



ÚŘAD PRO VYNÁLEZY  
A OBJEVY

# POPIS VYNÁLEZU K PATENTU

196235  
(11) (B2)

(51) Int. Cl.<sup>3</sup>  
C 21 D 1/22

(22) Přihlášeno 31 01 69  
(21) (PV 643-69)

(32) (31) (33) Právo přednosti od 31 01 68  
(5365) Japonsko

(40) Zveřejněno 29 06 79

(45) Vydáno 15 12 82

(72) (73)  
Autor vynálezu  
a současně  
majitel patentu

SUZUKI KAZUHISA a SHIMOYAMA TOSHIKAZU,  
KOBE (Japonsko)

(54) Způsob tepelného zpracování svařitelných konstrukčních ocelí  
o vysoké pevnosti v tahu

1

Vynález se týká způsobu tepelného zpracování svařitelných konstrukčních ocelí o vysoké pevnosti v tahu, o složení v % hmotnostních 0,05 až 0,15 % uhlíku, 0,05 až 0,6 procenta křemíku, 0,5 až 1,4 % manganu, 0,1 až 0,8 % molybdenu, přičemž obsah manganu a molybdenu je v rozmezí 1,1 až 1,7 % a které dále obsahují 0,01 až 0,09 % hliníku a 0,001 až 0,15 % titanu, jednotlivě nebo ve vzájemné kombinaci a dále obsahují stopy až 2,0 % niklu, stopy až 0,12 % vanadu, stopy až 0,04 % niobu, stopy až 0,005 % boru, jednotlivě nebo ve vzájemné kombinaci, zbytek železo a nečistoty z tavení.

Jak je ukázáno v tabulce 1, získává se ocel o vysoké pevnosti v tahu pro svařované konstrukce tím, že se zakalí a popouští tak, aby se zvýšila její pevnost v tahu a její vrubová houževnatost, čímž její mikrostruktura představuje popouštěný martenzit.

Pevná ocel takto kalená a popouštěná obvyklými metodami má vysoký poměr meze průtažnosti k pevnosti v tahu, tj. vysoký průtažný poměr v důsledku toho, že má popouštěnou martenzitickou strukturu, takže její deformace a energie po lomu je poměrně malá, což vyvolává malou odolnost vůči soustředěným namáháním na konstrukcích z takových ocelí vytvořených.

Má-li se procento bezpečnosti vyhodnotit

2

s ohledem na poměr meze průtažnosti a pevnosti, je nezbytné zajistit vysoké procento bezpečnosti tím, že se udržení poměr zvýší. Když se poměr meze průtažnosti a pevnosti v tahu zvyšuje, musí být jednak sníženo přípustné namáhání takové ocele a jednak se musí zvětšit tloušťka desek u svařovaných ocelových konstrukcí, které se tak stanou těžkými.

Taková vysoce pevná ocel musí být popouštěna při vysokých teplotách, například nad 600 °C, aby se zvýšila její vrubová houževnatost. V důsledku tohoto chování ocele je poměr legovaných prvků v ní obsažených příliš vysoký na její pevnost. Jestliže se totiž zvyšuje pevnost ocele, zvyšuje se také uhlíkový ekvivalent, který bude nadále označován jako C ekv. a je roven  $C + 1/24 Si + 1/6 Mn + 1/40 Ni + 1/5 Cr + 1/4 Mo + 1/14 V$ . Když se zvyšují sklony ke tvrdnutí v pásmu zasaženém svářecím teplem, zvyšuje se tedy také citlivost na vytváření prasklin ve svaru, a to tak, že přehřívací teploty pro takovou ocel musí být zvýšeny v míře ukázané v tabulce 1, aby se zabránilo tvorbě prasklin ve svaru.

Shora uvedené závady odstraňuje u ocele shora uvedeného složení způsob zpracování podle vynálezu, jehož podstata spočívá v tom, že se ocel zahřívá na teplotu 850 °C

až 980 °C nad bodem přeměny A<sub>3</sub>, ochladí se v časovém období 3 až 50 sekund z teploty 800 na 500 °C a potom se po dobu nejméně 20 sekund, maximálně 600 sekund, plynule chladí z teploty 500 na 200 °C.

Tím se vytvoří bainitická struktura poskytující ocel s vysokou pevností v tahu pro svářené konstrukce.

Podle dalšího provedení způsobu podle vynálezu se ocel pak popouští při teplotách 500 až 680 °C pod bodem přeměny A<sub>1</sub>.

Vynálezem je vyvrácen dosavadní pozna-

tek, že je nesnadné vyrobit ocel s vysokou pevností v tahu v rozsáhlém pevnostním intervalu v důsledku předpokládané nízké vrubové houževnatosti bainitické struktury; proto je vynález velmi důležitý pro výrobu nových ocelí bainitické struktury s vysokou pevností v tahu.

Ocelí s vysokou pevností v tahu vyrobených způsobem podle vynálezu lze používat pro hotovení ocelových desek, výrobků z kujné ocele, lité ocele, tvarové ocele, ocelových potrubí, ocelových tyčí a drátů.

TABULKA 1

| Ocel   | Tepelné zpracování | C   | Si  | Mn   | P    | S    | Ni   |
|--------|--------------------|-----|-----|------|------|------|------|
| NH 60  | QT <sup>1)</sup>   | .15 | .47 | 1.28 | .020 | .010 | .06  |
| HT 70  | QT <sup>1)</sup>   | .13 | .37 | .90  | .010 | .016 | .86  |
| HT 80  | QT <sup>1)</sup>   | .13 | .34 | .82  | .015 | .008 | 1.01 |
| HT 100 | QT <sup>1)</sup>   | .16 | .27 | .78  | .015 | .010 | 1.22 |

Tabulka 1 — pokračování

| Ocel   | Cr  | Mo  | V   | Cu  | C ekv. <sup>2)</sup> | Mez průtažnosti<br>(MPa) | Pevnost<br>v tahu<br>(MPa) | Prodloužení (%) |
|--------|-----|-----|-----|-----|----------------------|--------------------------|----------------------------|-----------------|
| NH 60  | .25 | —   | .06 |     | .44                  | 552                      | 641                        | 18,2            |
| HT 70  | .36 | .33 |     |     | .47                  | 667                      | 747                        | 26,5            |
| HT 80  | .51 | .40 |     | .25 | .51                  | 754                      | 812                        | 23,5            |
| HT 100 | .62 | .56 | .05 | .25 | .60                  | 948                      | 993                        | 20,5            |

Tabulka 1 — pokračování

| Ocel   | Oblasti redukce<br>(%) | Absorbovaná energie v E<br>(J) | Teplota předehřívání<br>pro zamezení prasknutí<br>kořenu svaru °C |
|--------|------------------------|--------------------------------|-------------------------------------------------------------------|
| NH 60  | 68,2                   | 0 °C<br>141                    | 100                                                               |
| HT 70  | 68,1                   | -20 °C<br>117                  | 150                                                               |
| HT 80  | 66,5                   | -20 °C<br>76                   | 150                                                               |
| HT 100 | 65,6                   | -25 °C<br>82                   | 250                                                               |

<sup>1)</sup> Ochlazení ve vodě a popouštění.

<sup>2)</sup>  $C_{\text{ekv.}} = C + 1/24 \text{ Si} + 1/6 \text{ Mn} + 1/40 \text{ Ni} + 1/5 \text{ Cr} + 1/4 \text{ Mo} + 1/14 \text{ V}$ .

Způsob podle vynálezu bude nyní blíže vysvětlen v souvislosti s výkresey, kde na obr. 1 je graf znázorňující vztah mezi množstvím Mn + Mo v hmotnostních % a mezi průtažností a pevností v tahu v MPa u ocele vyrobené způsobem podle vynálezu, na obr. 2 je graf znázorňující vztah mezi množstvím Mn + Mo v hmotnostních % a vrubovou houževnatostí ocele vyrobené způsobem podle vynálezu v J, na obr. 3 je transformační diagram ocele při plynulém chlazení po tepelném zpracování podle vynálezu, na obr. 4 je graf znázorňující vztah mezi množstvím Mn + Mo v hmotnostních % a dobou chlazení ocele podle vynálezu, na obr. 5 je diagram

znázorňující vztah mezi uhlíkovým ekvivalentem a mezi průtažností, pevností v tahu a poměrem průtažnosti u ocele zpracované způsobem podle vynálezu ve srovnání s kalenou a popouštěnou ocelí běžného typu a obr. 6 znázorňuje mikrostrukturu ocele podle vynálezu.

Ocel podle vynálezu sestává v % hmotnostních z 0,05 až 0,15 % C, 0,05 až 0,6 % Si, 0,5 až 1,4 % Mn, z 0,1 až 0,8 % Mo, dále z 0,01 až 0,09 % Al a 0,001 až 0,15 % Ti a kromě toho v případě vysoké vrubové houževnatosti ještě z méně než 2,0 % Ni a dále, má-li být zvýšena pevnost v tahu bez snížení vrubové houževnatosti, obsahuje ještě jeden nebo dva z těchto prvků v % hmotnosti: stopy až 0,12 % V, stopy až 0,04 % Nb a stopy až 0,005 % B.

V tomto případě při obsahu C vyšším než 0,15 hmotnostního % může se ukázat, že pásmo zasažené svářecím teplem je značně

tvrdé, takže snadno může docházet k prasklinám ve svaru a martenzitická struktura se může vytvořit v důsledku tepelného zpracování, takže je výhodné, když se obsah C sníží pod 0,15 hmotnostního % a současně je větší než 0,05 hmotnostního % za účelem zvýšení pevnosti v tahu.

Když obsah Si je v % hmotnosti vyšší než 0,6 %, zhorší se svařitelnost oceli, přičemž současně je třeba většího obsahu Si než 0,05 % za účelem výroby oceli, takže správný rozsah obsahu Si je 0,05 — 0,6 %.

Je známo, že Mn je legovací prvek podporující pevnost v tahu u oceli, avšak příliš velký obsah Mn vyvolává ztvrdnutí pásma zasaženého svářecím teplem a tedy zvyšuje sklon oceli k tvoření prasklin ve svaru podobně jako obsah C. Aby tedy se udržela vhodná pevnost v tahu, musí být obsah tohoto prvku v % hmotnosti v rozmezí více než 0,5 % a méně než 1,4 % z hlediska svařitelnosti.

Obdobně bude obsah Mo z hlediska pevnosti v tahu vyšší než 0,1 % a z hlediska svařitelnosti menší než 0,8 %.

Pokud jde o složení oceli s vysokou pevností v tahu podle vynálezu, je známo, že prvky Mn a Mo jsou důležité pro vyvolání bainitické struktury oceli s vysokou pevností v tahu a s vysokou vrubovou houževnatostí.

V této souvislosti znázorňuje obr. 1 vztah mezi množstvím Mn + Mo a mezi pevností v tahu vyvolanou tepelným zpracováním, přičemž úsečka označuje v hmotnostních % obsah Mn + Mo a pořadnice vyznačuje v MPa mez průtažnosti a pevnost v tahu oceli, čímž ozřejmuje jejich vztah. Přitom úsečky proložené kroužky značí pevnost v tahu a úsečky proložené trojúhelníčky značí mez průtažnosti.

Z obr. 1 vyplývá jednoznačně, že množství Mn + Mo musí být větší než 1,1 hmotnostního %, aby se dosáhlo pevnosti v tahu vyšší než 588 MPa.

Obr. 2 znázorňuje vztah mezi množstvím Mn + Mo v hmotnostních % a vrubovou houževnatostí, přičemž na úsečce je v hmotnostních % vyznačeno množství Mn + Mo a pořadnice udává v J absorbovanou energii oceli při 0 °C, zjištěnou Charpyho vrubovou zkouškou rázem o hloubce vrubu V 2 mm. Ukazuje se, že množství Mn + Mo musí být menší než 1,7 hmotnostního %, aby se dosáhlo hodnoty vyšší než 47 J při 0 °C.

Z těchto výsledků na obr. 1 a 2 vyplývá, že se obsah Mn + Mo zvolí větší než 1,1 hmotnostního % a menší než 1,7 hmotnostního % podle ostatního složení oceli.

Pokud jde o prvek Al, je množství v % hmotnosti 0,01 — 0,09 % nutné pro odkysličení a vytvoření jemných krystalických zrn při výrobě oceli, avšak více než 0,09 % vede ke snížení vrubové houževnatosti v rozporu s původním požadavkem, a menší obsah než 0,01 % by byl naprosto neúčinný.

Jelikož Ti má téměř stejný účinek jako Al, lze Ti užít jako náhražky pro Al pro účely odkysličení a vytvoření jemných krystalických zrn. V tomto případě se dosáhne nejlepšího účinku Ti v rozmezí 0,001 — 0,15 %. Je také možné užít kombinace prvků Al a Ti.

I když Ni je účinný prvek pro zvýšení vrubové houževnatosti, jeho příliš velký obsah je nevhodný, takže jeho obsah bude u oceli s vysokou pevností v tahu podle vynálezu menší než 2 hmotnostní %.

Přísada prvků V, Nb a B v malých množstvích je účinná pro zvýšení pevnosti v tahu a lze tedy jeden nebo dva z těchto prvků do oceli přidat, pokud jejich obsah zůstane pod množstvím, které nevyvolá značnější snížení vrubové houževnatosti. V tomto případě bude množství těchto prvků v rozmezí v % hmotnosti: méně než 0,12 % V, méně než 0,04 % Nb a méně než 0,005 % B, jak vyplývá z příkladu provedení.

Kromě shora uvedených složek jsou v oceli zřejmě přítomny některé nevyhnutelné nečistoty.

Nyní budou podrobně vysvětleny podmínky tepelného zpracování oceli s vysokou pevností v tahu podle vynálezu.

Obr. 3 znázorňuje transformační diagram CCT při plynulém chlazení po tepelném zpracování na 900 °C pro ocel podle vynálezu obsahující v % hmotnosti 0,12 % C, 0,27 % Si, 0,3 % Mo, 1,05 % Mn a 0,018 % Al.

V obr. 3 je na úsečce vyznačena doba chlazení s 800 °C, v sekundách, při logaritmickém dělení, a pořadnice označuje teploty ve °C, v lineárním dělení, ukazující přeměnu oceli, přičemž A je austenitická oblast, F je počáteční feritická oblast, P je perlitická oblast, B je bainitická oblast a M je martenzitická oblast. Přitom přímka a — b — c znázorňuje počáteční bod martenzitické přeměny. Přímka d — e znázorňuje koncový bod martenzitické přeměny a křivka e — f znázorňuje přibližně koncový bod bainitické transformace.

V tomto vyobrazení je chladicí křivka 1 kritická křivka chlazení pro vytvoření počáteční feritické struktury, 2 je kritická křivka chlazení pro všechny struktury přecházející do bainitické a 3 je kritická chladicí křivka pro přechod do martenzitické struktury.

Z tohoto diagramu doby chlazení proti teplotě je zřejmé, že se vytvoří počáteční ferit, když chlazení probíhalo po křivce pomalejší než je křivka chlazení 1, takže se pevnost v tahu i vrubová houževnatost příslušně sníží.

Celá struktura se přemění na martenzitickou při chlazení rychlejším než je křivka chlazení 3, takže se udrží pevnost v tahu, avšak značně se sníží vrubová houževnatost.

Při chlazení mezi křivkami 2 a 3 se vytvoří smíšená struktura bainitu a martenzitu, takže nelze očekávat zvýšení vrubové

houževnatosti, jelikož je přimíšena martenzitická struktura.

Aby se vyhovělo oběma podmínkám jak co do vysoké pevnosti v tahu, tak i co do vrubové houževnatosti zároveň, je třeba zajistit vytvoření jemné bainitické struktury.

Pokud jde o podmínky chlazení za tímto účelem, musí chlazení probíhat v rozsahu křivek chladnutí 1 a 3 v případě ochlazení na 500 °C v blízkosti teploty ekvivalentní martenzitickému bodu.

Chladicí doba s 800 °C na 500 °C musí být tedy v rozmezí od  $S_3$  do  $S_1$  sekund. Je známo, že potom chlazení od 500 °C níže rozhodně ovlivňuje transformaci martenzitu, takže musí být provedeno v  $S_2$  sekundách jako doba chlazení s 500 °C na 200 °C se zřetelem na kritickou křivku chladnutí 2, kde se netvoří žádný martenzit, což znamená, že se martenzit nevytvoří, když se chlazení provede ve více než  $S_2$  sekundách s teploty 500 °C na teplotu 200 °C.

| značka<br>ocel | C   | Si  | Mn   | P    | S    | Mo  | Al   | Ti   | Mn+Mo<br>hmot.<br>% | $S_1$ (s) | $S_2$ (s) | $S_3$ (s) |
|----------------|-----|-----|------|------|------|-----|------|------|---------------------|-----------|-----------|-----------|
| A              | .13 | .26 | .90  | .012 | .016 | .30 | .023 | .005 | 1.20                | 54        | 10.8      | 1.6       |
| B              | .12 | .27 | 1.05 | .014 | .014 | .30 | .018 | .004 | 1.35                | 65        | 13.8      | 1.9       |
| C              | .12 | .25 | 1.22 | .012 | .019 | .20 | .036 | .    | 1.42                | 70        | 13.5      | 1.9       |

Ze shora popsaných výsledků vyplývají cích z obr. 2 a 3 je zřejmé, že rozsah obsahu Mn+Mo bude v % hmotnosti větší než 1,1 % a menší než 1,7 %, aby byly splněny podmínky kladené jak na pevnost v tahu, tak i na vrubovou houževnatost.

Z obr. 4 je také vidět, že  $S_1$  je 50 sekund,  $S_2$  je 9,8 sekund a  $S_3$  je 1,4 sekund v případě, že obsah Mn+Mo je 1,1 hmot. %, a že  $S_1$  je 95 sekund,  $S_2$  je 20 sekund a  $S_3$  je 2,8 sekund v případě, že obsah Mn+Mo je 1,7 hmot. %.

Ze shora uvedených výsledků vyplývá, že po zahřátí oceli podle vynálezu pod bod  $A_3$  přeměny ocel se chladí z teploty 800 °C na 500 °C v době 3 až 50 sekund a dále že se plynule ochladí z teploty 500 °C na 200 °C v době delší než 20 sekund, čímž se dostane jemná bainitická struktura.

Tímto způsobem se tedy zpracuje ocel podle vynálezu, aby se získala jemná bainitická struktura o dostatečné pevnosti v tahu a o dostatečné vrubové houževnatosti.

V případě, že se požaduje vyšší vrubová houževnatost, popouští se ocel při teplotách 500° až 680 °C pod bodem přeměny  $A_1$ .

Nyní bude uvedeno několik příkladů provedení podle vynálezu.

V tabulce 3 jsou uvedena chemická složení, podmínky tepelného zpracování a mechanické vlastnosti oceli podle vynálezu.

Pracovní příklady tabulky 3 se vztahují na oceli podrobené tepelnému zpracování podle vynálezu bez popouštění, přičemž bylo možné dosáhnout vysoké pevnosti v tahu

Aby se shora uvedenými podmínkami chlazení dospělo k jemné bainitické struktuře, je třeba provádět chlazení z 800 °C na 500 °C v rozmezí od  $S_3$  sekund do  $S_1$  sekund a potom chlazení od 500 °C na 200 °C je třeba provádět ve více než  $S_2$  sekundách.

Tyto kritické doby chlazení se budou ovšem měnit s různým složením oceli.

Tabulka 2 znázorňuje složení různých ocelí podle vynálezu, jakož i hodnoty pro  $S_1$ ,  $S_2$  a  $S_3$  sekund, získané z diagramu CCT po tepelném zpracování na 900 °C.

Obr. 4 znázorňuje vztah mezi složením oceli a časovými hodnotami  $S_1$ ,  $S_2$  a  $S_3$ , přičemž úsečka nese v lineárních dílcích v hmotnostních % množství Mn + Mo jako parametr pro složení oceli a pořadnice nese v sekundách při logaritmickém dělení hodnoty  $S_1$ ,  $S_2$  a  $S_3$ , čímž je stanoven vztah mezi Mn + Mo v hmotnostních % a mezi  $S_1$ ,  $S_2$  a  $S_3$ .

o hodnotě vyšší než 680 MPa pouze na základě složení oceli zpracované podle vynálezu.

Pracovní příklady tabulky 4 se týkají oceli podrobené chladicímu zpracování podle vynálezu, za kterým následuje popouštění.

Jak je z těchto příkladů patrné, lze popouštěním značně zvýšit vrubovou houževnatost.

Obr. 5 znázorňuje vztah mezi C ekv. a mezí průtažnosti, pevností v tahu, a průtažným poměrem pro ocel podle vynálezu.

V tomto grafu jsou na úsečce naneseny hodnoty C ekv. v % a na pořadnici hodnoty meze průtažnosti, pevnosti v tahu a průtažného poměru v MPa, čímž je objasněn vztah těchto hodnot a provedeno srovnání s ocelí o vysoké pevnosti v tahu při použití obvyklého postupu kalení a popouštění.

Křivka 1 znázorňuje mez průtažnosti, křivka 2 pevnost v tahu a křivka 3 průtažný poměr oceli podle vynálezu, kdežto křivka 1' znázorňuje mez průtažnosti, 2' pevnost v tahu, 3' průtažný poměr oceli obvyklého typu popsané v tabulce 1.

Z tohoto vztahu pro stejnou hodnotu C ekv. jednoznačně vyplývá, že ocel podle vynálezu má vyšší mez průtažnosti a vyšší pevnost v tahu a nižší průtažný poměr než ocel běžného typu. To znamená, že pro stejný stupeň pevnosti jeví ocel podle vynálezu menší sklon k tvrdnutí pásma zasaženého svářecím teplem, nižší citlivost k tvoření prasklin ve svaru a lepší svařitelnost než oceli běžného typu.

Nízká hodnota průtažného poměru oceli podle vynálezu vysvětluje její odolnost proti soustředěnému namáhání, dosažitelnost nízké procentové hodnoty bezpečnosti a možnost vyššího namáhání než pro jiné oceli běžného typu.

Tabulka 5 ukazuje vysokou tvrdost pásma zasaženého svářecím teplem pro ocel B a procento trhlin v kořenu svaru při zkoušce omezené drážkou Y, ilustrované v tabulce 3.

Z těchto výsledků je jasné patrné, že

ztvrditelnost pásma zasaženého svářecím teplem je nízká pro pevnost větší než 680 MPa, a že se nevytváří vůbec žádná prasklina ve svaru bez předeřtání při použití obvyklého svařovacího postupu s krycím oblokem.

Obr. 6 znázorňuje mikrofotografii oceli B uvedené v tabulce 3, v 500násobném zvětšení, z čehož je patrné, že mikrostruktura oceli s vysokou pevností v tahu podle vynálezu je jemná bainitická struktura.

Tabulka 3

| značka<br>oceli | C   | Si  | Mn   | P    | S    | Ni   | Cr | Mo  | V   | Nb   | B    | Al   | Ti   | Cekv. |
|-----------------|-----|-----|------|------|------|------|----|-----|-----|------|------|------|------|-------|
| A               | .13 | .26 | .90  | .012 | .016 |      |    | .30 |     |      |      | .023 | .005 | .37   |
| B               | .12 | .27 | 1.05 | .014 | .014 |      |    | .30 |     |      |      | .018 | .004 | .38   |
| C               | .12 | .25 | 1.22 | .012 | .019 |      |    | .20 |     |      |      | .036 |      | .38   |
| D               | .13 | .22 | 1.02 | .014 | .014 |      |    | .29 | .10 |      |      | .024 | .005 | .39   |
| E               | .12 | .19 | .90  | .014 | .016 |      |    | .32 |     |      | .003 | .040 |      | .36   |
| F               | .12 | .24 | 1.12 | .011 | .018 |      |    | .23 |     | 0.36 |      | .035 |      | .37   |
| G               | .12 | .24 | 1.02 | .014 | .015 | 1.16 |    | .30 |     |      |      | .016 |      | .40   |
| H               | .12 | .22 | .95  | .013 | .013 | 1.09 |    | .31 |     |      | .004 | .021 |      | .39   |
| I               | .10 | .21 | .79  | .012 | .018 | 1.38 |    | .19 | .06 | 0.22 | .002 | .058 | .12  |       |

Tabulka 3 — pokračování

| značka<br>oceli | T <sup>1)</sup><br>(°C) | S <sub>A</sub> <sup>2)</sup><br>(s) | S <sub>B</sub> <sup>3)</sup><br>(s) | mez prů-<br>tažnosti<br>MPa | pevnost<br>v tahu<br>MPa | prodlou-<br>žení <sup>4)</sup><br>(%) | kontrakce<br>[%] | vrubová<br>houževna-<br>tost (J) |
|-----------------|-------------------------|-------------------------------------|-------------------------------------|-----------------------------|--------------------------|---------------------------------------|------------------|----------------------------------|
| A               | 900                     | 25                                  | 158                                 | 508                         | 613                      | 20,5 <sup>6)</sup>                    | 76,1             | 165                              |
| B               | 900                     | 28                                  | 188                                 | 575                         | 689                      | 17,5 <sup>6)</sup>                    | 69,7             | 122                              |
| C               | 900                     | 18                                  | 58                                  | 494                         | 669                      | 39,8 <sup>5)</sup>                    | —                | 114                              |
| D               | 900                     | 22                                  | 91                                  | 560                         | 688                      | 18,0 <sup>6)</sup>                    | 72,9             | 153                              |
| E               | 900                     | 30                                  | 288                                 | 506                         | 649                      | 16,0 <sup>6)</sup>                    | 71,9             | 128                              |
| F               | 900                     | 20                                  | 82                                  | 586                         | 711                      | 17,5 <sup>6)</sup>                    | 69,5             | 138                              |
| G               | 900                     | 26                                  | 110                                 | 637                         | 766                      | 18,5 <sup>6)</sup>                    | 68,6             | 113                              |
| H               | 900                     | 35                                  | 121                                 | 630                         | 763                      | 14,5 <sup>6)</sup>                    | 70,8             | 144                              |
| I               | 900                     | 38                                  | 320                                 | 667                         | 809                      | 16,2 <sup>6)</sup>                    | 67,8             | 106                              |

1) T: teplota austenitizace, 2) S<sub>A</sub>: doba ochlazení s 800° na 500 °C, 3) S<sub>B</sub>: doba ochlazení s 500° na 200 °C, 4) délka vzorku = 50 mm, přitom sub 5) v témže sloupci jsou uvedeny hodnoty pro vzorek pro zkoušku tahem v podobě desky o tloušťce 20 mm, a sub 6) hodnoty pro vzorek pro zkoušku tahem o průměru 10 mm.

Tabulka 4

| značka | C                     | Si                        | Mn                       | P                    | S                  | Mo                               | V   |
|--------|-----------------------|---------------------------|--------------------------|----------------------|--------------------|----------------------------------|-----|
| B      | .12                   | .27                       | 1.05                     | .014                 | .014               | .30                              |     |
| D      | .13                   | .22                       | 1.02                     | .014                 | .014               | .29                              | .10 |
| značka | Al                    | Ti                        | Cekv                     | T <sup>1)</sup> (°C) | S <sub>A</sub> (s) | S <sub>B</sub> (s)               |     |
| B      | .018                  | .004                      | .38                      | 900                  | 28                 | 188                              |     |
| D      | .024                  | .005                      | .39                      | 900                  | 22                 | 91                               |     |
| značka | popouštění<br>teplota | mez<br>průtažnosti<br>MPa | pevnost<br>v tahu<br>MPa | prodloužení<br>(%)   | kontrakce<br>(%)   | vrubová<br>houževna-<br>tost (J) |     |
| B      | 650                   | 539                       | 665                      | 21,0                 | 68,6               | 249                              |     |
| D      | 590                   | 525                       | 639                      | 20,0                 | 67,5               | 164                              |     |

1) T: teplota austenitizace, 2) S<sub>A</sub>: doba chlazení od 800 na 500 °C, 3) S<sub>B</sub>: doba chlazení s 500 na 200 °C.

Tabulka 5

| značka                | Cekv                                                      | mez<br>průtažnosti<br>MPa | pevnost<br>v tahu<br>MPa | prodloužení<br>(%)                                         | kontrakce<br>(%) | maxim. tvrdost<br>v pásmu zasa-<br>ženém svařova-<br>cím teplem Hv |
|-----------------------|-----------------------------------------------------------|---------------------------|--------------------------|------------------------------------------------------------|------------------|--------------------------------------------------------------------|
| B                     | .38                                                       | 575                       | 689                      | 17,5                                                       | 69,7             | 268                                                                |
| pokračování tabulky 5 |                                                           |                           |                          |                                                            |                  |                                                                    |
| značka                | procento prasknutí svaru<br>při zkoušce omezené drážkou Y |                           |                          | předehřívací teplota<br>zamezení prasknutí kořene<br>svaru |                  |                                                                    |
|                       | bez předehřátí                                            | 50 °C                     | 100 °C                   |                                                            |                  |                                                                    |
| B                     | 0                                                         | 0                         | 0                        | teplota místnosti                                          |                  |                                                                    |

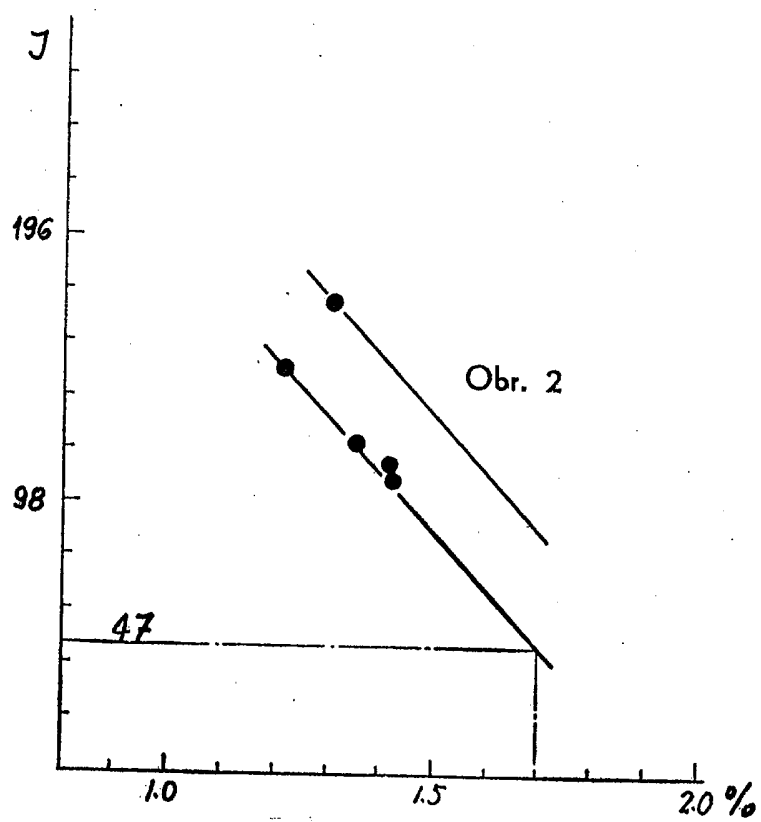
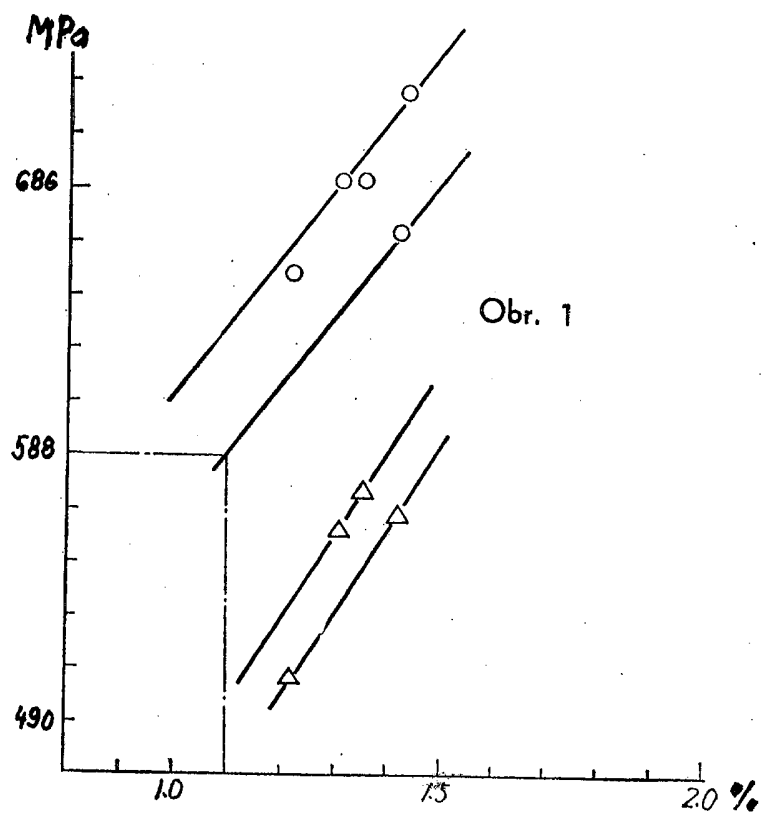
## PŘEDMĚT VYNÁLEZU

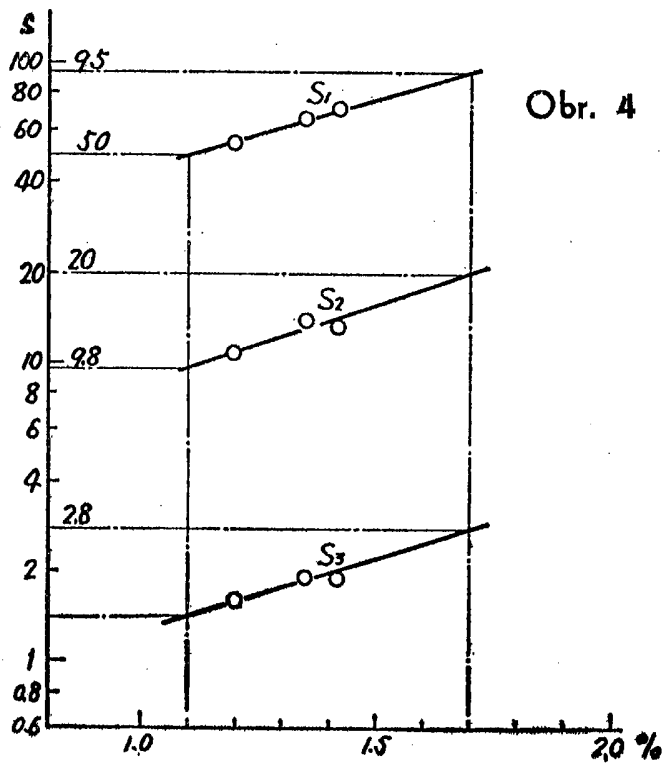
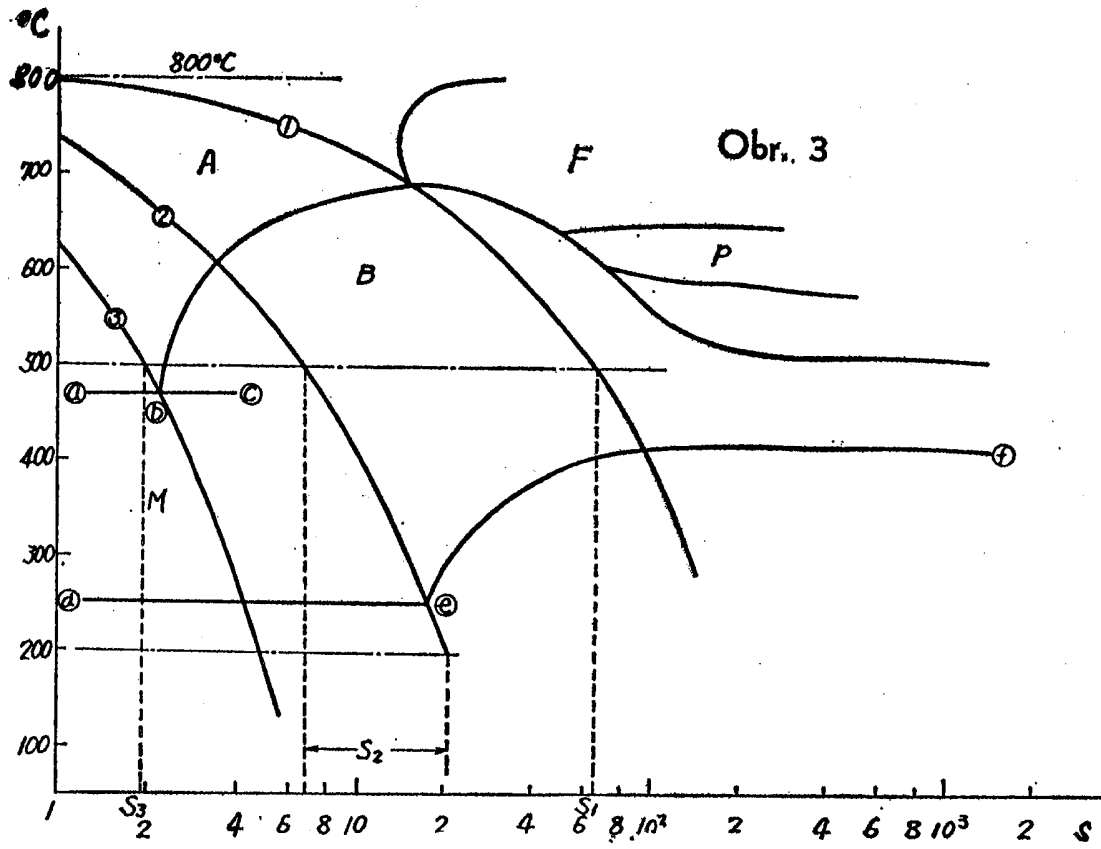
1. Způsob tepelného zpracování svařitelných konstrukčních ocelí o vysoké pevnosti v tahu, o složení 0,05 až 0,15 hmotnostních % uhlíku, 0,05 až 0,6 hmotnostních % křemíku, 0,5 až 1,4 hmotnostních % manganu, 0,1 až 0,8 hmotnostních % molybdenu, přičemž obsah manganu a molybdenu je v rozmezí 1,1 až 1,7 hmotnostních %, a které dále obsahují 0,01 až 0,09 hmotnostních % hliníku a 0,001 až 0,15 hmotnostních % titanu, jednotlivě nebo ve vzájemné kombinaci, a dále obsahují stopy až 2,0 hmotnostních % niklu, stopy až 0,12 hmotnostních %

vanadu, stopy až 0,04 hmotnostních % niobu, stopy až 0,005 hmotnostních % boru, jednotlivě nebo ve vzájemné kombinaci, zbytek železo a nečistoty z tavení, vyznačující se tím, že ocel se zahřívá na teplotu 850 až 980 °C nad bodem přeměny A<sub>3</sub>, ochladí se v časovém období 3 až 50 sekund s teploty 800 na 500 °C a potom se po dobu nejméně 20 sekund, maximálně 600 sekund, plynule chladí s teploty 500 na 200 °C.

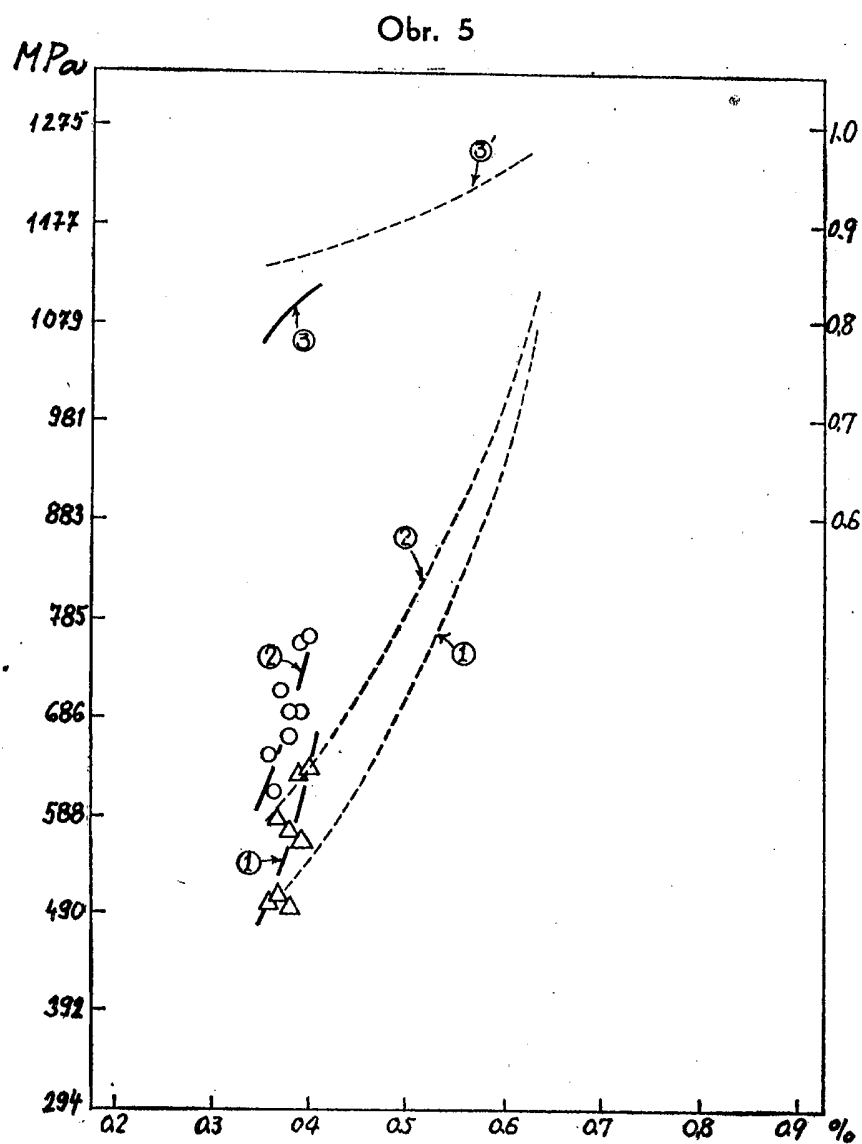
2. Způsob podle bodu 1 vyznačující se tím, že se ocel pak popouští při teplotách 500 až 680 °C pod bodem přeměny A<sub>1</sub>.

3 listy výkresů









Obr. 6

