002	0,25	0,16	0,03

Zdroj: [23, str. 825]

Uplatnění PH ocelí v reálných konstrukcích automobilů vede k výraznému zlepšení jejich bezpečnosti, zároveň dochází ke snížení palivové spotřeby vozu, vzhledem ke skvělému poměru pevnosti a váhy MS a PH ocelí.

6 Druhá generace AHSS ocelí

První generace poskytuje vhodné vlastnosti pro určité technické aplikace, avšak oceli s vyšší pevností mohou být těžko aplikovatelné kvůli své velmi nízké tažnosti. Tuto problematiku řeší generace druhá, která v sobě dokáže skloubit pevnost na úrovni martenzitických ocelí a tažnost vyšší než 50%. Tyto oceli mají sice perfektní mechanické vlastnosti, narážejí však na vlastní problémy, které drasticky snižují jejich aplikovatelnost v komerční produkci.



Obrázek 29 - Vymezení oblasti 2. generace AHSS v diagramu závislosti pevnosti na tažnosti

Zdroj: Přeloženo z [16, str. 61]

Oceli druhé generace jsou charakteristické austenitickou strukturou ve spojení s vysokým množstvím legujících prvků, jako je chrom, nikl a mangan. Přítomnost legujících prvků má za účel stabilizaci austenitu při pokojové teplotě. [7, str. 35] Austenitická struktura zaručuje schopnost využití efektů indukované plasticity, což umožňuje deformovanému austenitu prodlat transformaci na martenzit, který těmto ocelím dodává jejich vysokou pevnost při zachování vysoké tažnosti. [24, str. 12]

6.1 Problematika druhé generace

Z hlediska mechanických vlastností se zdají oceli druhé generace jako výhodným řešením. Tyto materiály mají však v praxi automobilového průmyslu jen poměrně malé využití. Zásadním problémem jsou vysoké náklady, které se odvíjejí od vysokého podílu legujících prvků a tepelného zpracování. Další zásadní nevýhodou je problematická svařitelnost, kvůli které při tradičních svařovacích metodách dochází k praskání svarů. [7, str. 35] Oceli jsou dále poměrně náchylné k vodíkové křehkosti. Míru praskání lze potlačit pomocí dalších příměsí legujících prvků, jako je třeba hliník, což bohužel opět zvyšuje už tak poměrně vysokou cenu. [24, str. 13]

Vysoká výrobní cena předurčuje austenitické oceli pouze k aplikaci v prémiových vozech jako je například Porsche Panamera nebo v nejnovější generaci Audi A6 a A8, kde nacházejí uplatnění jako komponenty karosérií. Oceli s indukovanou plasticitou dvojčatěním (TWIP) mají v současné době v automobilovém průmyslu jedinou aplikaci a to jakožto nosná komponenta předního nárazníku Fiatu 500. [24, str. 13]

6.2 Austenitické korozivzdorné oceli

Austenitické korozivzdorné oceli jsou materiály, které díky vysokému podílu legujících prvků dosahují struktury, která může obsahovat až 100% zbytkového austenitu. [24, str. 13] Tyto oceli se kvalifikují jako druhá generace AHSS neboť dosahují poměrně dobré pevnosti při zachování vysoké tažnosti. Výraznou výhodou je dobrá svařitelnost těchto ocelí, čímž se eliminuje jeden z velmi podstatných problémů druhé generace. Aplikovatelnost v technické praxi je však stále limitována vysokou cenou, která se odvíjí od vysokého podílu legujících prvků. Mezi nejvíc prominentní příměsi patří chrom v rozmezí 16-25% a nikl, jehož obsah se řádově pohybuje okolo 4-10%. Vysoké množství chromu a niklu výrazně zvyšuje korozní odolnost a dává těmto ocelím jejich název korozivzdorné. [25, str. 69]

Austenitické korozivzdorné oceli kromě vysoké ceny narážejí i na jiné specifické komplikace. Charakteristická je limitní hodnota únavové pevnosti, která dosahuje pouze 30% meze pevnosti v tahu, oproti 50-60% u feritických ocelí. Dalším nepříznivým faktorem je vyšší koeficient tepelné roztažnosti, který spolu s nízkou únavovou pevností zvyšuje náchylnost k materiálové únavě při použití za zvýšených teplot. [25, str. 69]

Z hlediska chemického složení se jednotlivé typy austenitických ocelí liší dle požadavků na mechanické vlastnosti a korozní odolnost. V **Tabulce 13** lze vidět oceli určené pro potřeby automobilového průmyslu od firmy **Aperam**.

Tabulka 13 - Chemické složení austenitických nerezových ocelí od firmy Aperam

Slitina	Značení dle EN	Chemické složení v %					
		C	N	Cr	Ni	Mn	Si
301M	1.4310	0,10	0,07	17,3	7,3	0,9	0,6
301L	1.4318	0,025	0,11	17,5	6,6	1,7	0,5
304D	1.4301	0,04	0,55	18,2	8,1	1,2	0,4

Zdroj: [26, str. 11]

Mechanické vlastnosti austenitických ocelí se dají kromě chemického složení ovlivnit i procesy žíhání a popouštění. [25, str. 69] Z **Tabulky 14** jsou patrné vlastnosti výše uvedených materiálů od firmy Aperam.

Tabulka 14 - Mechanické vlastnosti austenitických ocelí od firmy Aperam

Slitina	Značení dle EN	Mechanické vlastnosti		
		$R_{p0,2}$ [N/mm ²]	R_m [N/mm ²]	A_{80} [%]
301M	1.4310	740	1000	30
301L	1.4318	350	760	52
304D	1.4301	300	630	55

Zdroj: [26, str. 11]

Austenitické korozivzdorné oceli se díky své korozní odolnosti zpravidla používají jakožto komponenty výfukové soustavy, v současnosti se firmy jako Aperam snaží aplikovat tyto materiály i v prvcích karosérie. [26, str. 10]

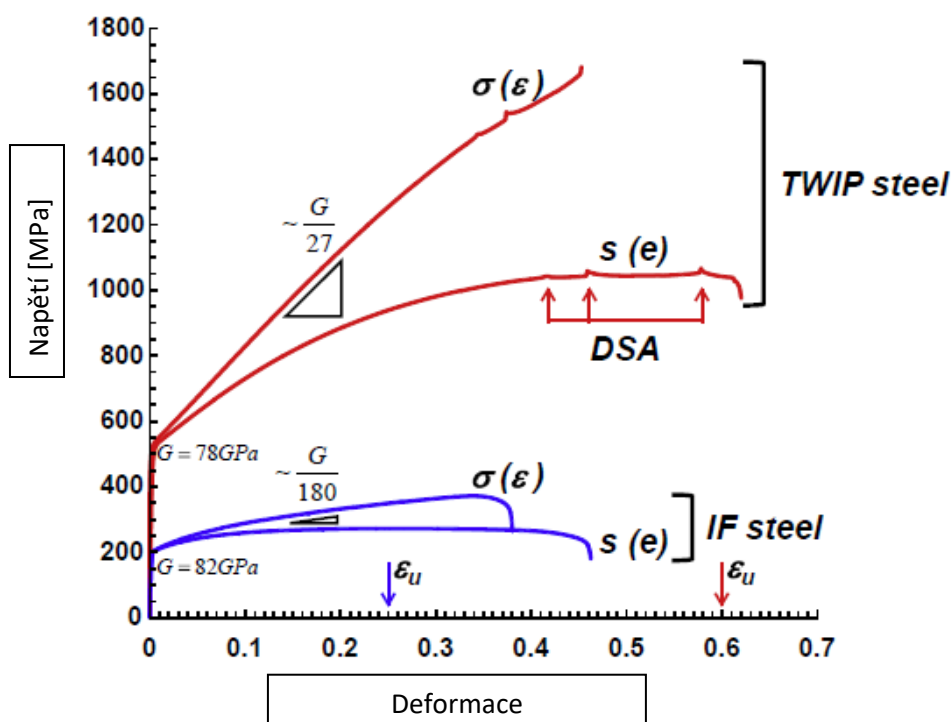
6.3 TWIP oceli

Oceli s indukovanou plasticitou vlivem dvojčatění (TWIP) jsou materiály, které jsou charakteristické velkou mírou deformačního zpevnění. Mez pevnosti v tahu těchto materiálů překročuje hranici 1000 MPa, zároveň si však TWIP oceli zachovávají velmi vysokou tažnost a to až 60 procent. [27, str. 285]

Materiálová tvařitelnost TWIP ocelí je kontrolována pomocí krystalografické struktury, která je dána velikostí zrna a množstvím přítomných precipitátů. Jemnější zrna a přítomnost tvrdých tuhých fází vede ke zvýšení pevnosti, má však negativní účinek na tažnost. [27, str. 285]

Příměsí legujících prvků se u TWIP ocelí pohybují v rozsahu **15–30% manganu, 0-1% uhlíku, 0-3% hliníku a 0-3% křemíku**. Mezi další přídavné prvky se řadí niob, titan, chrom či vanad. Přesnou kontrolou chemického složení se zajišťuje vysoká míra kritické energie, obvykle v řádech **15 – 45 mJ/m²** při pokojové teplotě. [27, str. 301] Tato kritická energie způsobuje při deformaci vznik krystalové poruchy známé jako dvojčatění, kdy dva či více krystalů sdílí společnou část krystalové mřížky. [27, str. 285]

Kombinace chemicky přesné struktury a deformačního dvojčatění způsobuje již dříve zmíněnou vysokou pevnost TWIP ocelí. Na **Obrázku 30** lze pozorovat deformační chování TWIP oceli ve srovnání s IF ocelí, kde symbol **G** představuje modul pružnosti. [27, str. 285]



Obrázek 30 - Deformační srovnání TWIP a IF oceli

Zdroj: [25, str. 286]

Závislosti přítomné v **Obrázku 30** představují skutečný a smluvní tahový diagram, kde $\sigma(\epsilon)$ představuje skutečný diagram a závislost $s(e)$ představuje diagram smluvní. Ze závislostí je patrné, že TWIP oceli jsou schopny dosáhnout parametrů mnohonásobně vyšších než konvenční IF oceli. [27, str. 286]

V praxi jsou používány oceli s různorodými vlastnostmi vhodnými pro příslušné aplikace. Příkladem mohou být materiály od firmy ThyssenKrupp, které se dodávají v následujících konfiguracích, viz **Tabulka 14**.

Tabulka 15 - Chemické složení TWIP ocelí

Značení	Chemické složení v %					
	C	Mn	Si	Al	Cr	Ni
X40MnCrAlV 19-2 HY	0,3-0,6	16-25	0,2-0,6	0,5-2	do 2,5%	do 1 %
X40MnCrAlV 19-2 LY	0,3-0,6	16-25	0,2-0,6	0,5-2	do 2,5%	do 1 %

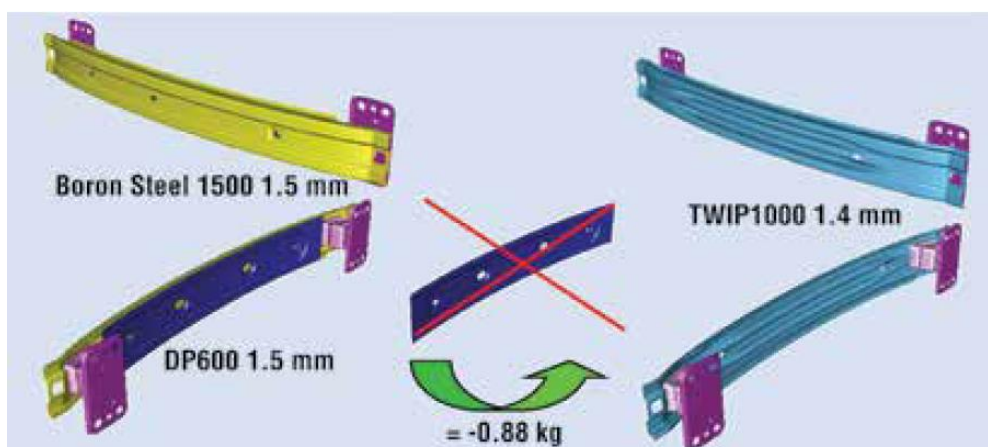
Zdroj: [28, str. 1]

Výše uvedené materiály reprezentují produktovou řadu za studena válcovaných TWIP plechů, které mají shodné chemické složení, ale liší se v mechanických vlastnostech, kdy ocel **X40MnCrAlV 19-2 HY (High Yield)** představuje ocel s vyšší mezí pevnosti, avšak nižší tažností oproti modifikaci LY. Mechanické vlastnosti obou ocelí lze pozorovat v **Tabulce 15**. [28, str. 1]

Značení	Mechanické vlastnosti		
	$R_{p0,2} [N/mm^2]$	$R_m [N/mm^2]$	$A_{80} [%]$
X40MnCrAlV 19-2 HY	550-750	850 - 1000	30
X40MnCrAlV 19-2 LY	300-450	750 - 880	45

Zdroj: [28, str. 1]

Jedním z mála uplatnění TWIP ocelí je již dříve zmiňovaný nárazník Fiatu 500. Hlavní nosník nárazníku je vyroben z monolitického plátu TWIP oceli, čímž se dosáhne výrazného ztenčení a odlehčení oproti řešení s použitím dvou plátů borové a dvoufázové oceli. Tato optimalizace je zobrazena na **Obrázku 31**. [24, str. 13]

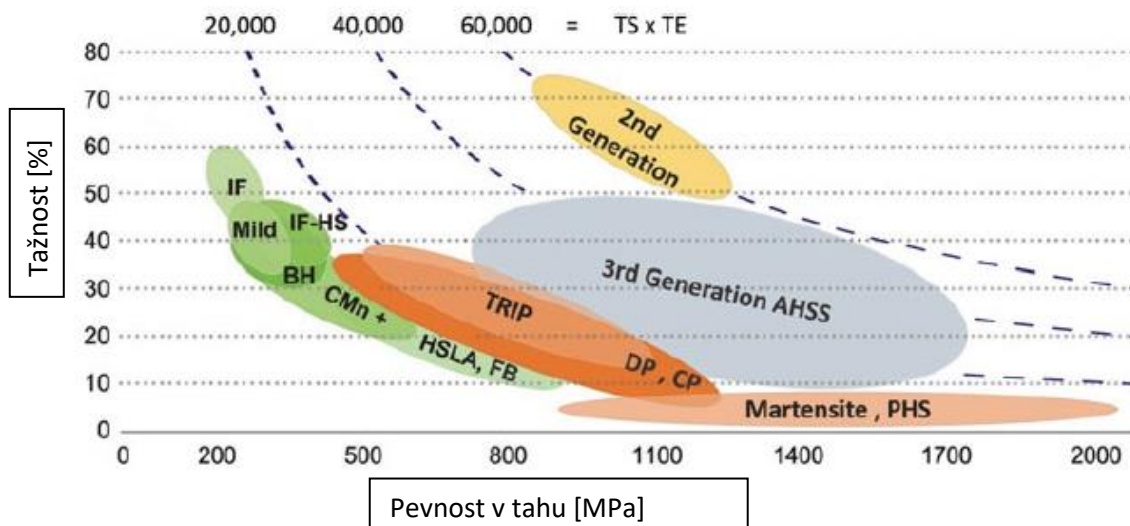


Obrázek 31 - Aplikace TWIP oceli

Zdroj: [24, str. 13]

7 Třetí generace AHSS ocelí

Problematické aspekty první a druhé generace vedly ke snaze vyvinout materiály, které by dokázaly vytvořit pomyslný most mezi předchozími generacemi, čímž by zkombinovaly vysokou pevnost a tažnost, při zachování přijatelné ceny. Tato snaha vedla ke vzniku generace třetí, která je v dnešní době stále ve fázi vývoje. [28, str. 1] Z **Obrázku 32** je patrné vymezení oblasti, kterou třetí generace zaujímá v diagramu závislosti tažnosti na napětí.



Obrázek 32 - Vymezení oblasti 3. generace AHSS v diagramu závislosti pevnosti na tažnosti

Zdroj: Přeloženo z [30, str. 12]

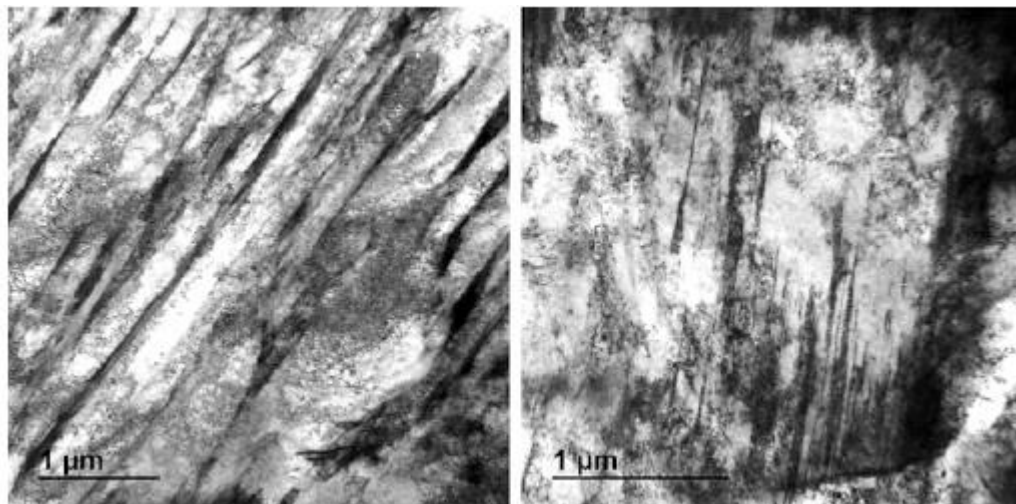
Hlavními zástupci třetí generace jsou středně legované manganové oceli (**medium Mn**), oceli využívající efektu kalení a rozpadu uhlíku (**Q&P**), TRIP oceli s bainiticko-feritickou strukturou (**TBF**). [30, str. 13] Dále se jako zástupce třetí generace označuje **NanoSteel**, což je ocel s nanokrystalickou strukturou. [28, str. 2]

7.1 Oceli využívající efektu kalení a rozpadu uhlíku (Q&P)

K využití efektu kalení a rozpadu se používají oceli s příměsí legujících prvků jako je mangan, křemík, nikl a molybden. Jednotlivé prvky jsou zastoupeny do čtyřech procent obsahu, v závislosti na pevnostní požadavky. Oceli typu Q&P jsou charakteristické strukturou, která obsahuje 50-80% martenzitu, 20-40% feritu a 5-12% zbytkového austenitu. Nižší procento zbytkového austenitu výrazně zlepšuje stabilitu oproti austenitickým ocelím, tudíž klade nižší nároky na příměsí legujících prvků. [28, str. 1]

Princip vytvoření struktury Q&P ocelí spočívá v komplexním tepelném zpracování. Tento proces spočívá v ohřátí materiálu do oblasti austenitu či kombinace austenitu a feritu. Následuje technologický proces kalení, kdy je materiál ochlazen na specifickou teplotu, kdy je obsah uhlíku v martenzitu roven obsahu uhlíku ve fázi austenitu. V této chvíli následuje ohřátí na teplotu rozpadu, kdy dochází k difuzi uhlíku z martenzitické fáze do zbývajících nepřeměněného austenitu. Tento krok je nesmírně důležitý, neboť jeho hlavním účelem je stabilizace austenitu. Po ukončení procesu rozpadu je následně materiál ochlazen na pokojovou teplotu. Dodržení přesného postupu je klíčové pro získání specifické materiálové struktury, která poskytuje optimální kombinaci pevnosti a tažnosti. [30, str. 328]

Proces rozpadu uhlíku sebou nese další doprovodné procesy, kdy dochází například k usazování uhlíku v dislokacích nebo na rozhraní martenzitu. Dalším doprovodným procesem je tvorba karbidů, zároveň také může docházet k rozpadu části zbytkového austenitu na bainit. Příklad struktury Q&P ocelí je možné pozorovat na **Obrázku 33**. V obrázku jsou pozorovatelné bílé “laťky”, které reprezentují martenzitickou fázi, dále je přítomen zbytkový austenit, který je martenzitickými “laťkami” uzavřen. Zbytkový austenit se dále vyskytuje ve formě bloků uzavřených feritickou fází. [30, str. 333]



Obrázek 33 - Typická mikrostruktura Q&P ocelí

Zdroj: [30, str. 333]

Z hlediska dosažení optimální struktury je v rámci technologického procesu tepelného zpracování nutno znát a správně regulovat jisté faktory. Jakožto nejdůležitější faktor zde vystupuje teplota, specificky teplota kalení Q_T a teplota při které dochází k rozpadu uhlíku. Teplotu počátku přeměny martenzitu M_s lze určit pomocí vztahu, jenž bere v potaz chemické složení dané oceli. Příkladem může být například **vztah dle Stevena a Haynese** [30, str. 329]:

$$M_s(^{\circ}C) = 561 - 474C - 33Mn - 17Cr - 17Ni - 21Mo \quad (16)$$

Zdroj: [30, str. 329]

Teplota ukončení přeměny martenzitu M_f je zvolena na základě obsahu martenzitu f_m , který má poskytnout uhlík k difuzi, tento parametr je definován pomocí **vztahu dle Koistiena a Marburgera** [30, str. 329]:

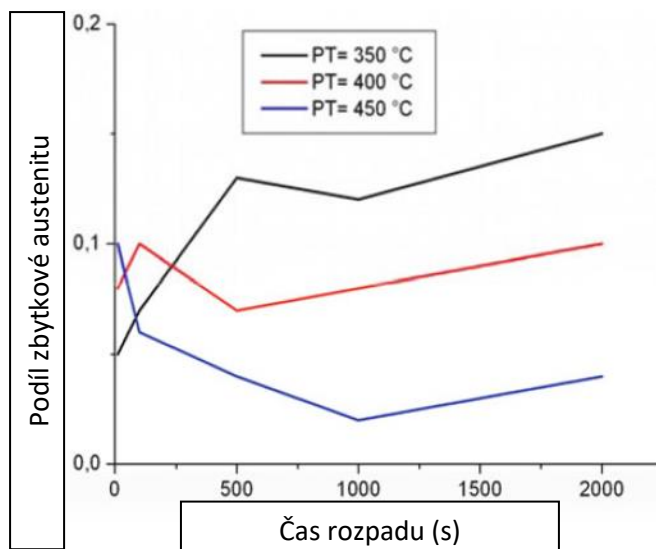
$$f_m = 1 - e^{-0,011(M_s - Q_T)} \quad (17)$$

Zdroj: [30, str. 329]

Jak je patrné ze vztahu (17) teplota kalení Q_T přímo určuje obsah martenzitu f_m , který poskytne uhlík k difuzi, tudíž přesně určuje rozdělení jednotlivých fází ve výsledné struktuře. Pokud je tedy kalicí proces proveden při teplotě lehce nad hodnotou M_f získaná struktura bude bohatá na martenzitickou fázi, avšak bude mít méně zbytkového austenitu. Naopak pokud by kalení probíhalo při teplotě blízké se M_s získaná struktura by měla velké množství zbytkového austenitu. V takovém případě by obsah martenzitu f_m mohl být nedostačující, což by vedlo k nedostatku difundujícího uhlíku, který je klíčový z hlediska stabilizace austenitu. [30, str. 339]

Teplota rozpadu uhlíku P_T a doba, po kterou k tomuto jevu dochází, jsou další faktory s velmi výrazným dopadem na výslednou strukturu. Tyto faktory přímo ovlivňují procento zbytkového austenitu. Doba potřebná k dokončení difuze uhlíku z martenzitu do austenitu závisí na teplotě a chemickém složení materiálu. Příliš dlouhá doba rozpadu je nežádoucí, neboť vede ke snížení mechanických vlastností materiálu. [30, str. 345]

Závislost množství zbytkového austenitu na teplotě a době rozpadu lze pozorovat na **Obrázku 34**. [30, str. 348]

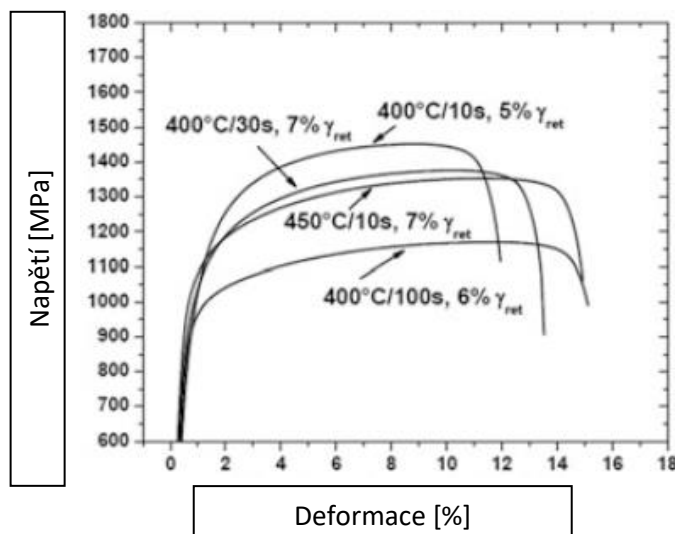


Obrázek 34 - Vliv teploty a doby rozpadu na obsah zbytkového austenitu

Zdroj: Přeloženo z [30, str. 348]

Diagram na **Obrázku 34** ukazuje, že při vyšší teplotě rozpadu je maximálního obsahu zbytkového austenitu dosaženo za kratší dobu. Nicméně vyšší teplota vede ke snížení hodnoty tohoto maxima. Nižší teploty umožňují dosáhnout vyššího obsahu austenitu, avšak je zapotřebí mnohonásobně delší doby rozpadu. [30, str. 349]

Vliv těchto faktorů na mechanické vlastnosti je patrný z tahového diagramu na **Obrázku 35**, kde můžeme pozorovat průběhy napětí v závislosti na deformaci pro jednotlivé teploty a doby rozpadu. Z diagramu je patrné zmiňované snížení pevnosti spojené s delší dobou difuze uhlíku. [30, str. 359]



Obrázek 35 - Vliv teploty a doby rozpadu na průběh tahového diagramu

Zdroj: Přeloženo z [30, str. 359]

V současnosti používané oceli mají chemické složení korespondující s hodnotami uvedenými v **Tabulce 16**. Množství uhlíku je u těchto materiálů limitováno z důvodu zachování svařitelnosti [31, str. 269]

Tabulka 16 - Chemické složení Q&P ocelí

Chemické složení v %					
C	Mn	Si	Al	P	S
0,15-0,30	1,5-3,0	1,0-2,0	0,02-0,06	<0,015	<0,01

Zdroj: [31, str. 269]

Oceli s tímto chemickým složením mohou v případě vhodně provedeného tepelného zpracování dosahovat výborných mechanických vlastností, kdy mez pevnosti v tahu dosahuje hodnot 1000-1400 MPa při zachování tažnosti v rozmezí 10-20%. [31, str. 268]

Třetí generace má zatím poměrně malé komerční využití, neboť její zástupci se většinou nacházejí ve stádiu vývoje. Oceli typu Q&P díky firmě BaoSteel prokázaly vhodnost k aplikacím v automobilovém průmyslu a je tedy jen otázkou času než se více komerčně rozšíří. [30, str. 357] V současnosti nachází uplatnění v technické praxi dva typy oceli, které jsou spolu se svými vlastnostmi uvedeny v **Tabulce 17**. [31, str. 271]

Tabulka 17 - Komerčně využívané Q&P oceli

Značení	Mechanické vlastnosti		
	$R_{p0,2} [N/mm^2]$	$R_m [N/mm^2]$	$A_{80} [%]$
Q&P 980	650-800	980 - 1050	17-22
Q&P 1180	950-1150	1180 - 1300	8-14

Zdroj: [31, str. 271]

Oceli typu Q&P uplatní svůj potenciál jakožto strukturní a bezpečnostní komponenty, neboť ve srovnání s ostatními vysokopevnostními oceli vykazují mnohem lepší tažnosti při stejné pevnosti. Jedním ze současných uplatnění tohoto typu oceli je výztužná komponenta B sloupku, kterou lze pozorovat na **Obrázku 36**. [31, str. 271]



Obrázek 36 - Výztužná komponenta B sloupku z materiálu Q&P 980

Zdroj: [31, str. 271]

7.2 TRIP oceli s bainiticko feritickou fází (TBF)

Oceli typu TBF jsou materiály, které kombinují efekt indukované plasticity spolu s bainiticko-feritickou mikrostrukturou. Charakteristické pro tuto strukturu jsou pouze dvě fáze. První fází je bainiticko feritická matrice v "lačkovité" formě, která uzavírá fázi druhou vystupující ve formě tenkých filmů zbytkového austenitu. Struktura tohoto charakteru umožňuje využití několika příznivých jevů, z nichž nejdůležitější je využití TRIP efektu díky podstatnému množství zbytkového austenitu. Dalším podstatným faktorem oproti normálním ocelím s indukovanou plasticitou je náhrada martenzitu bainitickou fází. Tato náhrada snižuje pevnostní rozdíl v rámci mikrostruktury materiálu, čímž zajišťuje výborný poměr vysoké tažnosti a nízké náchylnosti k praskání hran. [30, str. 277]

Bainiticko feritické struktury je dosaženo pomocí procesu bainitického kalení, jehož správné provedení má přímý dopad na výsledné mechanické vlastnosti. Nejpodstatnějším faktorem je zde teplota, jejíž přímý vliv na příslušné vlastnosti byl studován týmem z Centrálního metalurgického institutu pro výzkum a vývoj (CRMDI), který sídlí v Káhiře. [32, str. 1]

V rámci této studie byla použita ocel s chemickým složením, které je popsáno v **Tabulce 18**.

Tabulka 18 - Chemické složení TBF oceli použité v rámci studie CRMDI

Chemické složení v %								
C	Si	Mn	P	S	Mo	Ni	Al	Nb
0,35	0,6	1,5	0,02	0,008	0,25	1,5	1,1	0,05

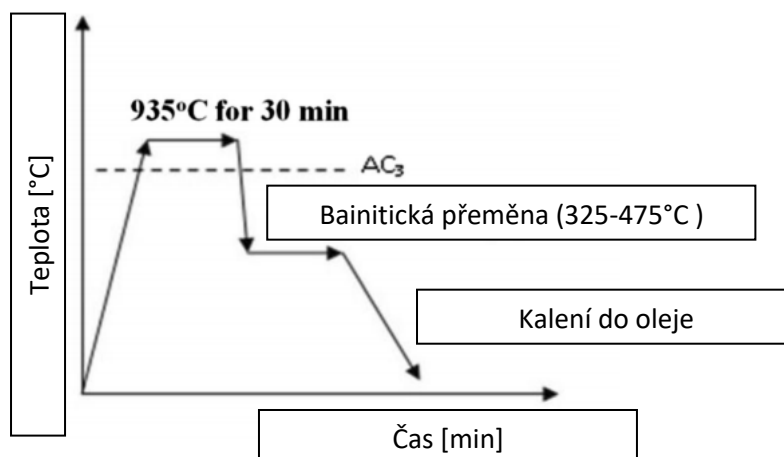
Zdroj: [31, str. 271]

Pro tuto ocel byla stanovena teplota počátku martenzitické přeměny na **371°C** pomocí **Tamurova vztahu**:

$$M_s(^{\circ}C) = 550 - 361C - 39Mn - 17V - 20Cr - 17Ni - 10Cu - 5(Mo + W) - 0Si + 15Co + 30Al \quad (18)$$

Zdroj: [32, str. 2]

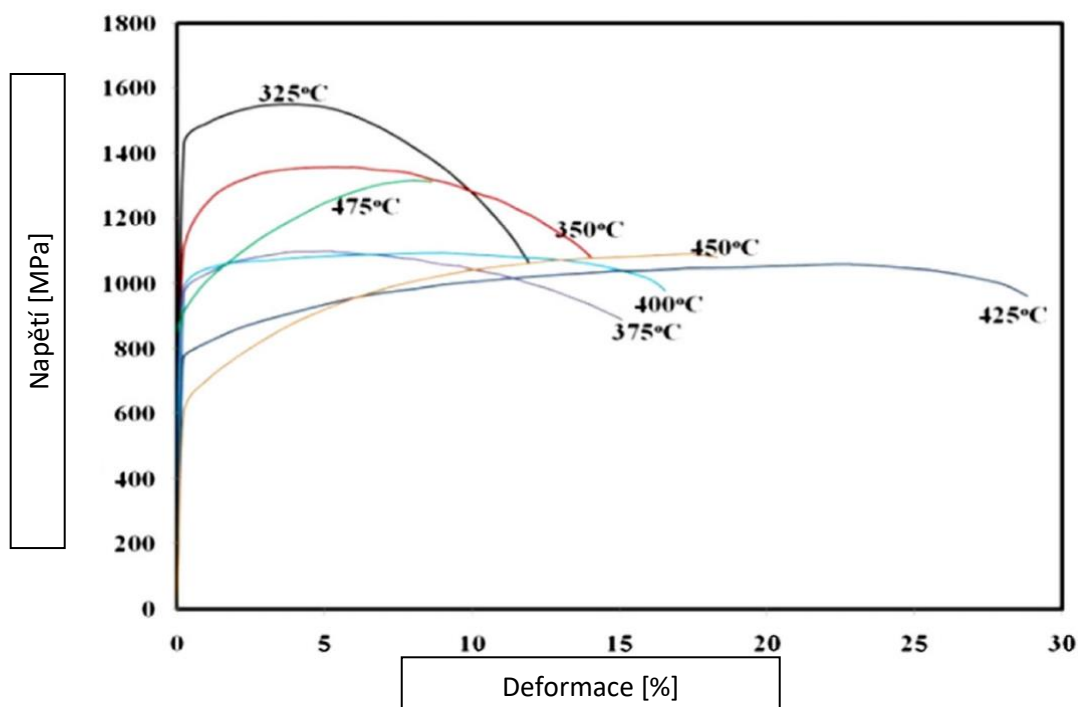
Postup studie spočíval v předpřípravě vzorků a to tak, že základní materiál byl za dobu třiceti minut ohřát na teplotu 1200°C. Následoval proces tváření za tepla, kdy výsledkem byly zkušební tyče odpovídající standardu ASTM E8. Tyto vzorky byly tepelně zpracovány dle schématu vyobrazeného na **Obrázku 38**. Pro jednotlivé tyče bylo použito rozdílných kalicích teplot, v rozmezí **325-475°C**, za účelem pozorování jejich vlivu na mechanické vlastnosti. [32, str. 2]



Obrázek 37 - Technologický postup bainitického kalení

Zdroj: Přeloženo z [32, str. 2]

Dosažené mechanické vlastnosti při použití kalicích teplot v rozmezí 325-475°C lze pozorovat v tahovém diagramu na **Obrázku 38**. [32, str. 4]

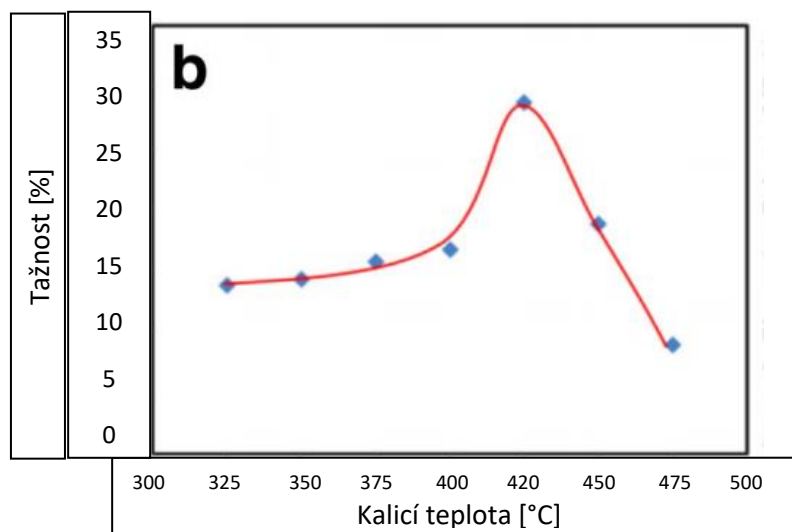


Obrázek 38 - Vliv teploty kalení na tahový diagram TBF oceli

Zdroj: Přeloženo z [32, str. 4]

Z diagramu vyplývá mez pevnosti v tahu pohybující se v rozmezí 1050-1550 MPa v závislosti na příslušné kalicí teplotě. Důležité je však zmínit, že nejvyšší meze pevnosti dosahují vzorky reprezentující teploty 325 a 350°C, které prodělaly proces kalení při teplotě lehce nižší než je počátek martenzitické přeměny M_s . Struktura těchto vzorků tedy obsahuje navíc martenzitickou fázi, která sice zvyšuje pevnost, ale poměrně výrazně snižuje tažnost. [32, str. 4]

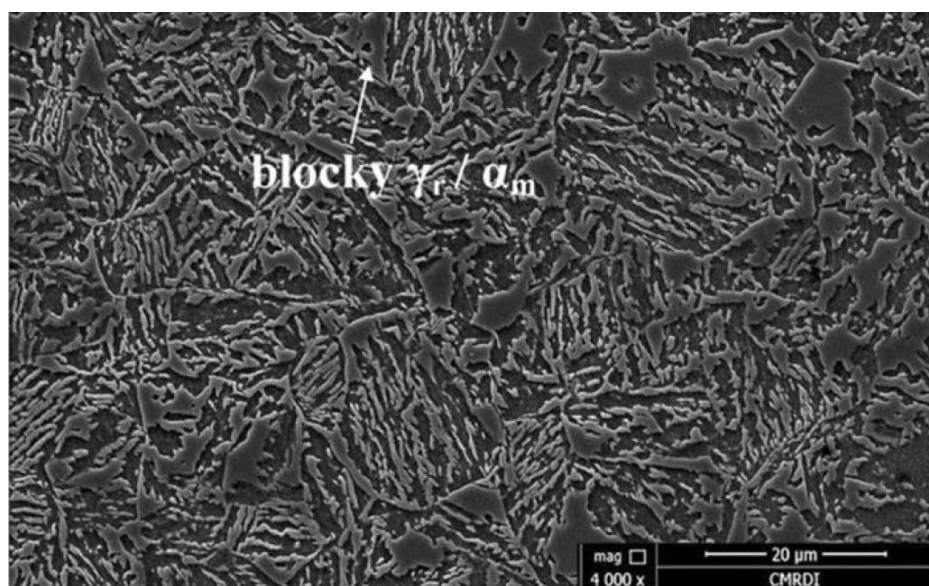
Ostatní vzorky byly kaleny teplotou vyšší než M_s , tudíž zde při tepelném zpracování nedošlo ke tvorbě martenzitické fáze. Tyto vzorky proto poskytují lepší poměr pevnosti a tažnosti, jsou zde však stále poměrně velké rozdíly. Vliv kalicí teploty na tažnost příslušného vzorku lze pozorovat na **Obrázku 39**. [32, str. 4]



Obrázek 39 - Vliv kalicí teploty na tažnost vzorku

Zdroj: Přeloženo z [32, str. 4]

Výsledky patrné z **Obrázků 38 a 39** nasvědčují, že nejlepší kombinace pevnosti a tažnosti je dosaženo při kalicí teplotě 425°C. Takto zpracovaná ocel dosahuje pevnosti okolo 1000 MPa při zachování tažnosti dosahující 30%. Charakteristická je jemná a vysoce jednotná struktura, převážně složená z “latěk” bainito-feritické matrice a zbytkového austenitu. Menší část struktury vykazuje blokovou formu. [32, str. 4]



Obrázek 40 - Struktura TBF oceli kalené při 425°C

Zdroj: [32, str. 6]

Komerčního využití tyto materiály dosáhly primárně díky firmě **Kobe Steel**, která jako první vyvinula TBF oceli s mezí pevnosti od 980 do 1470 MPa, které našly použití ve vozech Nissan. [29, str. 2]

V dnešní době jsou tyto oceli mnohem více rozšířeny, jedním z dodavatelů je například **ArcelorMittal** se svojí produktovou řadou **FortiForm**. Vysokopevnostní oceli této řady jsou určeny pro lehké strukturální komponenty, které se lisují za studena. Využití těchto materiálů umožňuje snížení váhy oproti konvenčním AHSS ocelím při zachování stejných vlastností. Chemické složení a mechanické vlastnosti zástupců této řady lze pozorovat v **Tabulce 19**. [32, str. 2]

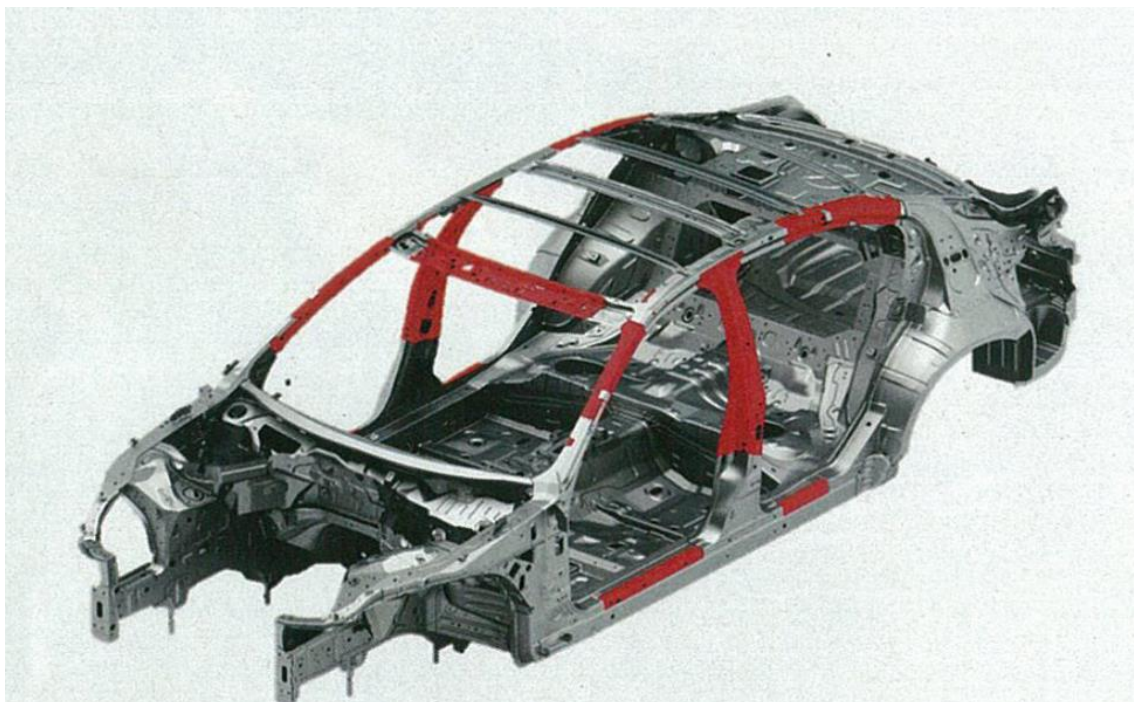
Tabulka 19 - Chemické složení a vlastnosti TBF ocelí produktové řady FortiForm

Značení	Chemické složení v %			Mechanické vlastnosti		
	C	Mn	Si- Max	$R_e [N/mm^2]$	$R_m [N/mm^2]$	$A_{80} [%]$
FortiForm 980	0,25	2,3	2	600 - 750	980 - 1130	≥19
FortiForm 1050	0,23	2,3	2	700 - 820	1050 - 1180	≥14
FortiForm 1180	0,23	2,8	2	850 - 1060	1180 - 1330	≥13

Zdroj: [32, str. 3]

Produktová řada **FortiForm** je zároveň charakteristická dobrou svařitelností. Svaření možné provést konvenčními metodami odporového svařování, pouze je nutné přenastavit parametry. Vyšší obsah uhlíku vyžaduje zvýšení svařovací síly a uzpůsobení svařovacích cyklů, aby bylo docíleno kvalitního svaru. [32, str. 4]

Příkladem komerčního užití TBF ocelí mohou být například výztuhy A i B sloupků a panelu podlahy u vozu Nissan Infiniti Q50 pro rok 2014, který lze vidět na **Obrázku 41**.



Obrázek 41 - Komerční aplikace TBF ocelí na vozu Infiniti Q50

Zdroj: [29, str. 2]

Oceli typu TBF by v budoucnu měly nahradit konvenční dvoufázové oceli, neboť jsou schopny dosáhnout lepší kombinace pevnosti a tažnosti. Zároveň se očekává, že nahradí oceli využívající efektu indukované plasticity (TRIP), neboť dosahují daleko lepší tvařitelnosti hrany. [30, str. 293]

7.3 Oceli se středním obsahem manganu (Medium Mn)

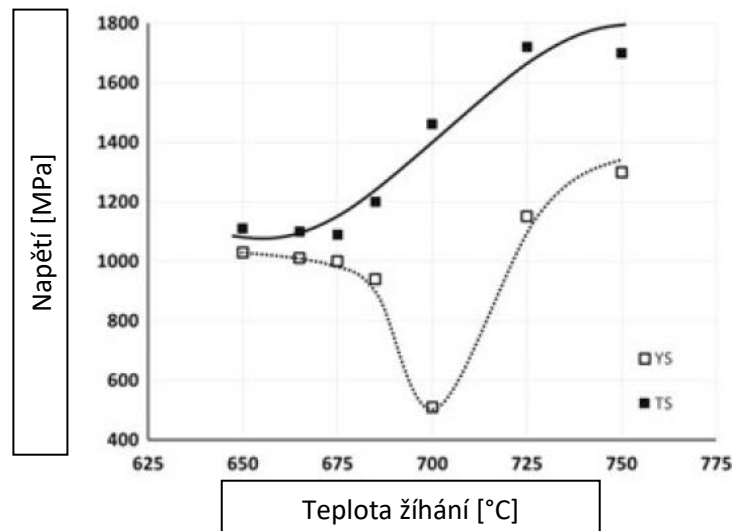
Vlastnosti typické pro třetí generaci dále vykazují oceli středně legované 4-10% manganu, které se nazývají dle anglického slovního spojení medium Mn Steels, což se dá volně přeložit jako oceli se středním obsahem manganu. Typově se jedná o oceli s velmi vysokým podílem zbytkového austenitu, které ve své matici obsahují jen malé množství uhlíku. Tyto oceli zatím nejsou vůbec komerčně využívány a jsou tak stále ve stádiu vývoje. [30, str. 13]

Dle provedených studií jsou tyto oceli schopny dosáhnout pevnosti 1000-1500 MPa při zachování tažnosti 31-44%. Nejlepších vlastností je dosaženo pomocí **interkritického žhání a efektu kalení a rozpady**, které předurčují tyto oceli jakožto vhodné bezpečnostní komponenty osobních vozů. Tyto studie jsou stále ve velmi raném stádiu, tudíž se zatím spíše zaměřovaly na charakterizaci mikrostruktury a procesu tepelného zpracování. [33, str. 530]

Z hlediska výsledných mechanických vlastností platí pravidlo, že čím vyšší obsahu manganu, tím lepší kombinace pevnosti a tažnosti, neboť mangan přímo zvyšuje množství a stabilitu zbytkového austenitu. K tomu je však zapotřebí optimální provedení tepelného zpracování. Nejdůležitějším faktorem z tohoto hlediska je žhací teplota. [30, str. 305]

Optimální žíhací teplota se přímo odvíjí od chemického složení daného materiálu. Z hlediska chemické složení obsahují tyto oceli pouze 0,1-0,6% uhlíku, z důvodu zachování svařitelnosti a eliminace uhlíkové segregace při slévání. Přídavnými legujícími prvky jsou hliník a křemík, které slouží k zabránění precipitace karbidů, čímž umožňují uhlíku plně difundovat do austenitu během procesu interkritického žíhání. Obsah křemíku a hliníku je limitován do 3%, neboť vyšší obsah by vedl k tvorbě hrubších fází, čímž by se komplikoval proces odlévání. [34, str. 1458]

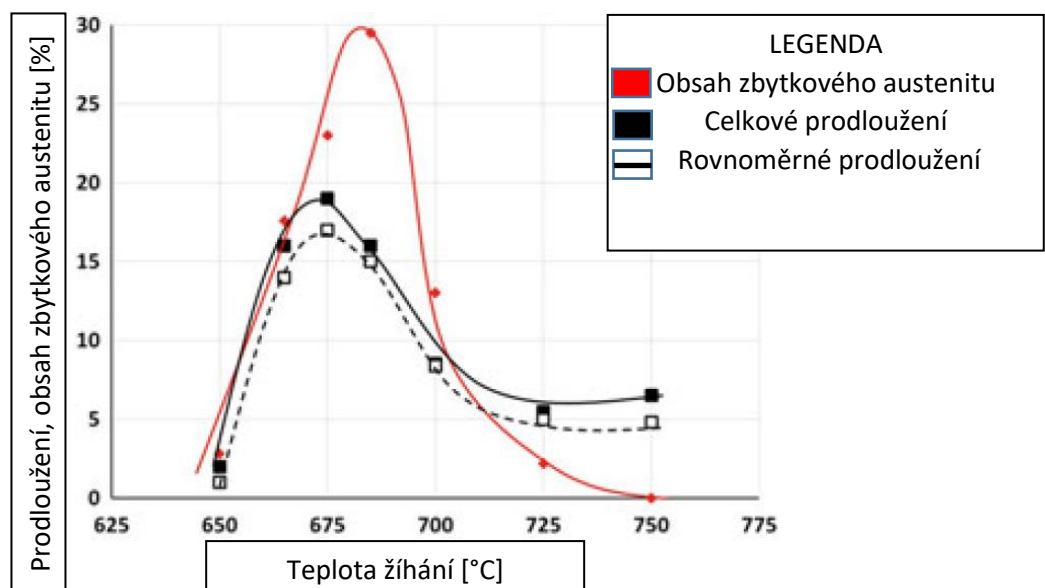
Vliv žíhací teploty na výsledné mechanické vlastnosti pro ocel, která obsahuje **0,16% uhlíku, 3,95% manganu, 0,5% křemíku a 0,05% niobu** lze pozorovat na **Obrázku 42 a 43**. Žíhací proces byl proveden za dobu 180 sekund. [30, str. 299]



Obrázek 42 - Vliv žíhací teploty na mez pevnosti Medium Mn ocelí

Zdroj: Přeloženo z [30, str. 299]

Diagram na **Obrázku 42** popisuje vliv žíhací teploty na průběh meze kluzu, která je zobrazena tečkovanou čarou a meze pevnosti, jež je zobrazena tlustou černou čarou. Je zde patrný výrazný propad meze kluzu při teplotě blízké 700°C, který je však následně eliminován při rostoucí teplotě. Vliv na prodloužení a procento zbytkového austenitu pak lze pozorovat na **Obrázku 43**. [30, str. 300]

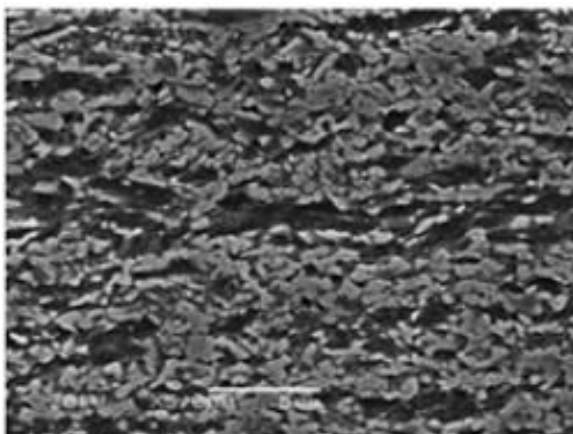


Obrázek 43 - Vliv žíhací teploty na tažnost a procento zbytkového austenitu Medium Mn ocelí

Zdroj: Přeloženo z [30, str. 299]

Zkoumaná ocel, tak při teplotě 675°C dosahuje pevnosti zhruba 1200 MPa a tažnosti okolo 20%. Důležité je zmínit, že obsah manganu této oceli je pouhých 3,95% a přesto je dosaženo skvělé kombinace vlastností. Tato skutečnost poukazuje na obrovský posun oproti vysokému podílu legujících prvků druhé generace AHSS. [30, str. 300]

Mikrostruktura medium Mn ocelí obsahuje feritickou a martenziticko-austenitickou fázi. Forma jednotlivých fází je závislá na příslušných tvářecích procesech a na použité žíhací teplotě. Příklad mikrostruktury, dříve zmiňované, oceli žíhané při 675°C lze pozorovat na **Obrázku 44**. [30, str. 300]

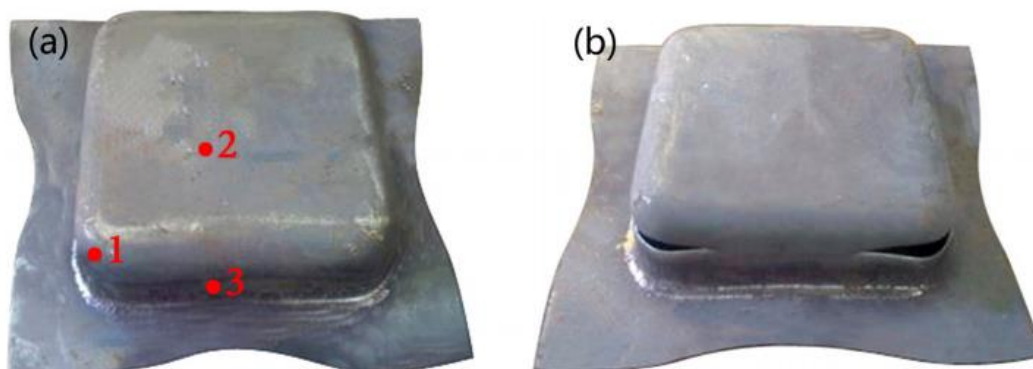


Obrázek 44 - Mikrostruktura medium Mn oceli žíhané při 675°C

Zdroj: [30, str. 300]

Složení struktury rovněž umožňuje využití TRIP a TWIP efektu. Feritická fáze je deformována pouze skluzem, naopak austenitická zrna mohou být deformována dvojčatěním nebo mohou prodělat transformaci na martenzit. Četnost a vzájemná interakce deformačních pochodů těchto ocelí stále není plně pochopena. [34, str. 1462]

Potenciální aplikace ocelí se středním obsahem manganu se, v technické praxi, nabízí ve formě náhrady martenzitických PH ocelí (**22MnB5**). Materiály typu medium Mn se oproti 22MnB5 vyznačují nejen vyšší tažností, ale i rovnoměrněji rozprostřenými vlastnostmi. Díky těmto charakteristikám jsou tedy vhodnější pro operace hlubokého tažení, jak lze pozorovat na **Obrázku 45**. [33, str. 539]



Obrázek 45 - Hluboké tažení aplikované na a) medium Mn ocel, b) ocel 22MnB5

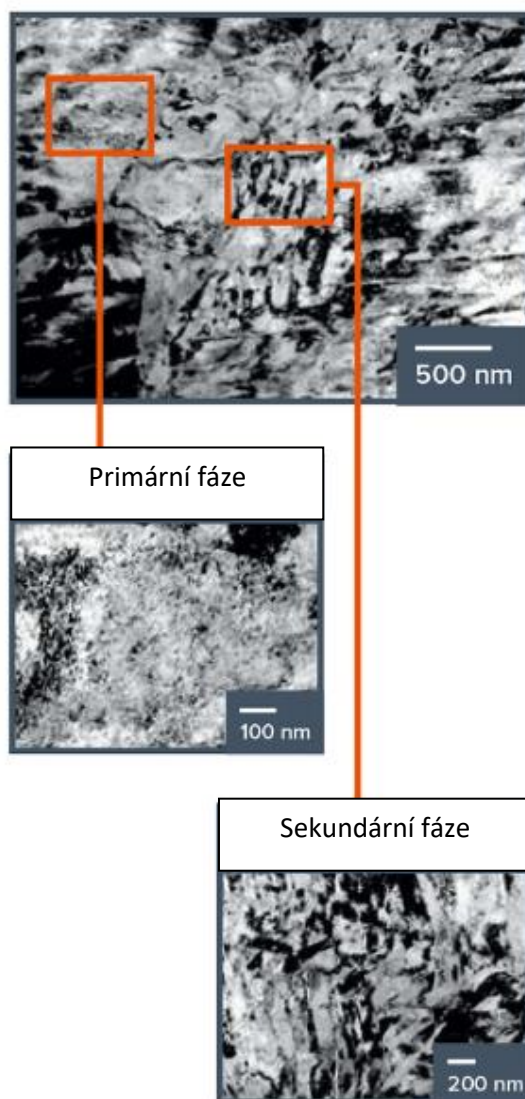
Zdroj: [33, str. 536]

Obrazová ilustrace dokazuje předchozí tvrzení, neboť obdélníkový výtažek z medium Mn oceli na rozdíl od výtažku z materiálu 22MnB5 nepraskl. Zobrazené body 1,2,3 specifikují materiálovou strukturu v daných místech, jejich bližší popis je však pro účely této práce zbytečně komplexní.

7.4 NanoSteel

Dalším zástupcem třetí generace AHSS jsou oceli s nanokrystalickou strukturou, které nesou název podle firmy NanoSteel, která je odpovědná za jejich vývoj. Těto speciální struktury se dosahuje přesným chemickým složením a speciálním tepelným zpracováním, které má za účel zjemnit austenitické zrno v měřítku nanometrů. Struktura je tedy převážně austenitická s občasným výskytem boridů. Podle studie společnosti EDAG by se aplikací NanoSteelu na celou karosérii Hondy Accord pro rok 2011 dalo ušetřit až 30% z celkové váhy oproti běžně používaným konvenčním ocelím. NanoSteel představuje nejmodernější pojetí vývoje AHSS ocelí a je tedy stále ve fázi vývoje. Komerční užití a dostupné informace jsou tedy limitované.[29, str. 2]

Struktura NanoSteelu obsahuje dvě odlišné mikrofáze, které jsou navrženy, tak aby se při deformaci chovaly synergicky. Primární fáze se vyznačuje austenitickými zrnky o velikosti v řádech mikrometrů. Hlavní účel této fáze je zajistit materiálu vysokou tažnost. Sekundární fáze je specifická feritickými zrnky o velikosti v řádech nanometrů. Vlivem deformace dochází k jevu nanoprecipitace, což spolu s velmi jemnou strukturou vede k vysoké pevnosti této fáze. Spojení těchto dvou složek, tak dává NanoSteelu skvělou kombinaci pevnosti a tažnosti. Zmiňovanou mikrostrukturu lze pozorovat na **Obrázku 46**. [35, str. 1]

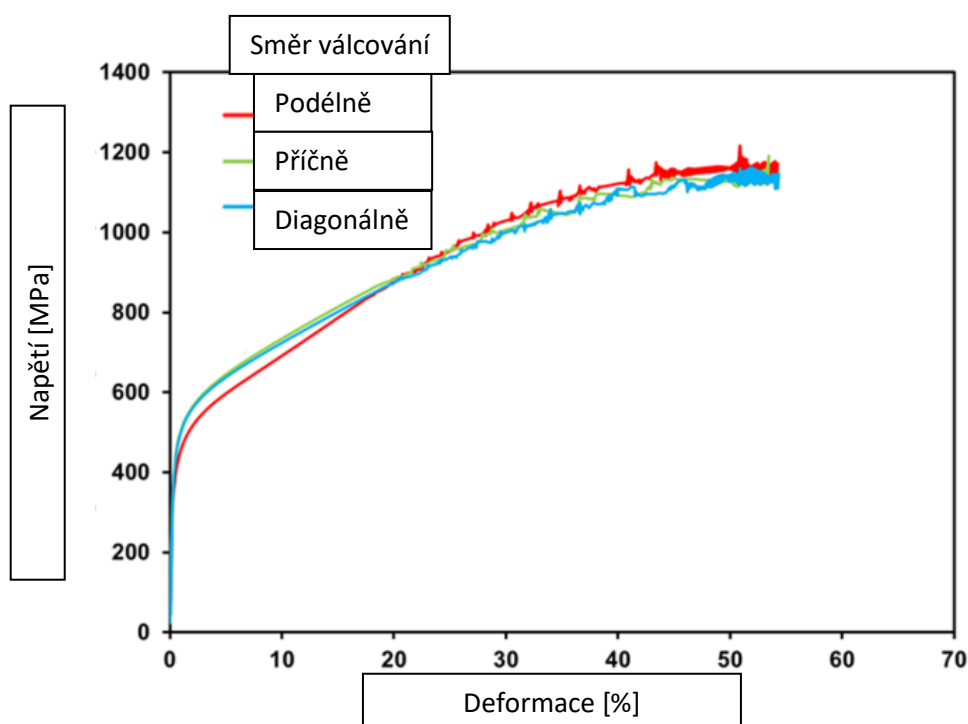


Obrázek 46 - Mikrostruktura NanoSteelu

Zdroj: Přeloženo z [35, str. 1]

Výrobní proces této oceli je dle slov firmy NanoSteel uzpůsoben běžným ocelárnám, za použití současné technologie. Dle oficiálních webových stránek tohoto výrobce spočívá výrobní postup v odlití plátu oceli, které jsou následně válcovány za tepla. Následuje proces válcování za studena, který do materiálu vnáší deformace a způsobuje tak fázovou přeměnu. Takto zpracovaný materiál je poté žhán, což vede ke zvýšení jeho tažnosti. Přesný postup a specifikace tepelného zpracování však nejsou k dispozici. [36, str. 8]

Oceli s nanokrystalickou strukturou by podle oficiálních publikací firmy měly dosahovat kombinace pevnosti 1200MPa při tažnosti okolo 50%. Pro účely komerčního využití byla vyvinuta ocel nesoucí název **NXG 1200**, která je stále ve stádiu testování, nicméně už teď vykazuje velmi slibné výsledky. Mez pevnosti v tahu této oceli dle diagramu na **Obrázku 47** dosahuje hodnoty 1188 MPa a tažnost 54,6 %. [36, str. 8]

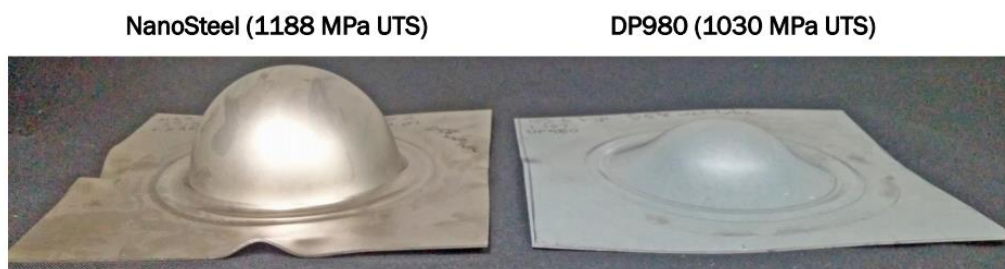


Obrázek 47 - Tahový diagram oceli NXG 1200 od firmy NanoSteel

Zdroj: Přeloženo z [36, str. 16]

Jednotlivé barevné křivky symbolizují příslušný směr válcování. Dle průběhu všech tří křivek tak lze usoudit, že materiál nejeví známky anizotropního chování. [36, str. 16]

Materiál dále vykazuje velmi slibné výsledky i v testu hlubokého tažení (**Obrázek 48**), kde vytváří výduť 51,1 milimetrů, což je skoro dvojnásobná hodnota oproti pouhým 28,1 milimetrů, kterých dosahuje dvoufázová ocel. [36, str. 18]



Obrázek 48 - Aplikace hlubokého tažení na oceli NXG 1200 a DP980

Zdroj: [36, str. 18]

8 Vliv tepelného zpracování na mechanické vlastnosti materiálu MBW 1500 + AS150

Účelem experimentální části této práce je pozorovat vliv tepelného zpracování na průběh pevnostních charakteristik zkoušeného materiálu. Zkoumaným materiálem je ocel MBW 1500 od firmy ThyssenKrupp, která je opatřena hliníko-křemičitou povrchovou úpravou AS150. Tato ocel spadá do kategorie ocelí legovaných manganem a borem, které jsou po tepelném zpracování specifické martenzitickou strukturou. Mechanické vlastnosti jsou určeny pomocí zkoušky tahem. Chemické složení tohoto materiálu uvedené v oficiálním katalogu firmy lze pozorovat v **Tabulce 20**.

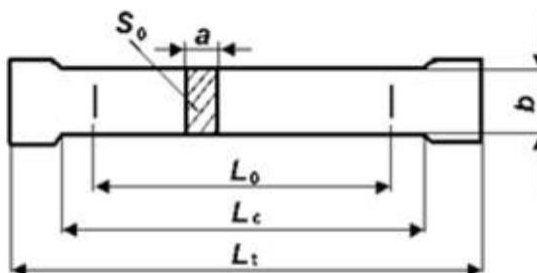
Tabulka 20 - Chemické složení MBW 1500

Chemické složení v %								
C	Si	Mn	P	S	Al	Cr+Mo	Ti	B
0,25	0,40	1,40	0,025	0,010	0,015	0,50	0,05	0,005

Zdroj: [37, str. 5]

8.1 Příprava vzorků

První krok spočívá v přípravě jednotlivých vzorků z původního přístřihu plechu. Z důvodů případné materiálové anizotropie byly vzorky odebrány ve 3 směrech: 0°, 45° a 90° ke směru válcování. Tvar vzorků je definován normou ČSN EN ISO 6892-1 a lze jej pozorovat na **Obrázku 49**.



Obrázek 49- Tvar zkušební vzorku dle ČSN EN ISO 6892-1

Zdroj: [38]

Pro každý směr byly připraveny celkem 4 kusy.



Obrázek 50 - Připravené vzorky

Použité rozměry zkušebních vzorků korespondují s následující **Tabulkou 21**.

Tabulka 21 - Rozměry zkušebních vzorků

<i>Celková délka zkušební vzorku</i>	$L_t = 220 \text{ mm}$
<i>Zkušební délka</i>	$L_c = 120 \text{ mm}$
<i>Počáteční měřená délka</i>	$L_o = 80 \text{ mm}$
<i>Počáteční tloušťka</i>	$a = 1,34 \text{ mm}$
<i>Počáteční šířka</i>	$b = 20,53 \text{ mm}$

8.2 Ověření mechanických vlastností

Firma ThyssenKrupp ve svém katalogu udává mechanické vlastnosti materiálu před tepelným zpracováním (TZ), které jsou z důvodu porovnání uvedeny v následující **Tabulce 22**.

Tabulka 22 - Mechanické vlastnosti MBW 1500 před TZ dle katalogu ThyssenKrupp

Značení	Mechanické vlastnosti		
	$R_{p0,2} [N/mm^2]$	$R_m [N/mm^2]$	$A_{80,MIN} [\%]$
MBW 1500	350 - 550	500 - 700	12

Zdroj: [37, str. 5]

Tyto vlastnosti jsou ověřeny v rámci druhého kroku pomocí zkoušky tahem na zařízení LabTest 6.100. Příslušné vlastnosti dle materiálové anizotropie byly změřeny na hodnoty zobrazeny v příslušné **Tabulce 23**.

Tabulka 23 - Změřené vlastnosti MBW 1500

Úhel vzhledem ke směru válcování	Mechanické vlastnosti		
	$R_{p0,2} [N/mm^2]$	$R_m [N/mm^2]$	$A_{80} [\%]$
0°	425	590	16,44
45°	430	588	17,86
90°	430	594	17,51

Výsledky uvedené v předchozí tabulce odpovídají údajům z oficiálního katalogu firmy ThyssenKrupp. Tyto parametry odpovídají stavu při dodání, tedy před tepelným zpracováním, které má zásadní vliv na mechanické vlastnosti.

8.3 Tepelné zpracování a jeho vliv na mechanické vlastnosti

Nejpodstatnějším bodem tohoto experimentu je proces tepelného zpracování, při kterém zkušební vzorky podstoupili proces martenzitického kalení. Následně byl otestován vliv tohoto technologického postupu na příslušné mechanické vlastnosti pro daný materiál. Firma ThyssenKrupp ve svém katalogu udává typické vlastnosti pro kalení do vody, které lze pozorovat v **Tabulce 24**.

Tabulka 24 - Mechanické vlastnosti MBW 1500 po TZ dle katalogu ThyssenKrupp

Značení	Mechanické vlastnosti		
	$R_{p0,2} [N/mm^2]$	$R_m [N/mm^2]$	$A_{80,MIN} [\%]$
MBW 1500	1000	1500	5

Účelem kalení byla snaha přiblížit se hodnotám udávaným výrobcem a zároveň sledovat vliv tepelného zpracování na jednotlivé vlastnosti. Z hlediska optimálního provedení kalicího procesu, který povede k získání martenzitické struktury, bylo zapotřebí stanovit několik parametrů. Těmito určujícími parametry je austenitizační teplota, doba potřebná k ohřátí a následně doba po kterou je na této teplotě nutné setrvat. Tyto parametry byly zvoleny na základě hodnot přítomných v oficiálním katalogu [37, str. 3].

V rámci procesu byly připravené vzorky pro své rozeznání opatřeny důlky, neboť značení lihovým fixem není možné vzhledem k teplotě TZ. Příklad tohoto značení je patrný z **Obrázku 51**, kde je vyobrazen vzorek se třemi důlky reprezentující úhel 90°C, dva důlky pak připadly na úhel 45°C a důlek jeden na úhel 0°C.



Obrázek 51 - Označení vzorků

Takto připravené vzorky byly vloženy do odporové pece předeřáté na austenitizační teplotu 920°C. Ohřev na tuto teplotu proběhl za dobu přibližně jedné minuty, vzorky pak na této teplotě setrvaly dalších 5 minut. Následovalo prudké ochlazení v podobě vržení vzorků do vodní lázně.

Na první pohled je z **Obrázku 52** patrná vizuální změna, kdy vzorky získaly matný zevnějšek, který je způsoben spálením původního zinkovaného povrchu.



Obrázek 52 - Vzorky po tepelném zpracování

Důležitější jsou však změny pouhým okem neviditelné. Takto zpracované vzorky byly opět zkoušeny na zařízení LabTest 6.100. Samotné upínání vzorků už pomohlo utvořit lehkou představu, jak vysoké pevnosti materiál dosáhl. Některé vzorky měly kvůli nižší síle upnutí tendenci z čelistí vyjždět, neboť klínové čelisti nebyly při této síle schopné materiál dostatečně udržet. Bylo tedy nutné podstatně zvýšit sílu upnutí, která musela být na přístroji kompenzována, aby nedocházelo k ovlivnění měření. Většina měření nadále probíhala bez problémů a poskytla výsledky, které jsou prezentovány v **Tabulce 25**.

Tabulka 25 - Dosažené mechanické vlastnosti po tepelném zpracování

Označení vzorku	<i>Mechanické vlastnosti</i>		
	$R_{p0,2}$ [N/mm ²]	R_m [N/mm ²]	A_{80} [%]
0-1	1190	1672	3,04
0-3	1226	1549	2,24
0-4	1069	1557	3,58
45-1	1144	1601	3,62
45-2	1038	1540	2,84
45-3	1084	1575	3,99
90-2	1122	1554	2,83
90-3	1184	1623	3,28
90-4	1060	1617	3,6

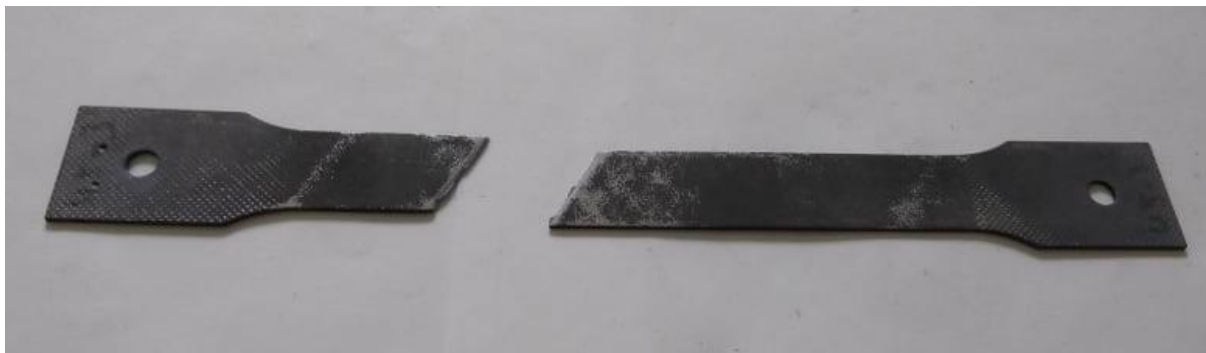
Vzorky 0-2,45-4 a 90-1 nejsou prezentovány, neboť při jejich měření došlo ke zmiňovanému vyklouznutí z čelistí a naměřené hodnoty tak nereprezentovaly skutečné vlastnosti materiálu. Tyto vzorky nebyly znovu měřeny, i když nedošlo k jejich porušení, neboť byly ovlivněny vnesenou deformací při předchozím měření. Průměrné hodnoty pro jednotlivé směry válcování lze pozorovat v **Tabulce 26**.

Tabulka 26 - Průměrné hodnoty mechanických vlastností pro jednotlivé směry válcování

Úhel vzhledem ke směru válcování	<i>Mechanické vlastnosti</i>		
	$R_{p0,2}$ [N/mm ²]	R_m [N/mm ²]	A_{80} [%]
0°	1161	1593	2,95
45°	1088	1572	3,48
90°	1122	1598	3,23

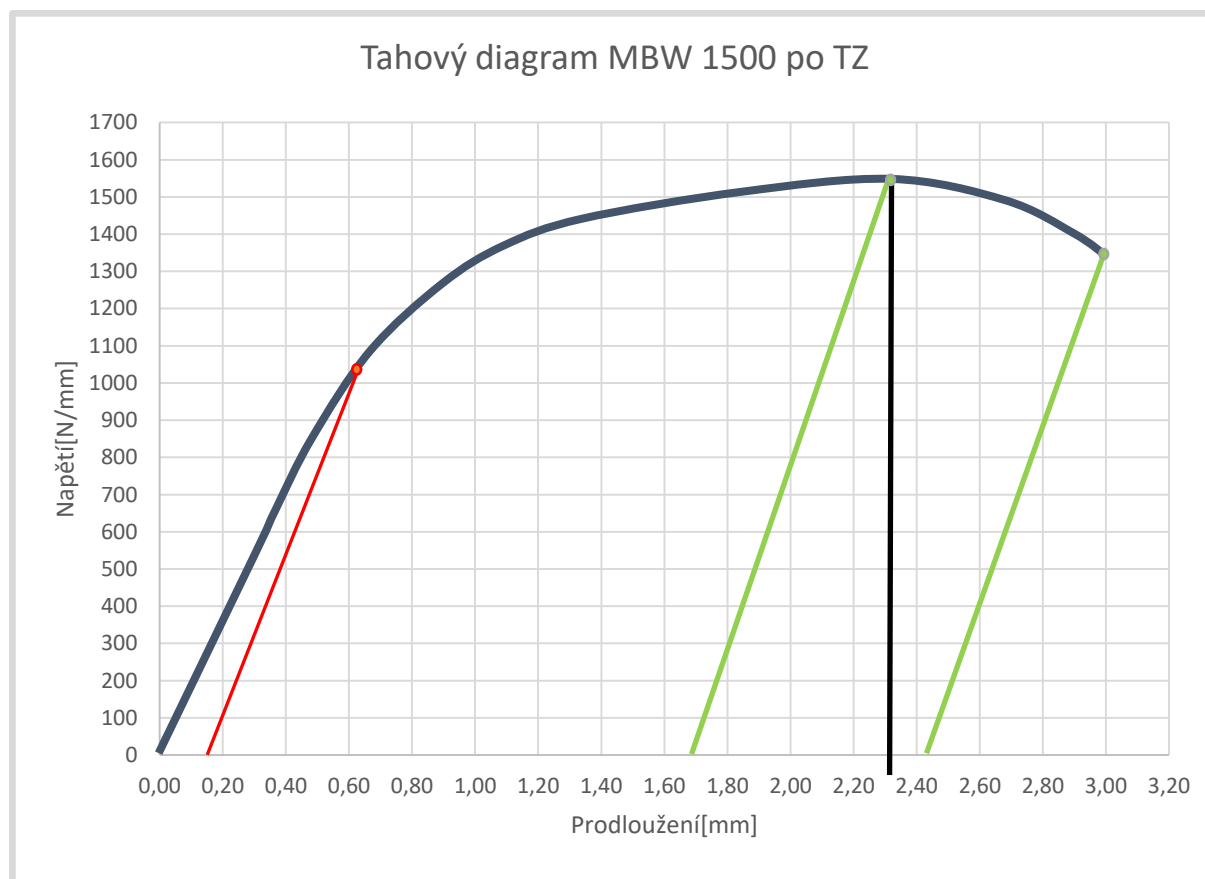
Z výsledků je patrné, že bylo dosaženo velmi pevné martenzitické struktury, jejíž mez pevnosti přesahuje přibližné hodnoty uvedené výrobcem. Vyšší pevnost však negativně ovlivňuje tažnost, která je nižší než dle výrobcem stanovených hodnot. Tento rozdíl oproti výrobcem uvedeným hodnotám je pravděpodobně způsoben příliš rychlým ochlazením, které vedlo k vyššímu obsahu martenzitické fáze ve výsledné struktuře, což by odpovídalo vyšší pevnosti a nižší tažnosti.

Ze vzorků je patrné, že k inicializaci lokální deformace docházelo na několika místech zkoušeného tělesa. Tato skutečnost je patrná z **Obrázku 53**. Z tohoto poznatku můžeme usoudit, že k přetržení opravdu došlo vlivem vyčerpání pevnosti materiálu a ne z důvodu materiálových poruch.



Obrázek 53 - Přetržený vzorek po tepelném zpracování

Na základě naměřených byly sestaveny tahové diagramy, z nichž diagram pro vzorek 45-2 lze pozorovat na **Obrázku 54**.



Obrázek 54 - Tahový diagram MBW 1500 po TZ

Pole vymezené červenou čarou ohraničuje oblast elastické deformace. Tato oblast končí hodnotou smluvní meze kluzu, která v tomto případě dosahuje hodnoty $R_{p0,2} = 1038 \text{ MPa}$. Po překročení tohoto limitního bodu dochází k plastické deformaci a jejímu rovnoměrnému nárůstu až do hodnoty meze pevnosti $R_m = 1540 \text{ MPa}$. Po dosažení meze pevnosti začíná vzorek vykazovat deformaci nerovnoměrnou a dochází k poklesu napětí až do chvíle porušení celkové integrity.

9 Závěr

Problematika AHSS ocelí je velmi komplexní a rozsáhlé téma, kdy každý materiál příslušné generace je subjektem mnoha studií. Jedná se tedy o velmi rozsáhlé téma, k jehož celkovému pokrytí by bylo zapotřebí dlouhodobého a intenzivního studia dané problematiky, které v rámci bakalářské práce není nemožné. Tato práce proto poskytuje stručný náhled do problematiky automobilových ocelí a důvodů jejich dalšího vývoje z hlediska úspory hmotnosti.

Práce je strukturována do jednotlivých kapitol, které zastřešují jednotlivé tematické celky. Kapitola druhá, nazvaná teoretická část, má za účel uvést čtenáře do základní problematiky tváření a popsat jednotlivé tvářecí procesy společně s jejich principy. Kapitola dále popisuje velmi důležité mechanické vlastnosti, které jsou podstatné z hlediska posouzení chování daného materiálu. Tyto vlastnosti nám umožňují vyhodnotit vhodnost příslušného materiálu k dané technické aplikaci.

Kapitola třetí stručně pojednává o takzvaných konvenčních ocelích, které jsou v současném automobilovém průmyslu stále ještě nejpoužívanějším typem materiálů. Příslušné typy ocelí jsou rozčleněny do podkapitol, které popisují chemické složení, výrobní proces a příklad komerční aplikace příslušného materiálu.

Následující kapitoly se pak věnují moderním vysokopevnostním ocelím, také označovaným jako AHSS dle anglického výrazu Advanced High Strength Steel. Úvod do problematiky spojené s těmito materiály poskytuje kapitola čtvrtá, která zároveň popisuje důležité faktory a parametry pohánějící vývoj těchto moderních ocelí. Kapitoly pět až sedm dále pak popisují jednotlivé generace AHSS ocelí.

První generace AHSS ocelí je charakteristická strukturou s martenzitickou fází, která materiálu dodává velmi vysokou pevnost. Pro aplikace automobilového průmyslu je ale kromě pevnosti i velmi podstatný faktor tažnosti materiálu. V tomto případě tato generace naráží na problém, neboť samotná martenzitická fáze není schopna tyto požadavky splnit.

Problematiku nízké tažnosti řeší austenitické oceli, které reprezentují generaci druhou. Tyto oceli však narážejí na své vlastní problémy v podobě vysoké ceny, která se odvíjí od vysokého podílu legujících prvků a problematické svařitelnosti.

Pomyslným mostem, který řeší dříve zmiňované problémy, má být generace třetí. Tato generace zastřešuje velmi moderní materiály, specifické velmi jemnými mikrostrukturami, které poskytují skvělé mechanické vlastnosti za přijatelnou měnu. Třetí generace je však z velké části stále ve stádiu vývoje a tudíž je její komerční využití zatím poměrně malé.

Práce v neposlední řadě také obsahuje experimentální část, která byla provedena v laboratořích fakulty strojní Českého vysokého učení technického v Praze. Experiment spočívá v pozorování deformačního chování martenzitické oceli MBW1500 + AS150 od firmy ThyssenKrupp před a po tepelném zpracování. Z výsledků experimentu je patrné, že materiál získal martenzitickou strukturu, která je charakteristická až trojnásobnou mezí pevnosti oproti původnímu stavu. Došlo však k negativnímu ovlivnění tažnosti, která klesla zhruba na pětinu své původní hodnoty. Tento materiál je tak ve stavu po tepelném zpracování využíván jako výztuha pro B sloupek, kde hraje roli hlavně jeho velmi vysoká pevnost. V následující činnosti předpokládám budoucí výzkum, zabývající se ověřováním mechanických vlastností moderních AHSS ocelí.

Seznam použité literatury

- [1]LENDL, Petr. Tváření kovů. *Katedra tváření kovů a plastů - Skripta* [online]. [Accessed 11 March 2018]. Available from: http://www.ksp.tul.cz/cz/kpt/obsah/vyuka/skripta_tkp/sekce/01.htm
- [2]PETRUŽELKA, Jiří a Pavel SONNEK. *Tvařitelnost kovových materiálů. 3. upravená verze 1/2007*. Ostrava: VŠB - Technická univerzita Ostrava, 2007, 211 s.
- [3]ZHANG, Ling, Jianping LIN, Junying MIN, You YE a Liugen KANG. *Formability Evaluation of Sheet Metals Based on Global Strain Distribution. Journal of Materials Engineering and Performance*[online]. 2016, **25**(6), 2296-2306 [cit. 2018-02-24]. DOI: 10.1007/s11665-016-2054-z. ISSN 1059-9495. Dostupné z: <http://link.springer.com/10.1007/s11665-016-2054-z>
- [4]KALPAKJIAN, Serope. *Manufacturing engineering and technology*. 6th ed. New York: Prentice Hall, c2010. ISBN 0136081681.
- [5]ČIŽMÁROVÁ, Elena a Jana SOBOTOVÁ. *Nauka o materiálu I. a II.: cvičení*. V Praze: České vysoké učení technické, 2014. ISBN isbn978-80-01-05550-2.
- [6]Akademie tváření: Hluboké tažení. *Nejčtenější strojírenský časopis - MM spektrum* [online]. Copyright © 2018 www.mmspektrum.com [cit. 10.03.2018]. Dostupné z: <https://www.mmspektrum.com/clanek/akademie-tvareni-hluboke-tazeni.html>
- [7]*Automotive Steels: Design, Metallurgy, Processing and Applications*. Amsterdam: Elsevier, 2017. ISBN 978-0-08-100638-2.
- [8]*Nejčtenější strojírenský časopis - MM spektrum* [online]. Copyright © [cit. 11.03.2018]. Dostupné z: [https://www.mmspektrum.com/content/100716_Akademie_tva%C5%99eni_oh%C3%BDb%C3%A1n%C3%AD\(1\).pdf](https://www.mmspektrum.com/content/100716_Akademie_tva%C5%99eni_oh%C3%BDb%C3%A1n%C3%AD(1).pdf)
- [9]Akademie tváření: Stríhání. *Nejčtenější strojírenský časopis - MM spektrum* [online]. Copyright © 2018 www.mmspektrum.com [cit. 14.03.2018]. Dostupné z: <https://www.mmspektrum.com/clanek/akademie-tvareni-strihani.html>
- [10] THYSENKRUPP. *Product information deep-drawing steels DD,DC und DX.*, May 2016, version 1
- [11] ArcelorMittal Automotive Worldwide. *Automotive. High formability steels for drawing*[online]. Dostupné z: <http://automotive.arcelormittal.com/europe/products/DS/DD/EN>
- [12]ArcelorMittal Automotive Worldwide. *Automotive. High strength IF steels* [online]. Dostupné z: <http://automotive.arcelormittal.com/europe/products/HYTSS/IF/EN>
- [13]ArcelorMittal Automotive Worldwide. *Automotive. Bake hardening steels*[online]. Dostupné z: <http://automotive.arcelormittal.com/europe/products/HYTSS/BH/EN>
- [14]ArcelorMittal Automotive Worldwide. *Automotive. High strength low alloy steels for cold forming* [online]. Dostupné z: <http://automotive.arcelormittal.com/europe/products/HYTSS/HSLA/EN>
- [15] BOUAZIZ, Olivier, Hatem ZUROB a Mingxin HUANG. *Driving Force and Logic of Development of Advanced High Strength Steels for Automotive Applications. Steel research international* [online]. 2013, , n/a-n/a [cit. 2018-02-19]. DOI: 10.1002/srin.201200288. ISSN 16113683. Dostupné z: <http://doi.wiley.com/10.1002/srin.201200288>

- [16] DEMERI, M. Y. *Advanced high-strength steels: science, technology, and applications*. Materials Park, Ohio: ASM International, 2013. ISBN 9781627080057.
- [17] Volkswagen: The scandal explained - BBC News. *BBC - Homepage* [online]. Copyright © 2018 BBC. [cit. 10.04.2018]. Dostupné z: <http://www.bbc.com/news/business-34324772>
- [18] BILLUR, Eren and ALTAN, Taylan. *Three generations of advanced high strength steels for automotive applications, Part 1 . Stamping journal*. 2013.
- [19] ArcelorMittal Automotive Worldwide. *Automotive. Dual Phase steels* [online]. Dostupné z: <http://automotive.arcelormittal.com/europe/products/AHSS/DP/EN>
- [20] ArcelorMittal Automotive Worldwide. *Automotive. Complex Phase steels* [online]. Dostupné z: <http://automotive.arcelormittal.com/europe/products/AHSS/CP/EN>
- [21] ArcelorMittal Automotive Worldwide. *Automotive. TRIP (TRansformation Induced Plasticity) steels* [online]. [cit. 12.05.2018] Dostupné z: <http://automotive.arcelormittal.com/europe/products/AHSS/TRIP/EN>
- [22] ArcelorMittal Automotive Worldwide. *Automotive Martensitic steels* [cit. 12.05.2018]. Dostupné z: http://automotive.arcelormittal.com/repository2/Automotive_Product%20offer/MartensiticSteels.pdf
- [23] CHOI, Won Seok a Bruno C. DE COOMAN. *Characterization of the Bendability of Press-Hardened 22MnB5 Steel*. *Steel research international* [online]. 2014, **85**(5), 824-835 [cit. 2018-05-12]. DOI: 10.1002/srin.201300276. ISSN 16113683. Dostupné z: <http://doi.wiley.com/10.1002/srin.201300276>
- [24] BILLUR, Eren and ALTAN, Taylan. *Three generations of advanced high strength steels for automotive applications, Part 2 . Stamping journal*. 2014.
- [25] MCGUIRE, Michael F. *Stainless steels for design engineers*. Materials Park, Ohio: ASM International, 2008. ISBN 978-0-87170-717-8.
- [26] Aperam – *Our stainless steel automotive structural components offer* [online]. Copyright © [cit. 28.06.2018]. Dostupné z: [http://www.aperam.com/uploads/stainlesseurope/Brochures%20Aperam/Automotive%20structures/APERAM-Automotive%20structural%20components%20offer%20\(1\).pdf](http://www.aperam.com/uploads/stainlesseurope/Brochures%20Aperam/Automotive%20structures/APERAM-Automotive%20structural%20components%20offer%20(1).pdf)
- [27] DE COOMAN, Bruno C., Yuri ESTRIN a Sung Kyu KIM. *Twinning-induced plasticity (TWIP) steels*. *Acta Materialia* [online]. 2018, **142**, 283-362 [cit. 2018-06-28]. DOI: 10.1016/j.actamat.2017.06.046. ISSN 13596454. Dostupné z: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S1359645417305219>
- [28] Thyssenkrupp-TWIP steel [online]. Copyright © 2018 [cit. 28.06.2018]. Dostupné z: <https://www.thyssenkrupp-steel.com/en/products/precision-steel-strip/product-details/twip-and-trip-steel/>
- [29] BILLUR, Eren and ALTAN, Taylan. *Three generations of advanced high strength steels for automotive applications, Part 3 . Stamping journal*. 2014.
- [30] FONSTEIN, Nina. *Advanced High Strength Sheet Steels* [online]. Cham: Springer International Publishing, 2015 [cit. 2018-06-30]. ISBN 978-3-319-19164-5.
- [31] WANG, Li a John G. SPEER. *Quenching and Partitioning Steel Heat Treatment*. *Metallography, Microstructure, and Analysis* [online]. 2013, **2**(4), 268-281 [cit. 2018-07-01]. DOI: 10.1007/s13632-013-0082-8. ISSN 2192-9262. Dostupné z: <http://link.springer.com/10.1007/s13632-013-0082-8>

- [32] NASR EL-DIN, Hoda, Ezzat A. SHOWAIB, Nader ZAAFARANI a Hoda REFAIY. Structure-properties relationship in TRIP type bainitic ferrite steel austempered at different temperatures. *International Journal of Mechanical and Materials Engineering* [online]. 2017, **12**(1), - [cit. 2018-07-01]. DOI: 10.1186/s40712-017-0071-9. ISSN 1823-0334. Dostupné z: <http://link.springer.com/10.1186/s40712-017-0071-9>
- [32] ArcelorMittal Automotive Worldwide. *Automotive. Complex Phase steels* [online]. Dostupné z: <https://automotive.arcelormittal.com/europe/products/UHSS/Fortiform/EN>
- [33] ZHENG, Guojun, Xiaodong LI, Ying CHANG, Cunyu WANG a Han DONG. *A Comparative Study on Formability of the Third-Generation Automotive Medium-Mn Steel and 22MnB5 Steel*. *Journal of Materials Engineering and Performance* [online]. 2018, **27**(2), 530-540 [cit. 2018-07-03]. DOI: 10.1007/s11665-018-3183-3. ISSN 1059-9495. Dostupné z: <http://link.springer.com/10.1007/s11665-018-3183-3>
- [34] HU, Bin, Haiwen LUO, Feng YANG a Han DONG. *Recent progress in medium-Mn steels made with new designing strategies, a review*. *Journal of Materials Science & Technology* [online]. 2017, **33**(12), 1457-1464 [cit. 2018-07-04]. DOI: 10.1016/j.jmst.2017.06.017. ISSN 10050302. Dostupné z: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S1005030217301688>
- [35] *A New Class of Steel - Automotive Steel | NanoSteel. Leader in Nano-Structured Steel Material Design | NanoSteel* [online]. Dostupné z: <https://nanosteelco.com/products/sheet-steel/new-class-of-steel/>
- [36] *Autosteel | Resources On Steel's Role In Automotive Design & Engineering* [online]. Copyright © [cit. 05.07.2018]. Dostupné z: <https://www.autosteel.org/-/media/files/autosteel/great-designs-in-steel/gdis-2016/track-2---branagan.ashx>
- [37] *Thyssenkrupp-MBW steel* [online]. Copyright © 2018 [cit. 28.06.2018]. Dostupné z: <https://www.thyssenkrupp-steel.com/en/products/sheet-coated-products/manganese-boron-steel/manganese-boron-steel-for-hot-form-curing.html>
- [38] ČSN EN ISO 6892-1. *Kovové materiály – Zkoušení tahem – Část 1: Zkušební metoda za pokojové teploty*. Praha: Úřad pro technickou normalizaci, metrologii a státní zkušebnictví, 2010. 8 – 31. s. ICS 77.040.10

Seznam obrázků

Obrázek 1 - Působení hlavního a vedlejšího napětí na tvar elementu	10
Obrázek 2 - Obecný diagram tvařitelnosti FLD (Forming limit diagram), Diagram mezních přetvoření	11
Obrázek 3 - Rozdělení tvářecích procesů podle teploty	11
Obrázek 4 - Deformace zrna	12
Obrázek 5 - Závislost mechanických vlastností na stupni deformace	12
Obrázek 6 - Oblast tvářecích teplot nízkouhlíkových ocelí.....	13
Obrázek 7 - Proces válcování	14
Obrázek 8 - Přeměna struktury při válcování za tepla.....	14
Obrázek 9 - Princip hlubokého tažení,(A)-před deformací, (B) po deformaci	15
Obrázek 10 - Princip ohýbání.....	16
Obrázek 11 - Princip stříhání.....	16
Obrázek 12 - Příklad pracovního diagramu	17
Obrázek 13 - Vliv deformačního exponentu a normálové anizotropie na tvařitelnost.....	19
Obrázek 14 - Výtažek boku dveří a podlaha zavazadlového prostoru z materiálu DX54D.....	20
Obrázek 15 - Bake Hardening proces	22
Obrázek 16 - Vnější panel dveří z materiálu 260 BH	23
Obrázek 17 - Zadní příčnick z materiálu HSLA 300.....	24
Obrázek 18 - Hlavní testovací charakteristiky	25
Obrázek 19 - Emisní produkce jednotlivých automobilek v roce 2009	27
Obrázek 20 - Vymezení oblasti 1. generace AHSS v diagramu závislosti pevnosti na tažnosti	28
Obrázek 21 - Pásma žíhacích teplot.....	28
Obrázek 22 - Mikrostruktura DP ocelí	29
Obrázek 23 - Výztuha nárazníku z materiálu DP 1180.....	29
Obrázek 24 - Mikrostruktura oceli CP 800, válcované za tepla	30
Obrázek 25 - Výztužná tyč dveří z materiálu CP 1000	30
Obrázek 26 - Tepelný proces zpracování TRIP ocelí	31
Obrázek 27 - Výztuha B-sloupku z materiálu TRIP 780.....	32
Obrázek 28 - Mikrostruktura MS ocelí.....	32
Obrázek 29 - Vymezení oblasti 2. generace AHSS v diagramu závislosti pevnosti na tažnosti	34
Obrázek 30 - Deformační srovnání TWIP a IF oceli.....	36
Obrázek 31 - Aplikace TWIP oceli	37
Obrázek 32 - Vymezení oblasti 3. generace AHSS v diagramu závislosti pevnosti na tažnosti	38
Obrázek 33 - Typická mikrostruktura Q&P ocelí.....	39
Obrázek 34 - Vliv teploty a doby rozpadu na obsah zbytkového austenitu	40
Obrázek 35 - Vliv teploty a doby rozpadu na průběh tahového diagramu	40
Obrázek 36 - Výztuha B sloupku z materiálu Q&P 980.....	41
Obrázek 37 - Technologický postup bainitického kalení	42
Obrázek 38 - Vliv teploty kalení na tahový diagram TBF oceli	43
Obrázek 39 - Vliv kalicí teploty na tažnost vzorku	43
Obrázek 40 - Struktura TBF oceli kalené při 425°C.....	44
Obrázek 41 - Komerční aplikace TBF ocelí na vozu Infiniti Q50	45
Obrázek 42 - Vliv žíhací teploty na mez pevnosti Medium Mn ocelí.....	46
Obrázek 43 - Vliv žíhací teploty na tažnost a procento zbytkového austenitu Medium Mn ocelí.....	46
Obrázek 44 - Mikrostruktura medium Mn oceli žíhané při 675°C.....	47
Obrázek 45 - Hluboké tažení aplikované na a) medium Mn ocel, b) ocel 22MnB5	47
Obrázek 46 - Mikrostruktura NanoSteelu.....	48
Obrázek 47 - Tahový diagram oceli NXG 1200 od firmy NanoSteel	49
Obrázek 48 - Aplikace hlubokého tažení na oceli NXG 1200 a DP980.....	49

Obrázek 49- Tvar zkušebního vzorku dle ČSN EN ISO 6892-1	50
Obrázek 50 - Připravené vzorky	50
Obrázek 51 - Označení vzorků	52
Obrázek 52 - Vzorky po tepelném zpracování.....	52
Obrázek 53 - Přetržený vzorek po tepelném zpracování.....	54
Obrázek 54 - Tahový diagram MBW 1500 po TZ	54

Seznam tabulek

Tabulka 1 - Chemické složení DC, DX ocelí	20
Tabulka 2 - Mechanické vlastnosti DC, DX ocelí	21
Tabulka 3 - Chemické složení a mechanické vlastnosti IF ocelí	21
Tabulka 4 - Chemické složení BH ocelí.....	22
Tabulka 5 - Mechanické vlastnosti BH ocelí	23
Tabulka 6 - Chemické složení a mechanické vlastnosti HSLA ocelí válcovaných za studena	24
Tabulka 7 - Chemické složení a mechanické vlastnosti HSLA ocelí válcovaných za studena	24
Tabulka 8 - Chemické složení a mechanické vlastnosti DP ocelí	29
Tabulka 9 - Chemické složení a mechanické vlastnosti CP ocelí.....	30
Tabulka 10 - Chemické složení a mechanické vlastnosti TRIP ocelí.....	31
Tabulka 11 - Chemické složení a mechanické vlastnosti MS ocelí.....	33
Tabulka 12 - Chemické složení PH oceli 22MnB5	33
Tabulka 13 - Chemické složení austenitických nerezových ocelí od firmy Aperam	35
Tabulka 14 - Mechanické vlastnosti austenitických ocelí od firmy Aperam.....	35
Tabulka 15 - Chemické složení TWIP ocelí.....	37
Tabulka 16 - Chemické složení Q&P ocelí	41
Tabulka 17 - Komerčně využívané Q&P oceli	41
Tabulka 18 - Chemické složení TBF oceli použité v rámci studie CMRDI.....	42
Tabulka 19 - Chemické složení a vlastnosti TBF ocelí produktové řady FortiForm	44
Tabulka 20 - Chemické složení MBW 1500.....	50
Tabulka 21 - Rozměry zkušebních vzorků.....	51
Tabulka 22 - Mechanické vlastnosti MBW 1500 před TZ dle katalogu ThyssenKrupp	51
Tabulka 23 - Změřené vlastnosti MBW 1500.....	51
Tabulka 24 - Mechanické vlastnosti MBW 1500 po TZ dle katalogu ThyssenKrupp	51
Tabulka 25 - Dosažené mechanické vlastnosti po tepelném zpracování	53
Tabulka 26 - Průměrné hodnoty mechanických vlastností pro jednotlivé směry válcování	53