

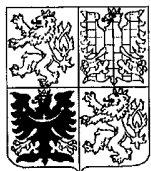
PŘIHLÁŠKA VYNÁLEZU

zveřejněná podle § 31 zákona č. 527/1990 Sb.

(21) Číslo dokumentu:

2000 -2139

(19)
ČESKÁ
REPUBLIKA



ÚŘAD
PRŮMYSLOVÉHO
VLASTNICTVÍ

(22) Přihlášeno: **18.06.1998**

(32) Datum podání prioritní přihlášky: **19.12.1997**

(31) Číslo prioritní přihlášky: **1997/068194**

(33) Země priority: **US**

(40) Datum zveřejnění přihlášky vynálezu: **14.03.2001**
(Věstník č. 3/2001)

(86) PCT číslo: **PCT/US98/12702**

(87) PCT číslo zveřejnění: **WO99/32672**

(13) Druh dokumentu: **A3**

(51) Int. Cl. ⁷:

C 21 D 8/00

C 22 C 38/08

C 22 C 38/38

C 22 C 38/20

(71) Přihlašovatel:

EXXONMOBIL UPSTREAM RESEARCH COMPANY,
Houston, TX, US;

(72) Původce:

Koo Jayoung, Bridgewater, NJ, US;
Bangaru Narasimha-Rao V., Annandale, NJ, US;

(74) Zástupce:

Vandělková Jana Ing., Petráská 12, Praha 1, 11000;

(54) Název přihlášky vynálezu:

**Ultravysoce pevné oceli s vynikající
houževnatostí za kryogenních teplot**

(57) Anotace:

Ultravysoce pevná svařitelná nízkolegovaná ocel obsahuje méně než 9 % hmotn. niklu s vynikající houževnatostí za kryogenních teplot v základním kovu a v oblasti ovlivněné teplem (HAZ), při svařování vykazující pevnost v tahu vyšší než 830 MPa (120 ksi) a mikrostrukturu tvořenou převážně z jemnozrnného jehlicového martezitu a/nebo jemnozrnného dolního bainitu ve formě plechu, se zhotovuje: zahříváním ocelové desky, vytvořené z oceli, sestávající ze železa a některých nebo všech přísad, zvolených ze skupiny obsahující uhlík, mangan, nikl, dusík, měď, chrom, molybden, křemík, niob, vanad, titan, hliník a bor; ztenčováním desky na tvar plechu jedním nebo více průchody válcovací stolicí v oblasti teplot, při kterých dochází k rekrytalizaci (austenitu); konečným válcováním plechu jedním nebo více průchody válcovací stolicí v oblasti pod rekrytalizační teplotou austenitu a nad transformační teplotou A_{c3} ; kalením vyválcovaného plechu na teplotu pro zastavení kalení; zastavením kalení; a následným popouštěním plechu odpovídající teplotě po dobu dostatečnou k tomu, aby se dosáhlo precipitace vytvrzujících částic.

ULTRA VYSOCE PEVNÉ OCELI S VYNIKAJÍCÍ HOUŽEVNATOSTÍ ZA KRYOGENNÍCH TEPLOT

Oblast vynálezu

Tento vynález se týká ultra vysoce pevných svařitelných nízkolegovaných ocelových plechů s vynikající houževnatostí za kryogenních teplot jak v základním materiálu, tak v oblasti ovlivněné teplem (HAZ) při svařování. Dále se tento vynález týká výroby takových ocelových plechů.

Dosavadní stav

V následující specifikaci jsou používány různé termíny. Z tohoto důvodu je bezprostředně před patentové nároky vložen slovník výrazů.

Často je potřeba skladovat a přepravovat těkavé kapaliny při kryogenních teplotách, tj. teplotách nižších než přibližně $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$ ($-40\text{ }^{\circ}\text{F}$). Jsou proto například zapotřebí zásobníky pro skladování a přepravu stlačeného zkapalněného zemního plynu (PLNG) v širokém rozmezí tlaků od přibližně 1035 kPa (150 psia) do přibližně 7590 kPa (1100 psia) a teplot v rozmezí od přibližně $-123\text{ }^{\circ}\text{C}$ ($-190\text{ }^{\circ}\text{F}$) do přibližně $-62\text{ }^{\circ}\text{C}$ ($-80\text{ }^{\circ}\text{F}$). Pro bezpečné a ekonomické uložení a přepravu dalších těkavých tekutin s vysokou tenzí par při kryogenních teplotách, jako je methan, ethan a propan je také zapotřebí zásobníků. Pro takové zásobníky konstruované ze svařované oceli musí mít tato ocel odpovídající pevnost, aby mohly odolávat tlaku tekutiny a mít odpovídající houževnatost, aby se předešlo vzniku lomu, tj. poruchám za provozních podmínek jak v základní oceli, tak v HAZ.

U strukturních ocelí odděluje teplota přechodu z tažného do křehkého stavu (DBTT) dva lomové režimy. Při teplotách pod DBTT vede porucha v oceli ke vzniku nízkoenergetického štěpivého (křehkého) lomu, zatímco při teplotách nad DBTT vedou poruchy v oceli k vysokoenergetickému tvárnému lomu. Svařované oceli používané pro konstruování akumulčních a přepravních zásobníků pro výše uvedené kryogenní teploty a dále vystavené dalšímu namáhání provozem za kryogenních teplot, musí mít DBTT hodně pod provozní teplotou a to jak u

základního materiálu, tak v HAZ, aby se předešlo poruchám nízkoenergetickým štěpivým lomem.

Oceli obsahující nikl obvykle používané pro kryogenní konstrukční aplikace, tj. oceli s obsahem niklu větším než 3 % hmotn., mají nízkou DBTT, ale také relativně nízkou pevnost v tahu. Komerčně dostupné oceli s obsahem 3,5 % hmotn. Ni, 5,5 % hmotn. Ni a 9 % hmotn. Ni mají DBTT okolo $-100\text{ }^{\circ}\text{C}$ ($-150\text{ }^{\circ}\text{F}$), $-155\text{ }^{\circ}\text{C}$ ($-250\text{ }^{\circ}\text{F}$) a $-175\text{ }^{\circ}\text{C}$ ($-280\text{ }^{\circ}\text{F}$) a pevnost v tahu až do 485 MPa (70 ksi), 620 MPa (90 ksi) a 830 MPa (120 ksi). K dosažení kombinace pevnosti a houževnatosti obvykle tyto oceli procházejí zpracováním, například dvojím žíháním. Pro kryogenní aplikace se v průmyslu obvykle používá ocelí obsahujících nikl, protože mají dobrou houževnatost při nízkých teplotách, avšak musejí se používat v blízkosti jejich relativně nízké pevnosti v tahu. Takové konstrukce pro namáhání při kryogenních teplotách obvykle vyžadují zvýšení tloušťky oceli. Používání těchto ocelí obsahujících nikl pro kryogenní aplikace s velkým namáháním vede při kombinaci vysoké ceny oceli a zvýšenou tloušťkou ke zvýšení nákladů.

Naproti tomu různé současné nízkolegované oceli se středním obsahem uhlíku (HSLA), například AISI 4320 nebo 4330, nabízejí vynikající pevnost v tahu (např. vyšší než přibližně 830 MPa (120 ksi)) a nízkou cenu, avšak mají obecně relativně vysokou DBTT, a to zvláště v oblasti ovlivněné teplem svařování (HAZ). Tyto oceli mají obecně při zvyšování pevnosti v tahu tendenci zhoršovat svařitelnost a nízkoteplotní houževnatost. Z tohoto důvodu nejsou současné komerčně dostupné oceli HSLA vhodné pro aplikace při kryogenních teplotách. Vysoká DBTT oblasti HAZ u těchto ocelí je obecně způsobena tvorbou nežádoucích hrubozrnných mikrostruktur a má původ v teplotních cyklech při svařování interkriticky znovu ohřívané oblasti HAZ, tj. oblasti HAZ zahřívané přibližně od transformační teploty A_{c1} do přibližně transformační teploty A_{c3} . (Viz slovník definic u hesel transformační teploty A_{c1} a A_{c3} .) DBTT se významně zvyšuje se zvyšováním velikosti zrna a křehkých mikrostrukturních součástí jako jsou ostrůvky martenzit-austenit (MA) v HAZ. Tak například DBTT v oblasti HAZ u současné oceli HSLA u potrubí X100 pro přepravu oleje a plynu, je vyšší než přibližně $-50\text{ }^{\circ}\text{C}$ ($-60\text{ }^{\circ}\text{F}$).

Z odvětví skladování a přepravy energií vycházejí podněty k vývoji nových ocelí, u kterých by byla kombinována nízkoteplotní houževnatost výše uvedených ocelí obsahujících nikl s vysokou pevností v tahu a atributy nízkých nákladů na oceli HSLA, a přitom aby měly vynikající svařitelnost s odpovídající homogenitou, tj. dostatečně homogenní mikrostrukturu a další vlastnosti (tj. pevnost a houževnatost) při tloušťce vyšší než 2,5 cm (1 palec).

Pro nekryogenní aplikace u současných komerčně dostupných ocelí s nízkým a středním obsahem uhlíku při relativně nízké houževnatosti a vysoké pevnosti se využívá pouze část pevnosti, nebo se alternativně zpracovávají na nižší pevnost k dosažení přijatelné houževnatosti. Při konstrukčním využívání tyto přínosy vedou ke zvyšování tloušťky součástí a tudíž vyšší hmotnosti komponentů a tím i vyšším nákladům než pokud by se plně využilo u potenciálu vysoce pevných ocelí HSLA. U některých kritických aplikací jako jsou vysoce namáhané převody se k udržení dostatečné houževnatosti využívá ocelí obsahujících více než 3 % hmotn. Ni (jako jsou například AISI 48XX, SAE 93XX, atd.). Tento přístup vede pro dosahování vynikající pevnosti HSLA ocelí ke značným cenovým ztrátám. Dalším problémem, který se váže k využívání standardních komerčních ocelí HSLA je vodíková křehkost v oblasti HAZ, zvláště pokud se použije nízký svařovací tepelný příkon.

Již se objevují významné ekonomické podněty a požadavky konstruktérů na nenákladné zvýšení houževnatosti při současné vysoké a ultra vysoké pevnosti nízkolegovaných ocelí. Zvláště je zapotřebí ocelí s ultra vysokou pevností s rozumnou cenou, např. pro využití pro komerční kryogenní aplikace s pevností v tahu vyšší než 830 MPa (120 ksi) a vynikající houževnatostí za kryogenních teplot, např. DBTT nižší než -73°C (-100°F) jak v základním materiálu, tak v oblasti HAZ.

Prvořadým předmětem předloženého vynálezu je současně zlepšení technologie současných vysoce pevných nízkolegovaných ocelí používaných při kryogenních teplotách v těchto třech klíčových oblastech: (i) při snižování DBTT na méně než -73°C (-100°F) v základní oceli i v oblasti HAZ, (ii) při dosahování pevnosti v tahu vyšší než 830 MPa (120 ksi) a (iii) při zajišťování vynikající svařitelnosti. Dalšími předměty předloženého vynálezu je získání výše uvedených ocelí HSLA se zvláště homogenní mikrostrukturou a vlastnostmi v celé větší než 2,5 cm (1 palec) tloušťce a

to využitím běžně dostupných technologických zpracovatelských technologií a to tak, aby byly tyto oceli pro komerční postupy pro kryogenní teploty ještě ekonomicky přijatelné.

Podstata vynálezu

V souladu s výše uvedenými předměty předloženého vynálezu je zajištěna metodologie zpracování, při které se desky z nízkolegované oceli o požadovaném složení ohřívají na patřičnou teplotu, potom vyválcují na plech a na konci válcování rychle ochladí kalením ve vhodné kapalině jako je například voda, na vhodnou teplotu pro zastavení kalení (QST) k transformaci mikrostruktury oceli na převážně jemnozrnný jehlicový martenzit, jemnozrnný dolní bainit nebo jejich směs a potom se popouštějí ve vhodném teplotním rozsahu za účelem vzniku mikrostruktury v této popouštěné oceli sestávající přednostně z popuštěného jemnozrnného jehlicového martenzitu, popuštěného jemnozrnného dolního bainitu nebo jejich směsi, nebo nejlépe sestávající téměř 100 % z popuštěného jemnozrnného jehlicového martenzitu. Tak, jak se v popisu předloženého vynálezu používá termínu kalení, míní se tím jakýmkoliv způsobem zrychlené ochlazování oceli kapalinou mající schopnost urychlit toto ochlazování oceli v porovnání s ochlazováním této oceli vzduchem při teplotě okolí. V jednom z řešení tohoto vynálezu se ocelový plech ochlazuje na okolní teplotu vzduchem po zastavení kalení a to před popouštěním.

Opět v souladu s výše uvedenými předměty předloženého vynálezu jsou oceli upravené podle předloženého vynálezu zvláště vhodné pro mnoho aplikací pro kryogenní teploty, ve kterých tyto oceli převážně s tloušťkou plechu 2,5 cm (1 palec) mají tyto a lepší charakteristiky: (i) hodnotu DBTT v základním materiálu a zóně HAZ nižší než -73°C (-100°F); (ii) pevnost v tahu větší než 830 MPa (120 ksi), lépe větší než 860 MPa (125 ksi) a nejlépe větší než 900 MPa (130 ksi); (iii) vynikající svařitelnost; (iv) dostatečně homogenní mikrostrukturu a vlastnosti v průřezu celé tloušťky; a (v) zlepšenou houževnatost nad komerčně dostupnou normalizovanou hodnotu HSLA ocelí. Tyto oceli mohou mít pevnost v tahu větší než přibližně 930 MPa (135 ksi) nebo větší než 965 MPa (140 ksi) nebo větší než 1000 MPa (145 ksi).

Popis obrázků

Pro lepší pochopení předloženého vynálezu bude vhodný odkaz na následující podrobný popis a připojené obrázky, ve kterých:

Obr. 1A je schematické zobrazení velikosti zrna austenitu v ocelové desce po opětovném ohřevu podle předloženého vynálezu;

Obr. 1B je podle předloženého vynálezu schematické zobrazení velikosti zrna původního austenitu (viz slovník) v ocelové desce po válcování za tepla v teplotní oblasti, kdy austenit rekrystalizuje, avšak před válcováním za tepla v teplotním oboru, kdy austenit nerekrystalizuje; a

Obr. 1C je podle předloženého vynálezu schematické zobrazení protažené deskovité struktury v austenitu s velmi jemným zrnem v průřezu celého materiálu ocelového plechu po ukončení termomechanicky řízeného postupu válcování (TMPC).

Vynález bude popisován ve spojení s preferovaným předmětem vynálezu, avšak tímto popisem se musí rozumět, že se tím předmět vynálezu nikterak neomezuje. Na druhé straně se vynálezem požaduje pokrytí všech alternativ, modifikací a ekvivalentů, které může v duchu a ve svém rozsahu tento vynález zahrnovat tak, jak to je definováno v připojených patentových nárocích.

Podrobný popis vynálezu

Předložený vynález se týká vyvinutých ocelí HSLA splňujících výše uvedené charakteristiky. Vynález je založen na nové kombinaci složení oceli a zpracování k získání jak strukturní, tak mikrostrukturní houževnatosti ke snížení DBTT, rovněž tak jako zlepšení houževnatosti při velkém namáhání v tahu. Strukturní houževnatosti je dosahováno promyšleným vyvážením obsahu kritických legujících prvků v oceli, jak to je v této specifikaci podrobně popsáno. Mikrostrukturní houževnatost je výsledkem úprav při dosahování velmi jemného zrna, rovněž tak jako vytvoření jemnozrnného martenzitu a/nebo jehlic dolního bainitu, vznikajících v jemných svazečcích se středním rozměrem mnohem menším než u zrna původního martenzitu. U předloženého vynálezu se navíc využívá disperzního zpevnění jemnými precipitáty

mědi a směsnými karbidy a/nebo karbonitridy, aby se optimalizovala pevnost a houževnatost během popouštění martenziticko-bainitické struktury.

Podle výše uvedeného je tento způsob určen pro přípravu ocelových plechů majících strukturu sestávající převážně z popuštěného jemnozrnného jehlicového martenzitu, popuštěného jemnozrnného dolního bainitu nebo jejich směsi vyznačující se tím, že sestává z těchto kroků: (a) ohřívání ocelové tabule na dostatečně vysokou teplotu k (i) podstatné homogenizaci ocelové tabule, (ii) k podstatnému rozpuštění všech karbidů a karbonitridů niobu a vanadu v ocelové tabuli a (iii) k vytvoření jemných počátečních austenitických zrn v ocelové tabuli; (b) zeslabení ocelové tabule vyvácováním za tepla na ocelový plech jedním nebo více průchody válcovací stolicí v první teplotní oblasti, ve které austenit rekrystalizuje; (c) dalšího zeslabení válcováním ocelového plechu za tepla jedním nebo více průchody válcovací stolicí ve druhé teplotní oblasti přibližně pod teplotou T_{nr} a přibližně nad transformační teplotou A_{r3} ; (d) kalení ocelového plechu při rychlosti ochlazování od 10 °C za sekundu do 40 °C za sekundu (18 °F.s⁻¹ až 72 °F.s⁻¹) až do teploty zastavení kalení přibližně pod transformační teplotou M_s plus 200 °C (360 °F); (e) zastavení kalení; a (f) popouštění ocelového plechu při popouštěcí teplotě od přibližně 400 °C (752 °F) až přibližně do transformační teploty Ac_1 , lépe až do této teploty, avšak nezahrnující tuto transformační teplotu Ac_1 , po dostatečně dlouhou dobu tak, aby nastala precipitace vytvrzujících částic, tj. jedné nebo více modifikací mědi ϵ , Mo_2C nebo karbidů a karbonitridů niobu a vanadu. Doba potřebná k tomu, aby nastala precipitace vytvrzujících částic závisí předně na tloušťce ocelového plechu, složení ocelového plechu a popouštěcí teplotě a stanovit ji může pracovník zkušený oboru. (Viz slovník definic, týkající se převážně termínů vytvrzující částice, teplota T_{nr} , transformační teplota Ar_3 , M_s a Ac_1 a Mo_2C .)

K zajištění houževnatosti při okolní a kryogenní teplotě, musí mít ocel podle tohoto vynálezu přednostně mikrostrukturu sestávající převážně z popuštěného jemnozrnného dolního bainitu, jemnozrnného jehlicového martenzitu nebo jejich směsi. Nejlépe je, když se minimalizuje tvorba křehkých složek jako je horní bainit, dvojčatový martenzit a MA. Tak, jak se v tomto předloženém vynálezu a v

patentových nárocích používá termínu „převážně“, míní se tím alespoň 50 % obj. Lepší je, pokud struktura obsahuje nejméně od přibližně 60 % do přibližně 80 % obj. popuštěného jemnozrnného dolního bainitu, jemnozrnného jehlicového martenzitu nebo jejich směsi. Vůbec nejlepší je, pokud mikrostruktura obsahuje nejméně přibližně 90 % obj. popuštěného jemnozrnného dolního bainitu, jemnozrnného jehlicového martenzitu nebo jejich směsi. Vůbec nejlepší je, pokud mikrostruktura sestává ze 100 % obj. popuštěného jemnozrnného jehlicového martenzitu.

Ocelové desky zpracováváné podle tohoto vynálezu se vyrábějí na zakázku a v jednom z řešení sestávají například ze železa a dalších legujících prvků o složení uvedeném v následující tabulce I:

Tabulka I

Legující prvek	Rozsah (% hmotn.)
uhlík (C)	0,04 až 0,12, lépe 0,04 až 0,07
mangan (Mn)	0,5 až 2,5, lépe 1,0 až 1,8
nikl (Ni)	1,0 až 3,0, lépe 1,5 až 2,5
měď (Cu)	0,1 až 1,5, lépe 0,5 až 1,0
molybden (Mo)	0,1 až 0,8, lépe 0,2 až 0,5
niob (Nb)	0,02 až 0,1, lépe 0,03 až 0,05
titan (Ti)	0,008 až 0,03, lépe 0,01 až 0,02
hliník (Al)	0,001 až 0,05, lépe 0,005 až 0,03
dusík (N)	0,002 až 0,005, lépe 0,002 až 0,003

Vanad (V) se někdy přidává do oceli přednostně až do koncentrace přibližně 0,10 % hmotn. a lépe od přibližně 0,02 % hmotn. do přibližně 0,05 % hmotn.

Chrom (Cr) se někdy přidává do oceli přednostně až do koncentrace přibližně 1,0 % hmotn. a lépe od přibližně 0,2 % hmotn. do přibližně 0,6 % hmotn.

Křemík (Si) se někdy přidává do oceli přednostně až do koncentrace přibližně 0,5 % hmotn. a lépe od přibližně 0,01 % hmotn. do přibližně 0,05 % hmotn., avšak vůbec nejlépe od přibližně 0,05 % hmot. do 0,1 % hmot.

Bor (B) se někdy přidává do oceli přednostně až do koncentrace přibližně 0,0020 % hmotn. a lépe od přibližně 0,0006 % hmotn. do přibližně 0,0010% hmotn.

Ocel přednostně obsahuje nejméně 1 % hmotn. niklu. Obsah niklu v oceli může být zvýšen nad 3 % hmotn., pokud je požadováno zlepšení parametrů po svařování. Očekává se, že přídavek každého 1 % hmot. niklu sníží DBTT oceli o 10°C (18°F). Dává se přednost tomu, aby obsah niklu byl nižší než 9 % hmotn., lépe méně než 6 % hmotn. Obsah niklu se minimalizuje hlavně proto, aby se snížila cena oceli. Pokud se obsah niklu zvýší nad přibližně 3 % hmotn., lze snížit obsah manganu pod přibližně 0,5 % hmotn. až k 0,0 % hmotn.

Ostatní zbylé prvky se pokud možno v oceli minimalizují. Obsah fosforu (P) je přednostně nižší než 0,01 % hmotn. Obsah síry (S) je přednostně nižší než 0,004 % hmotn. Obsah kyslíku (O) je přednostně nižší než 0,002 % hmotn.

Příklady provedení vynálezu

Zpracování ocelových desek

(1) Snížení DBTT

Dosažení nízké DBTT, například nižší než přibližně -73 °C (-100 °F) je při vývoji nových HSLA ocelí vhodných pro využívání při kryogenních teplotách klíčovým problémem. Co se týká technických charakteristik, jde o udržení či zvýšení pevnosti při současné technologii HSLA ocelí při snížení DBTT, zvláště v oblasti HAZ. Předložený vynález využívá ke změně jak strukturních, tak mikrostrukturních příspěvků k odolnosti proti lomu kombinace legování a zpracování a to tak, aby se vytvořila nízkolegovaná ocel s vynikajícími vlastnostmi při kryogenních teplotách jak v základním materiálu, tak v oblasti HAZ, jak to bude ještě dále popisováno.

Podle tohoto vynálezu se mikrostrukturálního zvýšení houževnatosti využívá ke snížení DBTT základní oceli. Klíčový moment tohoto strukturálního zvýšení houževnatosti spočívá ve zjemnění původní velikosti zrna austenitu a v modifikaci morfologie zrn spočívající ve zvětšení styčných ploch na hranicích zrn s vysokým

úhlem této oceli. Jak je odborníkům jistě známo, termínem „zrno“ tak, jak se zde používá se míní jednotlivý krystal v polykrystalickém materiálu a „hranici zrna“ tak, jak se zde tohoto termínu používá se míní úzká zóna v kovu odpovídající přechodu z jedné krystalografické orientace do jiné, oddělující od sebe zrna navzájem. Tak, jak se zde používá termínu „hranice zrna s vysokým úhlem“, míní se tím hranice zrna oddělující dvě sousedící zrna, jejichž orientace se liší o více než 8°. Jak se zde dále používá termínu „hranice s vysokým úhlem“, míní se tím hranice, která se chová účinně jako hranice s vysokým úhlem zrna, tj. hranice, která má snahu odklonit postupující prasklinu nebo lom a tím způsobit odbočení cesty lomu.

Příspěvek termomechanicky regulovaného válcovacího postupu (TMCP) k celkové styčné ploše hranic s vysokým úhlem vztaženým na jednotku objemu S_v je definován následující rovnicí:

$$S_v = \frac{1}{d} \left[1 + R + \frac{1}{R} \right] + 0,63 (r - 30)$$

kde

d je průměrná velikost zrna austenitu v ocelovém plechu válcovaného za tepla před válcováním v teplotní oblasti, ve které austenit nerekrystalizuje (původní velikost zrna austenitu);

R je poměr ztenčení válcováním (původní tloušťka desky/konečná tloušťka desky); a

r je procentní ztenčení tloušťky oceli válcováním za tepla v teplotní oblasti, ve které austenit nerekrystalizuje.

Odborníkům je dobře známo, že se S_v oceli zvyšuje a DBTT snižuje vychýlením lomu a doprovázejícím odbočením lomové cesty při vysokých úhlech hranic. Při komerčním provádění TMCP je hodnota R pro určitou tloušťku plechu pevně daná a horní hranice hodnoty r je běžně 75. Zavedením pevně daných hodnot za R a r , se může S_v podstatně zvýšit pouze zmenšením d , jak je z rovnice zřejmé. Ke snížení d v ocelích podle se předloženého vynálezu používá Ti-Nb mikrolegur v kombinaci s optimalizovaným TMCP postupem. Pro stejné celkové ztenčení během válcování za

tepla a deformaci se ocel z původně jemnější průměrnou velikostí zrna austenitu změni na výslednou celkově jemnější velikost zrna austenitu. Proto se podle tohoto vynálezu množství Ti-Nb přísad optimalizuje pro postup s malým opětovným ohřevem za inhibice růstu velikosti zrna austenitu během TMCP postupu. Podle obr. 1A se k získání počáteční průměrné velikosti zrna austenitu D' menšího než 120 mikronů ohřívání ocelové desky 10" před tepelnou deformací použije relativně nízké ohřívací teploty, nejlépe mezi přibližně 955 °C a přibližně 1065 °C (1750 °F až 1950°F). Zpracování podle tohoto vynálezu předchází nadměrnému růstu velikosti zrn austenitu vycházejícího při konvenčním TMCP z použití vysoké ohřívací teploty, tj. teploty vyšší než přibližně 1095°C (2000°F). K iniciaci dynamické rekrytalizace způsobené zjemněním zrna se při válcování za tepla, kdy rekrytalizuje austenit používá silného ztenčení vyššího než přibližně 10 %. Nyní podle obr. 1B, umožňuje zpracování podle tohoto vynálezu mít původní průměrnou velikost zrna austenitu D'' (tj. d) menší než přibližně 30 mikronů, lépe menší než přibližně 20 mikronů a vůbec nejlépe menší než 10 mikronů u 10" desek po válcování za tepla (deformaci) v teplotním rozmezí, ve kterém austenit rekrytalizuje, avšak před válcováním za tepla v teplotním rozmezí, ve kterém austenit nerekrystalizuje. K vytvoření účinného zmenšení velikosti zrna v celém průřezu se navíc provádí silné ztenčení, přednostně přesahující kumulativně 70 % v rozmezí teplot od přibližně T_{nr} , avšak přibližně nad transformační teplotou A_{r3} . Podle obr. 1C vede TMCP podle tohoto vynálezu u vyválcovaných ocelových desek 10" s velmi jemnou účinnou velikostí zrna D''' v celém průřezu k tvorbě prodloužených deskovitých struktur zrna v austenitu, např. o účinné velikosti zrna D''' menší než přibližně 10 mikronů, lépe menší než přibližně 8 mikronů a vůbec nejlépe menší než přibližně 5 mikronů a tím se např. u ocelového plechu 10" zvětšuje styčná plocha hranic zrna s vysokým úhlem na 11 na jednotku objemu, jak jistě odborníci vidí.

Ocel podle tohoto vynálezu poněkud podrobněji popsána se vyrábí tvářením desky odpovídajícího složení, které je zde popsáno; zahříváním desky na teplotu od přibližně 955 °C do přibližně 1065 °C (1750 °F až 1950 °F); válcováním desku k vytvoření plechu jedním nebo více průchody za ztenčení na 30 až 70 procent v první teplotní oblasti, ve které austenit rekrytalizuje, tj. přibližně nad teplotou T_{nr} a dále

válcováním plechu za tepla jedním nebo více průchody válcovací stolicí při ztenčení přibližně 40 až 80 procent v druhé teplotní oblasti přibližně pod teplotou T_{nr} a nad transformační teplotou A_{r3} . Potom se vyválcovaný ocelový plech zakalí rychlostí přibližně od 10 °C za sekundu do 40 °C za sekundu (18 °F.s^{-1} až 72 °F.s^{-1}) na vhodnou teplotu QST přibližně pod transformační teplotou M_s plus 200 °C (360 °F), kdy kalení končí. Při jednom z řešení podle tohoto vynálezu se potom ocelový plech chladí na okolní teplotu vzduchem. Tohoto způsobu se používá k výrobě mikrostruktury sestávající přednostně z jemnozrnného jehlicového martenzitu, jemnozrnného dolního bainitu nebo jejich směsi, nebo je lépe, pokud obsahuje hlavně 100 % jemnozrnného jehlicového martenzitu.

Takto přímo kalený martenzit v ocelích podle tohoto vynálezu má vysokou pevnost, jeho houževnatost lze zlepšit popouštěním při vhodné teplotě v rozmezí od přibližně 400 °C (752 °F) až přibližně do transformační teploty A_{c1} . Popouštění oceli v této teplotní oblasti vede také ke snižování pnutí při kalení, což naopak vede ke zlepšení houževnatosti. Zatímco popouštění může zlepšit houževnatost oceli, vede naopak běžně k podstatné ztrátě pevnosti. Obvyklá ztráta pevnosti podle předloženého vynálezu vzniklá popouštěním je eliminována zavedením disperzního precipitačního kalení. Během popouštění martenzitické struktury se k optimalizaci pevnosti a houževnatosti využívá disperzního kalení jemným měděným precipitátem a směsnými karbidy a/nebo karbonitridy. Jedinečné složení ocelí podle tohoto vynálezu umožňuje popouštění v širokém rozmezí teplot od přibližně 400 °C do přibližně 650 °C (750°F až 1200°F) bez jakékoliv význačné ztráty pevnosti z kalení. Ocelové plechy se přednostně popouštějí od popouštěcí teploty přibližně nad 400 °C (752 °F) až po transformační teplotu A_{c1} po dostatečně dlouhou dobu k tomu, aby nastala precipitace vytvrzujících částic (jak jsou zde definovány). Tento způsob zpracování umožňuje transformaci mikrostruktury ocelových plechů na převážně popouštěný jemnozrnný jehlicový martenzit, popouštěný jemnozrnný dolní bainit nebo jejich směs. Zde opět doba postačující k precipitaci vytvrzujících částic závisí hlavně na tloušťce ocelového plechu, složení ocelového plechu a popouštěcí teplotě a odborník ji dokáže určit.

Jak odborníci vědí, zde použitý termín procento snížení tloušťky se rozumí procento ztenčení tloušťky ocelové desky nebo plechu v porovnání se stavem před tímto ztenčováním, na které je odkazováno. Pouze pro vysvětlení, aniž by tím byl nějak vynález omezován, ocelová deska o tloušťce přibližně 25,4 cm (10 palců) se může ztenčit o přibližně 50 % (50 procentní snížení) v první teplotní oblasti na tloušťku přibližně 12,7 cm (5 palců), potom ztenčit přibližně o 80 % (80 procentní snížení) v druhé teplotní oblasti na tloušťku přibližně 2,5 cm (1 palec). Pokud je zde použito termínu „deska“, míní se tím kus oceli mající jakékoliv rozměry.

Jak odborníci jistě rozumí, u kterékoliv oceli na niž bylo výše odkazováno, se ocelová deska ohřeje vhodnými prostředky za účelem zvýšení teploty v podstatné části celé desky, lépe úplně celé desky na požadovanou teplotu, např. umístěním desky do pece po určitou dobu. Patříčná teplota ohřátí, jaká se má použít pro kteroukoliv z výše uvedených ocelí o patřičném složení, může být stanovena zkušeným odborníkem buď pokusně nebo výpočtem na vhodném modelu. Teplota pece a nutná ohřívací doba nutná ke zvýšení teploty podstatné části celé desky, lépe celé desky na požadovanou teplotu, může být navíc určena odborníkem podle údajů ze standardních odborných publikací.

Jak tomu odborníci jistě rozumí, jsou teploty, na něž se následně odkazuje při popisu postupu podle tohoto vynálezu, vyjma teploty opětného ohřevu, na kterou se ohřeje celá deska, teplotami měřenými na povrchu oceli. Povrchová teplota oceli se může například měřit optickým pyrometrem, nebo jiným vhodným zařízením pro měření povrchové teploty oceli. Rychlosti ochlazování, na něž se zde odkazuje, se týkají středu nebo místa nejbližší středu tloušťky plechu; teplota při zastavení kalení (QST) je nejvyšší nebo v podstatě nejvyšší dosažená teplota na povrchu plechu po ukončení kalení, protože dochází k převodu tepla ze středu tloušťky

Zaznamená se korelace mezi teplotou ve středu a povrchovou teplotou, a ta se použije při následném zpracování materiálu o stejném složení nebo v podstatě stejném složení tak, že se teplota ve středu stanoví pomocí povrchové teploty. Také požadovaná teplota a průtok kalící kapaliny k provedení požadovaného urychleného ochlazování může být odborníkem stanovena podle standardních referenčních odborných publikací.

Podle předloženého vynálezu závisí teplota T_{nr} definující hranici mezi rekrystalizační oblastí a nerekrystalizační oblastí pro kteroukoliv z výše uvedených ocelí na chemickém složení oceli a to zvláště na obsahu uhlíku, obsahu niobu, na teplotě opětného ohřátí před válcováním, a míře ztenčení válcováním. Odborníci mohou podle předloženého vynálezu stanovit tyto teploty pro každé složení oceli buď pokusně nebo výpočtem na modelu. Podobně transformační teploty Ac_1 , Ar_3 a M_s , na které je zde odkazováno mohou být odborníky stanoveny buď pokusně nebo výpočtem na modelu.

Přesto, že mikrostrukturální přínosy popsané výše jsou pro snížení DBTT v základním kovu užitečné, nejsou zcela účinné k udržení dostatečně nízkého DBTT v hrubozrnné oblasti svarku HAZ. Proto předložený vynález zajišťuje způsob udržení dostatečně nízké hodnoty DBTT v hrubozrnné oblasti svarku HAZ využíváním strukturálního účinku legujících prvků, jak to bude popsáno v dalších odstavcích.

Hlavní ferritické oceli pro kryogenní teploty jsou obecně založeny na tělesně centrované krychlové (BCC) krystalové mřížce. Zatímco tento krystalografický systém nabízí potenciál pro zajištění vysoké pevnosti za nízkou cenu, trpí při snižování teploty příkrým přechodem chování z kujného lomu do křehkého lomu. To může být základním znakem silné citlivosti ke kritickému smykovému napětí (CRSS) (dále definovanému) závislé na teplotě v BCC systémech, kde CRSS strmě vzrůstá se snižováním teploty a tudíž vytváří smykový jev a tím je následně kujný lom obtížnější. Na druhé straně kritické napětí pro jev křehkého lomu jako je štěpivost je méně citlivé na teplotu. Jak tedy teplota klesá, stává se štěpivost hlavním lomovým režimem vedoucím k nastolení nízkoenergetického křehkého lomu. CRSS je strukturální vlastnost oceli a je citlivé na snadný příčný smyk dislokací při deformaci; to jest, ocel, v níž je příčný smyk snadnější, mají také nižší CRSS a tudíž nízkou

hodnotu DBTT. O některých plošně centrovaných krychlových (FCC) stabilizátorech jako je Ni je známo, že zabraňují příčnému smyku, zatímco legující prvky stabilizující BCC jako je Si, Al, Mo, Nb a V působí proti příčnému smyku. V předloženém vynálezu se přednostně optimalizuje obsah legur stabilizujících FCC jako je Ni a Cu, přičemž se bere v úvahu cena a prospěšný účinek na snížení DBTT, a to u niklu jako legury přednostně alespoň pro 1,0 % hmotn. a lépe alespoň 1,5 % hmotn; a obsah legujících prvků stabilizujících BCC v oceli se podstatně minimalizuje.

Výsledkem strukturálního a mikrostrukturního zpevnění vyplývajícího z jedinečné kombinace složení a zpracování podle tohoto vynálezu mají oceli vynikající houževnatost při kryogenní teplotě jak v základním kovu, tak v oblasti HAZ po svařování. DBTT jak v základním kovu, tak v HAZ po svařování těchto ocelí je nižší než přibližně $-73\text{ }^{\circ}\text{C}$ ($-100\text{ }^{\circ}\text{F}$) a může být i nižší než přibližně $-107\text{ }^{\circ}\text{C}$ ($-160\text{ }^{\circ}\text{F}$).

(2) Pevnost v tahu vyšší než 830 MPa (120 ksi) a homogenita mikrostruktury a vlastností v celém průřezu

Při popouštění nelegovaných a nízkolegovaných martenzitických ocelí bez silných karbidotvorných látek se obecně zeslabuje nebo ztrácí jejich pevnost kalení; stupeň této ztráty pevnosti je funkcí specifického složení oceli, popouštěcí teploty a jejího trvání. U ocelí podle předloženého vynálezu se ztráta pevnosti během popouštění významně zlepšuje jemnou precipitací vytvrzujících částic. Jedinečné složení ocelí podle tohoto vynálezu umožňuje popouštění v širokém rozmezí přibližně od $400\text{ }^{\circ}\text{C}$ do přibližně $650\text{ }^{\circ}\text{C}$ ($750\text{ }^{\circ}\text{F}$ až $1200\text{ }^{\circ}\text{F}$) bez jakékoliv významné ztráty pevnosti získané kalením. V tomto širokém rozmezí teplot pro popouštění nastává zpevnění způsobené precipitací vytvrzujících částic nastávající nebo vrcholící při různých teplotních režimech; to znamená, že uvnitř tohoto širokého rozmezí nastane dostatečná precipitace vytvrzujících částic, aby dala vznik kumulativní pevnosti, která by kompenzovala ztrátu pevnosti běžně spojenou s popouštěním.

Požadovaná pevnost se podle předloženého vynálezu získá při relativně nízkém obsahu uhlíku s doprovázející výhodou svařitelnosti a vynikající houževnatosti jak v základním materiálu, tak v oblasti HAZ. Pro dosažení pevnosti v tahu vyšší než 830

MPa (120 ksi) se dává přednost minimálnímu obsahu uhlíku v celém objemu kovu 0,04 % hmotn.

I když jiné legující prvky v oceli než uhlík jsou podle tohoto vynálezu nepodstatné co se týká maximální dosažitelné pevnosti oceli, musejí být doporučeny proto, aby u plechů o větší tloušťce než 2,5 cm (1 palec) zajistily odpovídající homogenitu mikrostruktury v celém průřezu i požadované rozpětí chladicích rychlostí z důvodu pružnosti celého postupu. To je velice důležité, protože aktuální chladicí rychlost ve střední části plechu je nižší než na povrchu. Mikrostruktura povrchu a středu by tak byla zcela odlišná přesto, že je ocel navržena tak, aby se eliminovaly rozdíly v chladicí rychlosti mezi povrchem a středem plechu. Z tohoto hlediska jsou zvláště účinné přísady legujících prvků Mn a Mo a zvláště kombinace přísad Mo a B. V předloženém vynálezu jsou tyto přísady optimalizovány z důvodu získání tvrdosti, svařitelnosti, nízké DBTT a nízké ceny. Jak je již výše uvedeno, z pohledu snížení DBTT je nutné, aby byly celkové legující přísady pro BCC drženy na minimu. Cílové složení a rozmezí je stanoveno tak, aby splňovalo tyto a další požadavky tohoto vynálezu.

(3) Vynikající svařitelnost při svařování s malým tepelným příkonem

Oceli podle tohoto vynálezu jsou navrženy tak, aby měly vynikající svařitelnost. Nejdůležitějším momentem zvláště u svařování s nízkým příkonem je studený lom nebo vodíková křehkost v hrubozrnném HAZ. Bylo zjištěno, že u ocelí podle předloženého vynálezu je náchylnost ke studenému lomu kriticky ovlivněna obsahem uhlíku a typem mikrostruktury HAZ a nikoliv tvrdostí a uhlíkovým ekvivalentem, o kterých se odborníky předpokládalo, že to jsou kritické parametry. Ve snaze předejít studenému lomu při svařování za přehřátí nebo bez něj (nižšího než 100 °C (212 °F)), se dává přednost horní hranici přídavku uhlíku okolo 0,1 % hmotn. Tak, jak se v tomto vynálezu používá termínu „svařování s nízkým tepelným příkonem“, míní se tím svařování obloukem až do 2,5 kilojoul na milimetr ($\text{kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$) ($7,6 \text{ kJ}\cdot\text{palec}^{-1}$). Mikrostruktury dolního bainitu nebo samovolně popouštěného jehlicového martenzitu nabízejí vynikající odolnost proti studenému lomu. Další legující prvky ocelí podle

tohoto vynálezu jsou pečlivě vyváženy a odpovídají požadavkům na tvrdost a pevnost v tahu tak, aby se v hrubozrnném HAZ zajistilo vytvoření těchto žádoucích mikrostruktur.

Úloha legujících prvků v ocelové desce

Úloha různých legujících prvků a nejvhodnější meze jejich koncentrací pro předložený vynález jsou uvedeny dále:

Uhlík (C) je jedním z nejúčinnějších prvků vytvrzujících ocel. V ocelích se také slučuje s karbidotvornými prvky jako jsou Ti, Nb, V a Mo zajišťujících inhibici růstu zrn a precipitační zpevnění během popouštění. Uhlík také zlepšuje prokalitelnost, tj. schopnost vytvářet tvrdší a silnější mikrostruktury v oceli během chlazení. Pokud je obsah uhlíku nižší než 0,04 % hmotn., není dostatečně schopen způsobit požadované zvýšení pevnosti oceli, viz tam, vyšší než 830 MPa (120 ksi) pevnosti v tahu. Pokud je obsah uhlíku vyšší než přibližně 0,12 % hmotn., bude ocel náchylná ke studenému lomu během svařování a houževnatost se během svařování sníží jak v materiálu ocelového plechu, tak v oblasti HAZ. Aby se získala požadovaná pevnost, mikrostruktura v HAZ, samovolně popouštěný jehlicový martenzit a dolní bainit, dává se přednost obsahu uhlíku v oblasti přibližně od 0,04 % hmotn. do přibližně 0,12 % hmotn. Ještě lépe je, pokud je horní hranice obsahu uhlíku přibližně 0,07 % hmotn.

Mangan (Mn) je prvek zvyšující pevnost ocelové matrice a také silně přispívá k prokalitelnosti. K dosažení požadované vysoké pevnosti plechu o tloušťce přesahující 2,5 cm (1 palec) se dává přednost minimálnímu obsahu alespoň přibližně 0,5 %, ale je lépe, pokud tento minimální obsah je nejméně alespoň 1,0 % hmotn. Příliš vysoký obsah Mn však může být škodlivý pro houževnatost, takže se podle předloženého vynálezu dává přednost horní mezi přibližně 2,5 % hmotn. Této horní mezi se také dává přednost proto, že podstatně minimalizuje osovou segregaci, která nastává při vysokém obsahu manganu a u kontinuálně litých ocelí a doprovázející mikrostrukturní homogenitu a další homogenní vlastnosti v celém

průřezu. Je lépe, pokud je horní mez obsahu manganu přibližně 1,8 % hmotn. Pokud se zvýší obsah niklu přibližně nad 3 % hmotn., lze požadované vysoké pevnosti dosáhnout i bez přídavku manganu. V širším smyslu se dává přednost tomu, aby obsah manganu byl přibližně do 2,5 % hmotn.

Křemík (Si) se do ocelí přidává za účelem dezoxidace a pro tento účel se dává přednost minimálnímu obsahu přibližně 0,01 % hmotn. Si je silný stabilizátor BCC a tedy zvyšuje DBTT a má také nepříznivý vliv na houževnatost. Z této příčiny, pokud se přidává, dává se přednost jeho obsahu do horní meze přibližně 0,5 % hmotn. Pokud se přidává křemík, je lépe, pokud je jeho horní mez obsahu přibližně 0,1 % hmotn. Křemík není vždy nutný k dezoxidaci, protože hliník nebo titan mají stejnou funkci.

Niob (Nb) se přidává proto, aby podporoval zjemnění mikrostruktury zrna u válcovaných ocelí, což zlepšuje jak pevnost, tak houževnatost. Karbid niobu a karbidonitridová precipitace během válcování za tepla slouží k zpomalení rekrytalizace a inhibici růstu krystalů, čímž se dosahuje zjemnění zrna austenitu. Také precipitace karbidů a karbonitridů niobu během popouštění zajišťuje požadované sekundární vytvrzení k náhradě ztráty pevnosti běžně pozorované u ocelí při jejich popouštění přibližně nad 500 °C (930 °F). Z tohoto důvodu se dává přednost obsahu niobu přibližně alespoň 0,02 % hmotn., a ještě lépe alespoň 0,03 % hmotn. Přesto je niob silným stabilizátorem BCC, čímž zvyšuje DBTT. Příliš mnoho Nb může být škodlivé pro svařitelnost a houževnatost HAZ, takže se dává přednost maximálnímu obsahu přibližně 0,1 % hmotn. Je lépe, pokud je horní hranice obsahu Nb přibližně 0,05 % hmotn.

Vanad (V) se někdy přidává k ocelím pro precipitační zvýšení pevnosti z důvodu vytvoření částic jemných karbidů a karbonitridů vanadu při popouštění oceli a jejich HAZ při chlazení po svařování. Pokud se vanad rozpustí v austenitu, má potom silně prospěšný vliv na kalitelnost. Pokud se přidává vanad do ocelí podle předloženého vynálezu, dává se přednost obsahu alespoň přibližně 0,02 % hmotn. Nadbytečný

vanad může napomáhat vzniku studených lomů při svařování a také zhoršovat houževnatost základní oceli a HAZ. Přídavek vanadu se tedy přednostně omezuje na maximálně přibližně 0,1 % hmotn. a ještě lépe na maximální mez přibližně 0,05 % hmotn.

Titan (Ti), pokud se přidává v malém množství, je účinný pro tvorbu jemných částic nitridu titanu (TiN), které zjemňují velikost zrna jak u válcovaných struktur ocelí, tak u HAZ. Tím se zlepšuje houževnatost oceli. Titan se přidává v takovém množství, aby hmotnostní poměr Ti/N byl nejlépe přibližně 3,4. Titan je silným stabilizátorem BCC a tím zvyšuje DBTT. Nadbytečný Ti vede ke zhoršování houževnatosti oceli vytvářením hrubších částic TiN nebo karbidu titanu (TiC). Obsah titanu přibližně pod 0,008 % hmotn. nemůže obecně zajistit dostatečně jemné zrna nebo navázat dusík jako TiN, zatímco více než přibližně 0,03 % hmotn. může způsobit zhoršování houževnatosti. Je lépe, pokud ocel obsahuje alespoň 0,01 % hmotn. Ti a ne více než přibližně 0,02 % hmotn.

Hliník (Al) se přidává do ocelí podle tohoto vynálezu za účelem dezoxidace. Pro tento účel se dává přednost obsahu přibližně alespoň 0,001 % hmotn. Al, ale lépe přibližně alespoň 0,005 % hmotn. Hliník také váže dusík rozpuštěný v HAZ. Hliník je silným stabilizátorem BCC a tak zvyšuje DBTT. Pokud je obsah hliníku příliš vysoký, tj. přibližně nad 0,05 % hmotn., má tendenci vytvářet vměstky typu oxidu hlinitého (Al_2O_3), které jsou škodlivé na houževnatost oceli a její HAZ. Lepší je, pokud je horní mez obsahu Al přibližně 0,03 % hmotn.

Molybden (Mo) zvyšuje prokalitelnost ocelí při přímém kalení, zvláště v kombinaci s borem a niobem. Mo je také žádoucí pro podporu sekundárního zvýšení pevnosti během popouštění oceli vytvářením jemných karbidů Mo_2C . Přednost se dává přibližně alespoň 0,1 % hmotn. Mo, ale je lépe, pokud je jeho obsah přibližně alespoň 0,2 % hmotn. Mo je však silným stabilizátorem BCC a tím zvyšuje DBTT. Nadměrné množství Mo napomáhá vzniku studených lomů při svařování a vede také

ke zhoršování houževnatosti oceli a HAZ, a proto se dává přednost obsahu 0,8 % hmotn. a ještě lépe maximu přibližně 0,5 % hmotn.

Chrom (Cr) vede ke zvýšení prokalitelnosti oceli při mírném kalení. Zlepšuje také korozní odolnost a odolnost proti vodíkovému lomu (HIC). Podobně jako Mo vede nadbytečné množství Cr ke vzniku studených lomů ve svarech a vede také ke zhoršování houževnatosti oceli a jejich HAZ, takže pokud se přidává Cr, dává se přednost maximu přibližně 1,0 % hmotn. Je lépe, pokud se obsah přidaného Cr pohybuje v mezích přibližně od 0,2 % hmotn. do přibližně 0,6 % hmotn.

Nikl (Ni) je důležitou legující přísadou do ocelí podle předloženého vynálezu k získání požadované DBTT, zvláště v HAZ. Je jedním z nejsilnějších stabilizátorů FCC v oceli. Přídavek Ni do oceli zlepšuje příčný smyk a tím snižuje DBTT. I když ne ve stejném stupni jako přidávaný Mn a Mo, podporuje přídavek Ni k oceli také prokalitelnost a tudíž homogenitu mikrostruktury a vlastností tlustých částí (tj. tlustějších než přibližně 2,5 cm (1 palec)) v celém průřezu. K dosažení požadované DBTT ve svarku HAZ je minimální obsah Ni přednostně přibližně 1,0 % hmotn., a lépe 1,5 % hmotn. Vzhledem k tomu, že je nikl drahým legujícím prvkem, udržuje se jeho obsah přednostně pod přibližně 3,0 % hmotn., lépe nižší než přibližně 2,5 % hmotn., lépe nižší než přibližně 2,0 % hmotn., a ještě lépe nižší než přibližně 1,8 % hmotn, z důvodu značného snížení ceny oceli.

Měď (Cu) je užitečná legující přísada k zajištění tvrdosti během popouštění precipitací ϵ -mědi. Za tímto účelem se přidává přednostně alespoň 0,1 % hmotn., lépe alespoň 0,5 % hmotn. Cu. Měď je také stabilizátorem FCC v oceli a může také malým dílem přispívat ke snižování DBTT. Měď je také prospěšná při odolávání korozi a HIC. Při větším množství způsobuje měď nadměrné precipitační zvýšení pevnosti a může snižovat houževnatost a zvyšovat DBTT jak v základním plechu, tak v HAZ. Vyšší obsah Cu může také způsobovat zkřehnutí během odlévání a válcování za tepla vyžadující současné přidávání Ni pro zmírnění tohoto jevu. Z výše

uvedených příčin se dává přednost horní mezi obsahu Cu 1,5 % hmotn. ale lépe 1,0 % hmotn.

Bor (B) v malých množstvích může značně zvýšit prokalitelnost oceli a napomoci vytváření mikrostrukturálního jehlicového martenzitu, dolního bainitu a ferritu potlačením tvorby horního bainitu jak v základním plechu, tak v hrubozrnném HAZ. Obvykle je za tímto účelem zapotřebí přibližně alespoň 0,0004 % hmotn. B. Pokud se přidává bor do ocelí podle tohoto vynálezu, dává se přednost obsahu přibližně od 0,0006 % hmotn. do přibližně 0,0020 % hmotn., je ale lepší horní mez 0,001 % hmotn. Pokud ostatní přidávané legury zajistí odpovídající prokalitelnost a požadovanou mikrostrukturu, nemusí být bor nutně vyžadovanou přísadou.

Tato postupná kombinace vlastností ocelí podle předloženého vynálezu zajišťuje nízké technologické náklady pro určitá využití při kryogenních teplotách, například pro skladování a přepravu zemního plynu při nízkých teplotách. Tyto nové oceli mohou pro aplikace při kryogenních teplotách zajistit oproti současným komerčním ocelím, které obvykle vyžadují vyšší obsah niklu (až do 9 % hmotn.) a mají nižší pevnost (méně než 830 MPa (120 ksi)) značné nákladové úspory. Složení a navržená mikrostruktura jsou použity proto, aby snížily DBTT a zajistily homogenní mechanické vlastnosti v celém průřezu tloušťky přesahující 2,5 cm (1 palec). Tyto nové oceli mají přednostně obsah niklu nižší než přibližně 3 % hmotn., pevnost v tahu vyšší než 830 MPa (120 ksi), lépe vyšší než přibližně 860 MPa (125 ksi) a ještě lépe vyšší než 900 MPa (130 ksi), teplotu přechodu z tažného do křehkého stavu (DBTT) přibližně pod -73°C (-100°F) a nabízejí vynikající houževnatost při této DBTT. Tyto nové oceli mohou mít pevnost v tahu vyšší než přibližně 930 MPa (135 ksi) nebo vyšší než přibližně 965 MPa (140 ksi) nebo vyšší než přibližně 1000 MPa (145 ksi). Obsah niklu u těchto ocelí se může zvýšit přibližně nad 3 % hmotn., pokud se vyžaduje zlepšení vlastností po svařování. Očekává se, že každý další přírůstek 1 % hmotn. niklu sníží DBTT oceli přibližně o 10°C (18°F). Obsah niklu je přednostně pod 9 % hmotn., lépe přibližně pod 6 % hmotn. Obsah niklu se minimalizuje proto, aby se minimalizovala cena oceli.

Zatímco byl předchozí vynález popsán pro jeden nebo více předmětů, kterým se dává přednost, musí se tomu rozumět tak, že lze provádět i další úpravy, aniž by tím byl nějak omezen rozsah vynálezu, který je stanoven následujícími nároky.

Slovník výrazů:

transformační teplota Ac_1 :	teplota při které se začíná během zahřívání vytvářet austenit;
transformační teplota Ac_3 :	teplota, při které je během zahřívání ukončena přeměna ferritu na austenit;
Al_2O_3 :	oxid hlinitý;
transformační teplota Ar_3 :	teplota, při které se během ochlazování začíná měnit austenit na ferrit;
BCC:	tělesně centrovaná mřížka;
rychlost chlazení:	rychlost ochlazování ve středu nebo v podstatě ve středu tloušťky plechu;
CRSS (kritické smykové napětí):	strukturální vlastnost oceli, citlivá na snadnost s jakou mohou dislokace příčně klouzat po deformaci, to jest, ocel, u které je příčný smyk snažší budou mít také nižší CRSS a tudíž nižší DBTT;
kryogenní teplota:	jakákoliv teplota nižší než přibližně $-40^{\circ}C$ ($-40^{\circ}F$);
DBTT:	(teplota přechodu z tažného do křehkého stavu) odděluje dva lomové režimy u

strukturních ocelí; při teplotě pod DBTT je tendence k nízkoenergetickým štěpným (křehkým) lomům, zatímco při teplotách nad DBTT je tendence k vysokoenergetickým tvárným lomům;

FCC:	plošně centrovaná krychlová;
zrno:	jednotlivý krystal v polykrystalickém materiálu;
hranice zrna:	úzká oblast v kovu odpovídající přechodu z jedné krystalografické orientace do jiné, a tím oddělující jedno zrno od druhého;
vytvrzující částice:	jedna nebo více z modifikací ϵ -mědi, Mo_2C , nebo karbidů a karbonitridů niobu nebo vanadu;
HAZ:	zóna/oblast ovlivněná teplem;
hranice s vysokým úhlem:	hranice, která se účinně chová jako hranice zrna s vysokým úhlem, tj. hranice, která vede k odchýlení postupující praskliny nebo lomu a tím působí jako zábrana v cestě lomu;
hranice zrna s vysokým úhlem:	hranice zrna, která odděluje dvě sousední zrna, jejichž krystalografická orientace se liší o více než přibližně 8° ;

HSLA:	vysoce pevná, nízkolegovaná;
interkritický ohřev:	ohřev (nebo opětný ohřev) na teplotu přibližně od transformační teploty Ac_1 přibližně do transformační teploty Ac_3 ;
nízkolegovaná ocel:	ocel obsahující železo a celkově méně než 10 % hmot. legujících přísad;
svařování s nízkým tepelným příkonem:	svařování obloukovou energií přibližně do $2,5 \text{ kJ} \cdot \text{mm}^{-1}$ ($7,6 \text{ kJ} \cdot \text{palec}^{-1}$);
MA:	martenzit - austenit;
Mo_2C :	forma karbidu molybdenu;
transformační teplota M_s :	teplota při níž během ochlazování začíná transformace austenitu na martenzit;
převážně:	tak, jak se používá v předloženém vynálezu, jde alespoň přibližně o 50 procent obj.;
původní velikost zrna austenitu:	průměrná velikost zrna austenitu v plechu vyválcovaném za tepla před válcováním v teplotním rozmezí, ve kterém austenit nerekrystalizuje;
kalení:	u popisu tohoto vynálezu jde o urychlené ochlazování takovým způsobem, kdy vybraná kapalina zvýší rychlost ochlazování

	oceli v porovnání s ochlazováním na vzduchu;
teplota při zastavení kalení (QST):	nejvyšší nebo v podstatě nejvyšší teplota, které dosáhne povrch plechu, když se zastaví kalení, protože dochází k převodu tepla ze středu tloušťky plechu;
deska:	ocelový kus mající libovolné rozměry;
Sv:	celková plocha rozhraní hranice s vysokým úhlem vztažená na jednotku objemu ocelového plechu;
pevnost v tahu:	při zkoušce pevnosti to je poměr maximální zátěže k ploše původního průřezu;
TiC:	karbid titanu;
TiN:	nitrid titanu;
teplota T_{nr} :	teplota, pod níž austenit nerekrystalizuje; a
TMPC:	termomechanicky řízený postup válcování.

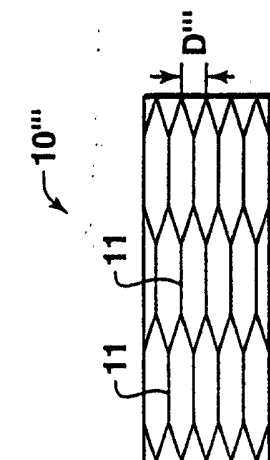
Patentové nároky

- 1) Způsob přípravy ocelového plechu majícího DBTT nižší než $-73\text{ }^{\circ}\text{C}$ ($-100\text{ }^{\circ}\text{F}$) jak u jmenovaného ocelového plechu tak i v jeho HAZ a mající pevnost v tahu vyšší než 830 Mpa (120 ksi) a mikrostrukturu sestávající převážně z popuštěného jemnozrnného jehlicového martenzitu, popuštěného dolního bainitu nebo jejich směsi, vyznačující se tím, že sestává z těchto kroků:
 - a) zahřívání ocelové desky na teplotu opětného ohřevu (i) dostatečně vysokou k tomu, aby se jmenovaná ocelová tabule podstatně zhomogenizovala, a podstatně se rozpustily všechny karbidy a karbonitridy niobu a vanadu ve jmenované desce, a (ii) dostatečně nízkou k vytvoření počátečních austenických zrn majících velikost menší než 120 mikronů v ocelové tabuli;
 - b) ztenčení jmenované ocelové desky na ocelový plech jedním nebo více průchody válcovací stolicí v první teplotní oblasti, ve které austenit rekrystalizuje;
 - c) dalšího ztenčení jmenovaného ocelového plechu jedním nebo více průchody válcovací stolicí ve druhé teplotní oblasti přibližně pod teplotou T_{nr} a přibližně nad transformační teplotou A_{r3} ;
 - d) kalení jmenovaného ocelového plechu rychlostí ochlazování přibližně od $10\text{ }^{\circ}\text{C}$ za sekundu až do $40\text{ }^{\circ}\text{C}$ za sekundu ($18\text{ }^{\circ}\text{F.s}^{-1}$ až $72\text{ }^{\circ}\text{F.s}^{-1}$) do teploty pro zastavení kalení pod transformační teplotou M_s plus $200\text{ }^{\circ}\text{C}$ ($360\text{ }^{\circ}\text{F}$);
 - e) (e) zastavení kalení; a
 - f) popouštění jmenovaného ocelového plechu při teplotě popouštění od přibližně $400\text{ }^{\circ}\text{C}$ ($752\text{ }^{\circ}\text{F}$) přibližně do transformační teploty A_{c1} po dobu dostatečnou k tomu, aby způsobila precipitaci vytvrzujících částic tak, aby se docílilo transformace jmenované mikrostruktury jmenovaného ocelového plechu na převážně popuštěný jemnozrnný jehlicový martenzit, popuštěný jemnozrnný dolní bainit nebo jejich směs.
- 2) Způsob podle nároku 1 vyznačující se tím, že jmenovaná teplota opětného ohřevu kroku (a) je přibližně mezi $955\text{ }^{\circ}\text{C}$ a přibližně $1065\text{ }^{\circ}\text{C}$ ($1750\text{ }^{\circ}\text{F}$ až $1950\text{ }^{\circ}\text{F}$).

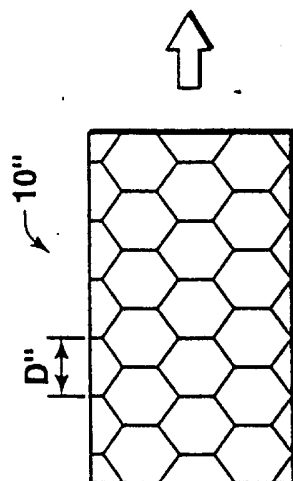
- 3) Způsob podle nároku 1 vyznačující se tím, že zmenšení tloušťky jmenované ocelové desky o hodnotu přibližně od 30 % do 70 % nastává v kroku (b).
- 4) Způsob podle nároku 1 vyznačující se tím, že zmenšení tloušťky jmenovaného ocelového plechu o hodnotu přibližně od 40 % do 80 % nastává v kroku (c).
- 5) Způsob podle nároku 1 obsahujícího dále krok umožňující ocelovému plechu chladnutí na vzduchu při teplotě okolí ze jmenované teploty při zastavení kalení před popouštěním jmenovaného ocelového plechu v kroku (f).
- 6) Způsob podle nároku 1 vyznačující se tím, že jmenovaná ocelová deska z kroku (a) sestává ze železa a následujících legujících prvků v uvedených hmotnostních procentech:
od přibližně 0,04 % do přibližně 0,12 % C,
přibližně alespoň 1 % Ni a méně než 9 % Ni
od přibližně 0,1 % do přibližně 1,5 % Cu,
od přibližně 0,1 % do přibližně 0,8 % Mo,
od přibližně 0,02 % do přibližně 0,1 % Nb,
od přibližně 0,008 % do přibližně 0,03 % Ti,
od přibližně 0,001 % do přibližně 0,05 % Al, a
od přibližně 0,002 % do přibližně 0,005 % N.
- 7) Způsob podle nároku 6 vyznačující se tím, že jmenovaná ocelová deska obsahuje méně než 6 % hmotn. Ni.
- 8) Způsob podle nároku 6 vyznačující se tím, že jmenovaná ocelová deska obsahuje méně než 3 % hmotn. Ni a vedle toho obsahuje přibližně od 0,5 % hmotn. do přibližně 2,5 % hmotn. Mn.
- 9) Způsob podle nároku 6 vyznačující se tím, že jmenovaná ocelová deska dále obsahuje alespoň jednu přísadu vybíranou ze skupiny sestávající z (i) až do 1,0 % hmotn. Cr, (ii) až do 0,5 % hmotn. Si, (iii) až do 0,1 % hmotn. V a (iv) až do 2,5 % hmotn. Mn.
- 10) Způsob podle nároku 6 vyznačující se tím, že jmenovaná ocelová deska dále obsahuje přibližně od 0,0004 % hmotn. do přibližně 0,0020 % hmotn. B.

- 11) Způsob podle nároku 1 vyznačující se tím, že ocelový plech po kroku popouštění (f) obsahuje v podstatě 100 % popuštěného jemnozrnného jehlicového martenzitu.
- 12) Ocelový plech mající DBTT nižší než přibližně -73°C (-100°F) jak ve hmotě ocelového plechu, tak v oblasti HAZ, pevnost v tahu vyšší než 830 MPa (120 ksi) a mikrostrukturu sestávající převážně z popuštěného jemnozrnného jehlicového martenzitu, popuštěného jemnozrnného dolního bainitu nebo jejich směsi vyznačující se tím, že tento jmenovaný ocelový plech je vyroben z opět ohřívané ocelové desky sestávající ze železa a následujících legujících prvků v uvedených hmotnostních procentech:
od přibližně 0,04 % do přibližně 0,12 % C,
přibližně alespoň 1 % Ni a méně než 9 % Ni
od přibližně 0,1 % do přibližně 1,5 % Cu,
od přibližně 0,1 % do přibližně 0,8 % Mo,
od přibližně 0,02 % do přibližně 0,1 % Nb,
od přibližně 0,008 % do přibližně 0,03 % Ti,
od přibližně 0,001 % do přibližně 0,05 % Al, a
od přibližně 0,002 % do přibližně 0,005 % N.
- 13) Ocelový plech podle nároku 12 vyznačující se tím, že jmenovaná ocelová deska obsahuje méně než přibližně 6 % hmotn. Ni.
- 14) Ocelový plech podle nároku 12 vyznačující se tím, že jmenovaná ocelová deska obsahuje méně než přibližně 3 % hmotn. Ni a dále obsahuje přibližně od 0,5 % hmotn. do přibližně 2,5 % hmotn. Mn.
- 15) Ocelový plech podle nároku 12 obsahující dále alespoň jednu přísadu vybíranou ze skupiny sestávající z (i) až do 1,0 % hmotn. Cr, (ii) až do 0,5 % hmotn. Si, (iii) až do 0,1 % hmotn. V a (iv) až do 2,5 % hmotn. Mn.
- 16) Ocelový plech podle nároku 12 obsahující dále přibližně od 0,0004 % hmotn. do přibližně 0,0020 % hmotn. B.
- 17) Způsob získávání DBTT nižší než přibližně -73°C (-100°F) v oblasti HAZ ocelového plechu vyznačující se tím, že se přidá přibližně alespoň 1,0 % hmotn. Ni a přibližně alespoň 0,1 % hmotn. Cu a podstatně minimalizuje přídavek prvků stabilizujících BCC.

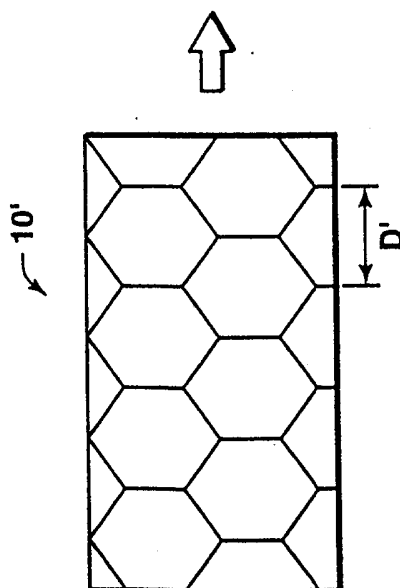
1/1



Obr. 1C



Obr. 1B



Obr. 1A